

На правах рукописи

**Кольчурина Ирина Юрьевна**

**РАЗРАБОТКА И ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ  
МОДИФИЦИРОВАНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ  
КОМПЛЕКСНЫМИ ЛИГАТУРАМИ  
НА ОСНОВЕ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ**

Специальность 05.16.02 – Metallургия черных,  
цветных и редких металлов

Автореферат на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Новокузнецк – 2006

Работа выполнена  
на кафедре электрометаллургии, стандартизации и  
сертификации ГОУ ВПО «Сибирский  
государственный индустриальный университет»

Научный руководитель  
доктор технических наук, профессор В.М. Федотов

Научный консультант  
доктор технических наук, профессор И.Ф. Селянин

Официальные оппоненты  
доктор химических наук, профессор В.А. Дегтярь  
кандидат технических наук, доцент В.П. Симаков

Ведущая организация  
Юргинский технологический институт (филиал)  
Томского политехнического университета (ГОУ ВПО)

Защита состоится « 12 » декабря 2006 г. в 10.00 часов в аудитории ЗП  
на заседании диссертационного совета Д 212.252.01 при ГОУ ВПО «Сибир-  
ский государственный индустриальный университет» по адресу: 654007,  
г. Новокузнецк, Кемеровской области, ул. Кирова, 42, ГОУ ВПО «СибГИУ».

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке  
ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»

Автореферат разослан « 10 » ноября 2006 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета  
Д 212.252.01 д.т.н., профессор



А.Г. Никитин

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Достоинствами алюминиевых сплавов являются большой запас прочности, высокая тепло- и электропроводность, коррозионная стойкость, высокая технологичность. Они легко поддаются обработке давлением, резанием, имеют высокие литейные свойства. Самую большую группу алюминиевых сплавов представляют литейные сплавы, которые широко используются в различных отраслях промышленности во всем мире и их потребление постоянно растет. Более 90 % производства всех изделий из литейных алюминиевых сплавов приходится на долю сплавов системы алюминий-кремний.

Основными факторами, сдерживающими применение алюминиевых сплавов в России, являются их относительно высокая стоимость вследствие использования дорогих шихтовых материалов и низкое качество чушковых сплавов, слитков и отливок, обусловленное неоднородностью структуры, наличием крупнозернистых зон, пористости.

Сплавы с мелкозернистым кристаллическим строением обладают более высоким уровнем механических и технологических свойств. Поэтому измельчение выделений  $\alpha$ -твердого раствора кремния в алюминии и кремния является основной задачей в направлении улучшения свойств алюминиевых сплавов. Воздействие на расплав с целью измельчения структурных составляющих сплава возможно путем введения специальных добавок – модификаторов.

**Актуальность работы.** Разработка технологии модифицирования алюминиевых сплавов комплексными лигатурами на основе техногенных отходов актуальна в следующих аспектах:

– снижение экологической опасности технологических процессов, ресурсосбережение и утилизация отходов производства за счет использования для приготовления модификаторов шлака синтетического силумина и добавок легирующих элементов, регулирующих размер и количество структурных составляющих алюминиевых сплавов;

– повышение уровня механических и технологических свойств сплавов за счет формирования мелкокристаллической структуры и микролегирования  $\alpha$ -твердого раствора.

Работа выполнена в соответствии с программой Министерства образования и науки РФ «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники», подпрограмма «Новые материалы» по теме: «Разработка теоретических и технологических основ ресурсосберегающей технологии производства комплексных сплавов» (№ 04.03.360), а также в соответствии с перечнем критических технологий РФ.

**Цель работы.** Исследование теоретических основ и освоение ресурсосберегающей технологии модифицирования, обеспечивающей повышение свойств сплавов на основе системы алюминий-кремний и улучшение условий труда.

### Научная новизна.

1. Проведена комплексная аттестация свойств присадок на основе шлака синтетического силумина.

2. Разработан метод расчета интегральной теплоты кристаллизации сплавов по данным дифференциально-термического анализа, позволяющий определять относительную долю твердой фазы, выпадающей в области температур ликвидуса и солидуса.

3. Исследованы процессы кристаллизации металлов и сплавов с использованием метода термоэдс.

4. Разработаны теоретические основы и технология модифицирования лигатурами на основе шлака силуминового производства, включающие разработку механизма и математической модели процесса, определение оптимальных режимов и управляющих воздействий.

### Практическая значимость.

1. Разработана технология модифицирования алюминиевых сплавов, применение которой позволяет получать сплавы с более высокими показателями прочности, пластичности, жидкотекучести и пористости при одновременном снижении затрат на модифицирование, улучшении условий труда и утилизации отходов производства.

2. Определены технологические параметры производства модифицирующих лигатур в лабораторных условиях и освоена технология их получения в литейном цехе машиностроительного завода. Разработана технологическая схема производства модификаторов, обеспечивающая эколого-экономическую эффективность процесса.

### Реализация результатов.

По результатам освоения технологии получения модификаторов на основе шлака синтетического силумина в Центре порошковых технологий ГОУ ВПО «СибГИУ» и промышленной апробации разработана нормативно-техническая документация, которая передана в ОАО «Холдинговая компания «Барнаултрансмаш» для организации промышленного производства модифицирующих лигатур.

Разработанная математическая модель, позволяющая рассчитывать интегральную теплоту кристаллизации сплавов по данным дифференциального термического анализа, внедрена в учебный процесс и практику подготовки студентов специальности 150102 «Металлургия цветных металлов» и 150101 «Металлургия черных металлов».

### Предмет защиты и личный вклад автора. На защиту выносятся:

1. Результаты физико-химической аттестации синтезированных лигатур на основе шлака синтетического силумина.

2. Результаты исследования влияния модифицирования на механические и технологические свойства сплавов системы алюминий-кремний.

3. Результаты исследования процесса кристаллизации алюминио-кремниевых сплавов методом термоэдс.

4. Результаты термического и дифференциально-термического анализа и методика расчета интегральной теплоты кристаллизации металлов и сплавов.

5. Результаты освоения технологии модифицирования в литейном цехе машиностроительного предприятия, аппаратурно-технологическая схема производства модификаторов.

**Автору принадлежит:** научная постановка задач исследования; физико-химическая аттестация модификаторов на основе шлака синтетического силумина; проведение экспериментальных исследований комплекса технологических и механических свойств алюминиевых сплавов в исходном состоянии и после модифицирования предложенными присадками; модельно-математическое и физико-химическое исследование процесса модифицирования; освоение технологии модифицирования, обеспечивающей повышение уровня свойств алюминиевых сплавов, снижение затрат за счет использования отходов производства и снижение экологической опасности технологического процесса.

**Апробация работы.** Основные положения диссертационной работы докладывались на следующих конференциях: Всероссийская научно-техническая конференция «Новые материалы и технологии» (г. Москва, ноябрь 1994 г.); Зональная научно-техническая конференция «Совершенствование технологии получения и обработки сплавов и композиционных материалов» (г. Красноярск, апрель 1995 г.); Всероссийская научно-практическая конференция «Металлургия: реорганизация, управление» (г. Новокузнецк, май 2003 г.); Всероссийская научно-техническая конференция «Наука. Промышленность. Оборона.» (г. Новосибирск, апрель 2005 г.); VII Международная научно-практическая конференция «Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств» (г. Барнаул, декабрь 2005 г.); Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы электрометаллургии, сварки, качества» (г. Новокузнецк, май 2006 г.).

**Публикации.** Результаты, изложенные в диссертации, опубликованы в 19 печатных работах в центральных журналах и сборниках, из них 14 статей.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, пяти разделов, выводов и приложений. Изложена на 222 страницах, содержит 66 рисунков, 14 таблиц, список литературы из 133 наименований.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

### 1 СВОЙСТВА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И СПОСОБЫ ИХ ПОВЫШЕНИЯ

Применяемые в промышленности технологии модифицирования, включающие как непосредственные способы введения модифицирующих лигатур, так и методы их получения, имеют ряд недостатков, таких как потеря модифицирующего эффекта с течением времени, необходимость перегрева расплава, высаживание тугоплавких модификаторов на подину печи, выделение в атмосферу цеха токсичных веществ – компонентов модификаторов и, как следствие, ухудшение условий труда. Устранение перечисленных недостатков связано со значительными материальными затратами. Модифицирующие лигатуры готовят с использованием дорогостоящих компонентов, что также повышает себестоимость получаемых сплавов. Поэтому в настоящее время актуальны вопросы обеспечения экологической чистоты тех-

нологических процессов и ресурсосбережения.

Большинство разработанных в настоящее время технологий, позволяющих получать лигатуры довольно высокого качества, но требующих капитальных вложений на организацию и осуществление, являются не востребуемыми в промышленности.

Наиболее предпочтительными являются ресурсосберегающие технологии, не требующие организации специального участка производства лигатур и не связанные с ухудшением экологической обстановки на предприятии.

Анализ современного состояния вопроса подтвердил актуальность выбранного направления исследования, на его основе сформулированы цели, задачи, определены методы исследования диссертационной работы.

## 2 ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения исследований исходные алюминиевые сплавы получали с использованием первичных шихтовых материалов, а модифицирующие лигатуры – с использованием шлака синтетического силумина. Состав литейных алюминиевых сплавов АК7ч, АК9пч, АК12пч и АК12ММгН определялся в соответствии с ГОСТ 1583-93.

Плавки проводились в печи СШОЛ-1,5-1,5 в алундовых тиглях. Контроль температуры при плавке и исследованиях процесса кристаллизации сплавов осуществлялся хромель-алюмелевыми термопарами, входящими в состав измерительного комплекса «Темполь» в качестве первичного датчика. Измерительный комплекс позволяет производить сбор, регистрацию и хранение аналоговых сигналов на жестком диске ПЭВМ по 2048 каналам. В состав измерительного модуля входит 24-битовый аналоговый цифровой преобразователь ICP CON 7018, обеспечивающий 16-битовую точность, и преобразователь промышленного интерфейса (RS232 – com port) ICP CON 7520, обеспечивающий подключение к стандартному последовательному порту персонального компьютера.

Приготовление модификатора с условным обозначением М1 осуществлялось сплавлением шлака синтетического силумина с 0,5-10 % от массы присадки фосфористой меди; М2 – 5-10 % от массы присадки оксида бора; М3 – 0,5-10 % от массы присадки фосфористой меди и 5-10 % от массы присадки оксида бора, при  $t = 720 - 740$  °С. Полученный расплав разливался в специальные рифленые изложницы. Лигатура измельчалась до фракции 10 мм.

Модифицирование проводилось при температуре 730 – 750 °С по следующей схеме: введение в расплав заданного количества модификатора в пределах 0,1 – 1,00 % от массы расплава, выдержка в течение 8 – 15 мин, перемешивание и съем шлака.

Заливка расплава осуществлялась при температуре 720 – 740 °С в песчано-глинистую форму.

Механические свойства сплавов – временное сопротивление разрыву  $\sigma_B$  (МПа) и относительное удлинение  $\delta$  (%) определялись по методике

ГОСТ 1583-93 на образцах, выточенных из специально отлитой в металлический кокиль заготовки на универсальной испытательной машине СП-1000.

Сплавы АК7ч, АК9пч после модифицирования подвергались термообработке по режиму Т6 (ГОСТ 1583-93).

Исследования микроструктуры образцов осуществлялось после шлифования, полирования на алмазной суспензии и полировальной ткани на полировальной машине PHOENIX-BETA фирмы «Buller» и травления реактивом Келлера.

Металлографический анализ и съемка образцов проводились на электронном микроскопе AxioVert фирмы «Carl Zeiss», снабженном видеоконтролирующим устройством (ВКИ) и программным обеспечением.

С целью идентификации фаз синтезированных присадок и сплавов (в исходном состоянии и после модифицирования) проводился микрорентгеноспектральный анализ на растровом электронном микроскопе-микроанализаторе РЭММА-202 и рентгенофазовый анализ на дифрактометре ДРОН-2 в излучении железного анода.

Исследование процессов кристаллизации сплавов проводилось на установке следующей конструкции. В металлической опоке с помощью песчано-глинистой смеси и модели – стержня диаметром 30 мм и длиной 300 мм, получали цилиндрическую полость. Перед заливкой полость формы с двух сторон закрывалась графитовыми пробками. С противоположного от воронки конца формы через пробку в полости формы размещалась тяга, жестко скрепленная с пластиной, через которую перемещение образца передавалось на шток индукционного датчика малых перемещений, соединенного с измерительным комплексом. В полости формы по оси цилиндрического образца устанавливались хромель-алюмелевые термодпары. Изменение температуры кристаллизующегося сплава в координатах «температура-время» фиксировалось измерительным комплексом с интервалом времени 1 секунда. С целью измерения термоэдс сплавов в полость формы устанавливались два медных провода марки ПВС 2×0,75 на расстоянии 200 мм и разностью температур между ними 20 – 50 °С.

Полученные результаты обрабатывались с использованием стандартного пакета прикладных программ Microsoft Excel.

Экспериментальные исследования жидкотекучести проводились в металлической прутковой и в песчаной прутковой пробах.

Для определения содержания водорода в силуминах до и после модифицирования использовался метод нагрева образца в токе инертного газа носителя.

Пористость сплавов оценивалась по пятибалльной стандартной шкале ВИАМ, на макрошлифах образцов в форме цилиндра диаметром 65 мм и высотой 9 мм, вырезанных из залитых в металлический кокиль заготовок. Темплеты вырезались в непосредственной близости от места установки термодпары в образце.

Для выявления микроструктуры образец подвергался механической обработке до чистоты Ra не более 1,6 мкм и травлению в 20 % растворе NaOH в соответствии с ГОСТ 1583-93. Для измерения линейного размера пор ис-

пользовался стендовый микроскоп Stemi 2000-C (Zeiss). Количество и размер пор определялись как среднее арифметическое трех измерений.

### **3 РАЗРАБОТКА ТЕОРЕТИЧЕСКИХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ КОМПЛЕКСНЫМИ АЛЮМИНИЕВЫМИ ЛИГАТУРАМИ НА ОСНОВЕ ШЛАКА СИНТЕТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА**

Выбор присадок при синтезе алюминиевых лигатур обоснован с точки зрения обеспечения комплексного воздействия на составляющие микроструктуры сплавов:  $\alpha$ -твердый раствор кремния в алюминии, эвтектику и первичный кремний; экологической чистоты технологического процесса и ресурсосбережения.

Проведена комплексная физико-химическая аттестация модификаторов на основе шлака синтетического силумина. В результате проведения рентгенофазового анализа установлено, что в образцах модификаторов М1, М2 и М3 присутствуют кремний, оксид алюминия в виде корунда ( $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), медь выявлена в составе алюминида CuAl<sub>2</sub>. Из кристаллических фаз присутствует шпинель типа MeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. Максимальные пики дифракционных отражений на всех полученных рентгенограммах соответствуют алюминию.

На основании анализа кристаллографических характеристик веществ, входящих в состав модификаторов, и их температур плавления, выявлены тугоплавкие нерастворимые вещества (SiO<sub>2</sub>,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), имеющие структурное сходство с решеткой кристаллизующейся фазы, то есть имеющие параметры кристаллической решетки, близкие к параметру решетки  $\alpha$ -твердого раствора кремния в алюминии ( $a_0 = 4,04 \text{ \AA}$ ). Такие вещества могут служить центрами кристаллизации, на поверхности которых происходит гетерогенное образование кристаллов. Методом микрорентгеноспектрального анализа в структуре исследуемых модификаторов выявлено наличие частиц легирующих элементов (кремния, меди, фосфора) размером 8 – 10 мкм. Такие частицы, растворяясь в расплаве, образуют соединения, которые также могут служить центрами кристаллизации модифицированного сплава. Сделан вывод, что модификаторы на основе шлака синтетического силумина действуют по зародышеобразующему механизму.

На основании полученных результатов разработана технология модифицирования лигатурами на основе шлака синтетического силумина, включающая следующие стадии: введение модификатора в пределах 0,4 – 0,5 % от массы расплава при температуре 730 – 750 °С; выдержку в течение 10 – 15 мин; перемешивание; съем вторичного шлака и разливку расплава.

Изучение механических свойств сплавов позволило определить количество легирующих элементов и количество вводимой присадки. Отмечено повышение показателей относительного удлинения ( $\delta$ , %) и временного сопротивления разрыву ( $\sigma_B$ , МПа) доэвтектических сплавов на основе системы алюминий – кремний, модифицированных лигатурами на основе шлака синтетического силумина, на 40 %, а сплавов заэвтектического типа – на 60 %.

#### 4 МОДЕЛЬНО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ МОДИФИЦИРОВАНИЯ

Исследовано влияние термообработки на механические свойства модифицированных сплавов АК7ч и АК9пч. Прочность силуминов возрастает до 100 % в зависимости от вида вводимой присадки, пластичность сплава АК9пч повышается незначительно, а сплава АК7ч – снижается. Твердость АК7ч возрастает на 60 – 90 %.

Показано, что повышение механических свойств является следствием измельчения составляющих микроструктуры. Влияние модифицирования заключается в измельчении выделений  $\alpha$ -твердого раствора кремния в алюминии, увеличении доли выделений эвтектики и уменьшении скоплений железосодержащих фаз.

Модифицированные силумины имеют более высокие технологические свойства, то есть обладают лучшей способностью заполнять форму и кристаллизуются с меньшей усадкой, что позволяет получать более качественные изделия. Усадка модифицированных сплавов начинается при температуре 520 – 570 °С, что на 20 – 40 °С ниже температуры начала усадки базовых сплавов. Исследования газовой пористости хорошо согласуются со значениями линейной усадки. Минимальной газонасыщенностью обладают модифицированные сплавы, имеющие балл пористости 1. Снижение содержания водорода в модифицированных сплавах составляет 17 – 80 % по сравнению с исходными. Причем максимальное снижение содержания водорода характерно для модифицированного сплава АК7ч, который имеет минимальные балл пористости и предусадочное расширение.

Формированию мелкозернистой структуры сплавов способствует увеличение числа зародышей новой фазы при кристаллизации, что повышает термоэкс сплавов алюминия с кремнием, модифицированных присадками на основе шлама синтетического силумина. На основании проведенных термоэлектрических исследований определено, что максимальные значения абсолютной термоэкс соответствуют сплаву с более мелкозернистым кристаллическим строением.

На кривых абсолютной термоэкс пики приходятся на температуру фазовых превращений, чем объясняется разница в количестве пиков алюминия и сплавов. Отмечено, что в модифицированных сплавах величина первого пика при температуре ликвидус ( $T_L$ ) всегда меньше, чем величина второго пика при температуре солидус ( $T_S$ ). В исходном сплаве наблюдается обратная зависимость, это означает, что в модифицированных сплавах большая часть твердой фазы выпадает вблизи  $T_S$ , а меньшая доля – вблизи  $T_L$ . В чистом алюминии температуры  $T_L$  и  $T_S$  совпадают и приходятся на температуру кристаллизации чистого металла, поэтому наблюдается один пик термоэкс максимальной глубины. Суммарная термоэкс двух пиков модифицированных сплавов практически равна основному пику термоэкс чистого алюминия. Следовательно, общее количество твердой фазы, образующееся при фазовых превращениях, остается постоянным.

Сделан вывод о целесообразности использования метода термоэкс для исследования фазовых превращений при кристаллизации сплавов.

Обосновано применение методов термического (ТА) и дифференциально-термического анализа (ДТА) для исследования процессов, происходящих при кристаллизации металлов и сплавов. Предложен метод расчета скорости кристаллизации алюминиевых сплавов с использованием экспериментальных данных ТА и ДТА и теплофизических параметров материала формы и образца.

На основе уравнения теплового баланса кристаллизации образца в песчано-глинистой форме, включающего равенство прихода тепла, который складывается из теплоты кристаллизации, теплоты перегрева и теплоты, аккумулированной затвердевшей корочкой; и тепла, затраченного на нагрев формы, получено выражение для расчета толщины прогретого слоя формы:

$$\partial \delta_{\phi} = b \partial \varepsilon; \quad b = \frac{L_{кр} \rho_{\phi}}{C_{\phi} \rho_{\phi} (\bar{T}_{\phi} - T_{\phi}^0)}, \quad (1)$$

где  $b$  – постоянная, характеризующая увеличение толщины прогретого слоя формы по отношению к толщине закристаллизовавшейся корочки;  
 $\varepsilon$ ,  $\delta_{\phi}$  – толщина затвердевшего слоя металла и прогретого слоя формы, м;

$L_{кр}$  – теплота кристаллизации металла, Дж/кг;

$\rho_{\phi}$  и  $\rho_{\phi}$  – плотность сплава и формовочной смеси, кг/м<sup>3</sup>;

$C_{\phi}$  и  $C_{\phi}$  – теплоемкость сплава и формовочной смеси, Дж/(кг·К);

$\bar{T}_{\phi}$  – средняя температура прогретого слоя формы, К;

$T_{\phi}^0$  – начальная температура формы, К.

С учетом коэффициента теплопередачи для плоской многослойной стенки получено дифференциальное уравнение:

$$\partial \tau = B \cdot b \cdot \left( \frac{\varepsilon}{\lambda_{\phi}} + \frac{b \varepsilon}{\lambda_{\phi}} \right) \partial \varepsilon, \quad (2)$$

где  $\lambda_{\phi}$  и  $\lambda_{\phi}$  – теплопроводность металла и формы соответственно;  
 коэффициент  $B$  определяется по формуле:

$$B = \frac{C_{\phi} \rho_{\phi} (\bar{T}_{\phi} - T_{\phi}^0)}{T_{кр} - T_{\phi}^0}, \quad (3)$$

где  $T_{кр}$  – температура кристаллизации, К.

После преобразований и интегрирования уравнения (2), получено уравнение закона квадратного корня для кристаллизации:

$$e = K\sqrt{\phi}, \quad (4)$$

где  $\tau$  – время затвердевания, с;

$K$  – константа затвердевания, определяется по формуле:

$$K = \sqrt{\frac{2\lambda_{\phi}\lambda_{\text{м}}}{(\lambda_{\phi} + b\lambda_{\text{м}}) \cdot b \cdot B}}. \quad (5)$$

Из выражения константы затвердевания для песчано-глинистой формы при кристаллизации цилиндрического образца из алюминиевого сплава, полученного после преобразований (4), следуют формулы для расчета скорости изменения температуры сплава в начале ( $\tau_{\text{н}}$ ) и в конце ( $\tau_{\text{к}}$ ) процесса

$$\left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\tau_{\text{н}}} = \frac{1,05(T_{\text{кр}} - T_{\phi}^0) \cdot b_{\phi}}{2\rho_{\text{ж}}C_{\text{ж}}R\sqrt{\tau}} \Bigg|_{\tau_{\text{н}}}; \quad \left. \frac{\partial T}{\partial \tau} \right|_{\tau_{\text{к}}} = \frac{1,05(T_{\text{кр}} - T_{\phi}^0) \cdot b_{\phi}}{2\rho_{\text{м}}C_{\text{м}}R\sqrt{\tau}} \Bigg|_{\tau_{\text{к}}} \quad (6)$$

где  $R$  – приведенный размер образца, м;

$b_{\phi} = \sqrt{\lambda_{\phi}C_{\phi}\rho_{\phi}}$  – теплоаккумулирующая способность формы;

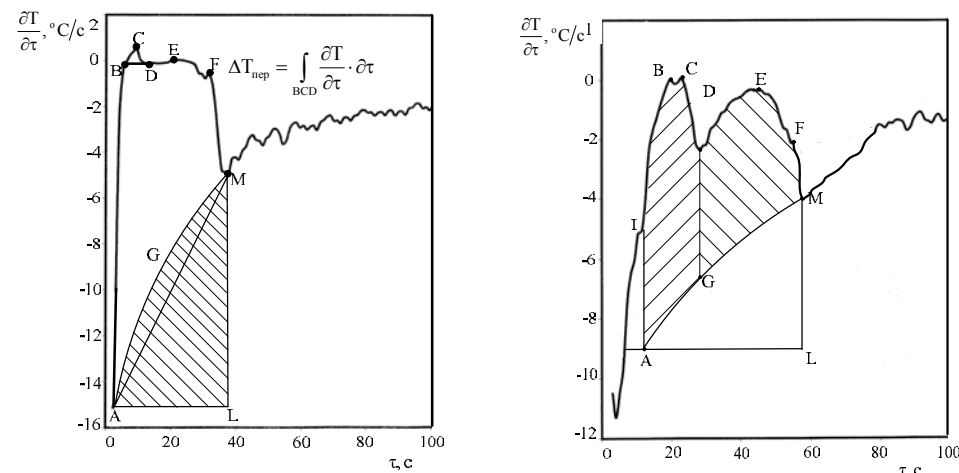
индексом «ж» обозначены значения, характеризующие жидкое состояние, а индекс «м» – твердое состояние.

Разработан метод расчета интегральной теплоты кристаллизации на основе данных ДТА (рисунок 1).

Для иллюстрации данного метода точками А и М на кривой ДТА обозначены начало и конец кристаллизации, соответствующие местам перегиба на термической кривой, в которых вторая производная  $\frac{\partial^2 T}{\partial \tau^2}$  равна нулю, а

первая достигает оптимальных значений. Точки А и М соединяет кривая ABCDEFM, полученная дифференцированием экспериментально полученной зависимости  $T(\tau)$ . Площадь под кривой ABCDEFMGA, численно рассчитанная методом Ньютона-Симпсона, пропорциональна полной теплоте кристаллизации сплава.

Расчеты по формуле (6) позволили обработать данные дифференциально-термического анализа, построить эпюры площадей, характеризующих полную теплоту кристаллизации сплавов (рисунок 1) и по соотношению площадей DEFMGA/ABCDEFMGA определить количество твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидуса для исследованных сплавов в исходном состоянии и после модифицирования (рисунок 2).



а б  
Рисунок 1 – Дифференциально-термические кривые алюминия (а) и сплава АК12пч (б)

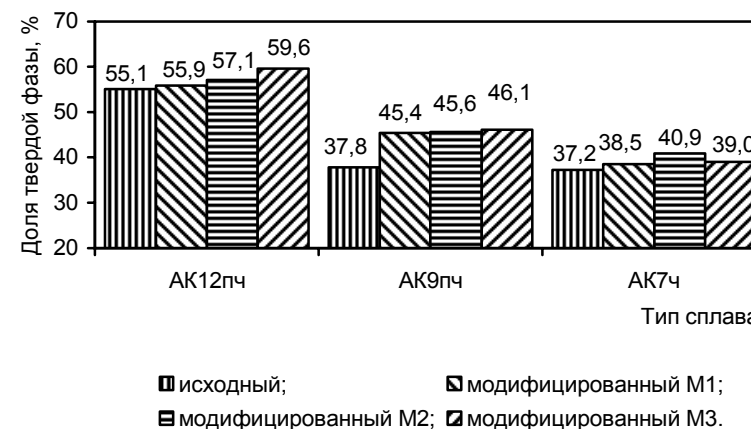


Рисунок 2 – Гистограмма количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус

Отмечено увеличение количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус, рассчитанного по кривым ДТА графическим и численным методом, для модифицированных сплавов.

Расчетная теплота кристаллизации по данным ДТА определяется выражением:

$$L_{кр} = \bar{C}_{ж-ТВ} \int_{\tau_H}^{\tau_K} \frac{\partial T}{\partial \tau} \partial \tau = 1,05 \frac{\vartheta_{кр} \cdot b_{\phi}}{R \cdot \rho_{ж-ТВ}} \sqrt{\tau_K - \tau_H}, \quad (7)$$

где  $\bar{c}_{ж-ТВ}$ ,  $\bar{C}_{ж-ТВ}$  – средние значения плотности и теплоемкости сплава в интервале  $\Delta T_{кр} = T_L - T_S$ ;  $\vartheta_{кр} = T_{кр} - T_{\phi}^0$ .

Установлена высокая достоверность расчета теплоты кристаллизации с использованием разработанной математической модели. Расчетное значение  $L_{кр}$  по формуле (7) равно 376 кДж/кг.

Справочное значение для чистого алюминия  $L_{кр} = 390$  кДж/кг. Соответствие расчетных и справочных значений достаточное, если учесть, что сплав А4 имеет примеси  $\approx 10^{-2}$  %, что также было зафиксировано по термической кривой. Сплав А4 кристаллизовался в интервале температур  $\Delta T_{LS} = 657,11 - 656,41 = 0,7$  °С.

Механизм модифицирования объяснен с привлечением термодинамических и кинетических представлений о процессе кристаллизации. Установлено, что модификаторы, образуя виртуальные (время существования которых составляет  $\approx 10^{-11}$  с, что всего на порядок выше времени перескока атомов) связи с компонентами расплава вблизи температуры ликвидус, замедляют диффузию атомов на фронте кристаллизации, увеличивают переохлаждение, что вызывает рост скорости гомогенного и гетерогенного образования зародышей и приводит к измельчению микроструктуры. Кристаллизация идет в области более низких температур, что подтверждается анализом количества твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус (рисунок 2), которое у модифицированных сплавов выше.

Математическими преобразованиями показана зависимость теплофизических характеристик расплава, коэффициента диффузии от времени затвердевания, определенного в экспериментальных исследованиях.

Время полного затвердевания ( $\tau_{п}$ ) связано с константой затвердевания через приведенный размер отливки

$$R = K \sqrt{\tau_{п}} \quad \text{или} \quad \tau_{п} = \frac{1}{K^2} R^2. \quad (8)$$

Тогда соотношение времени полного затвердевания исходного и модифицированного сплавов равно

$$\frac{\tau_{пмод}}{\tau_{писх}} = \frac{K_{исх}^2}{K_{мод}^2}; \quad \text{отсюда} \quad K_{мод} = K_{исх} \cdot \sqrt{\frac{\tau_{писх}}{\tau_{пмод}}}, \quad \text{следовательно,} \quad K_{мод} < K_{исх}.$$

Так как константа затвердевания определяется по формуле (5), а произведение коэффициентов В и b равно

$$b \cdot B = \frac{L_{кр} \cdot \rho_M}{T_{кр} - T_{\phi}^0},$$

то выражение для константы затвердевания, включающее теплопроводность металла и формы, записывается следующим образом

$$K = \sqrt{\frac{(2\lambda_M \cdot \lambda_{\phi}) \cdot (T_{кр} - T_{\phi}^0)}{(\lambda_{\phi} + b\lambda_M) \cdot L_{кр} \cdot \rho_M}}. \quad (9)$$

Значение коэффициента теплопроводности входит в выражение температуропроводности

$$a_M = \frac{\lambda_M}{C_M \cdot \rho_M}, \quad (10)$$

которая, в свою очередь, связана с коэффициентом диффузии через число Льюиса

$$Le = \frac{Pr}{Sc} = \frac{D}{a}, \quad (11)$$

где  $Pr = \frac{v}{a}$  – число Прандтля;

$v$  – кинематическая вязкость;

$Sc = \frac{v}{D}$  – число Шмидта.

По первой теореме подобия, одноименные критерии в модели и в эксперименте должны быть постоянными, т.е.

$$Le_{исх} = Le_{мод} = idem. \quad (12)$$

Следовательно, с уменьшением  $\lambda_M$ , а, значит, и  $a_M$ , при  $C_M \rho_M = const$ , в соответствии с (11) уменьшается коэффициент диффузии атомов на фронте кристаллизации. Уменьшение  $\lambda_M$  приводит к уменьшению теплоаккумулирующей способности металла  $b_M = \sqrt{\lambda_M C_M \rho_M}$ , и к уменьшению константы затвердевания, а, значит, к увеличению полного времени затвердевания модифицированных сплавов (рисунок 3).

Замедление скорости диффузии атомов на фронте кристаллизации при модифицировании увеличивает переохлаждение расплава  $\Delta T = T_L - T_{нкp}$ , где  $T_{нкp}$  – температура начала образования зародышей кристаллизации.

С увеличением переохлаждения расплава ( $\Delta T$ ) увеличивается скорость ( $I$ ) гомогенного и гетерогенного образования зародышей в соответствии с выражением

$$I = K_1 \exp \left[ - \frac{A T_{кр}^2 \sigma^3}{\Delta T^2} \right], \quad (13)$$

где  $K_1, A$  – постоянные;

$T_{кр}$  – температура кристаллизации;

$\sigma$  – поверхностная энергия границ раздела фаз.

Увеличение  $I$  и уменьшение коэффициента диффузии  $D$  приводит к измельчению микроструктуры модифицированных сплавов.

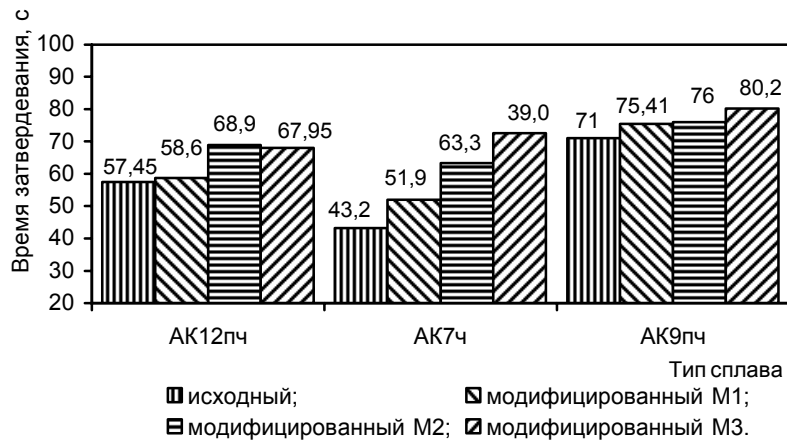


Рисунок 3 – Гистограмма времени полного затвердевания силуминов в исходном состоянии и после модифицирования

Форма кривых, получаемых при дифференцировании ступенчатой функции результатов термоэлектрических исследований  $\left( \alpha(T) = \frac{\partial E}{\partial T} \right)$ , объ-

яснена возникновением дельта-функции (рисунок 4). Глубина  $\delta$ -образных пиков определяется высотой скачка  $\Delta E$  на кривой  $E(T)$  и позволяет судить о соотношении фаз, выпадающих при кристаллизации при температурах ликвидус и солидус. Для сплава АК12пч наблюдается два  $\delta$ -образных пика, которые соответствуют двум перегибам на термической кривой  $\frac{\partial T}{\partial t}$ . Глубина

пика ABC больше, чем глубина пика CDE. При этом площадь фигуры ABC также больше площади фигуры CDE. Для модифицированного сплава наблюдается противоположная картина. Таким образом, термоэлектрические исследования также показывают, что модифицирование сплавов смещает процесс кристаллизации в область более низких температур от  $T_L$  к  $T_S$ .

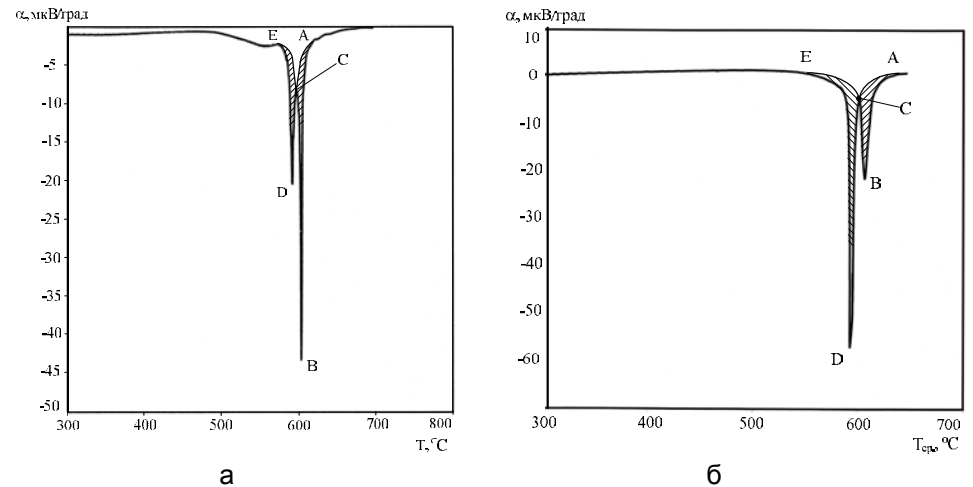


Рисунок 4 – Абсолютная термоэдс исходного (а) и модифицированного МЗ (б) сплава АК12пч

Этот факт подтверждается исследованиями жидкотекучести и предсудочного расширения на кривой линейной усадки исходных и модифицированных алюминиевых сплавов.

Согласно уравнению,

$$\tau_{п} = R \frac{C_M \rho_M}{\alpha(T_3 - T_0^0)} \left[ \Delta T_{п} + (T_L + T_0) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right], \quad (14)$$

где  $\alpha$  – коэффициент теплообмена на поверхности металл-форма;

$m_0$  – количество твердой фазы при температуре нулевой жидкотекучести  $T_0$ ,

полное время  $\tau_{п}$  течения металла в канале постоянного сечения пробы на жидкотекучесть с учетом теплофизического взаимодействия с поверхностью формы, зависит от количества твердой фазы при температуре нулевой жидкотекучести. Следовательно, соотношение количества твердой фазы исходного и модифицированного сплавов определяется из соотношения значений жидкотекучести соответствующих сплавов.

Жидкотекучесть, после преобразований (14), определяется по формуле



$$\Lambda = \sqrt{\frac{2gh}{1 + \sum_i \xi_i}} \cdot R \cdot \frac{C_M \rho_M}{\alpha(T_3 - T_\phi)} \left[ \Delta T_{II} + (T_L - T_0) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right]. \quad (15)$$

где  $h$  – гидростатический напор;

$\sum_i \xi_i$  – сумма коэффициентов сопротивлений;

$\Delta T_{II}$  – температура перегрева, К;

$T_3$  – температура заливки, К.

При постоянных значениях  $h$ ,  $R$ ,  $C_M \cdot \rho_M$ ,  $T_3$ ,  $\sum_i \xi_i$ ,  $\alpha$  (в условиях эксперимента) отношение длины залитых проб на жидкотекучесть равно

$$\frac{\Lambda_M}{\Lambda_0} = \frac{\left[ \Delta T_{II} + m_0(T_L - T_S) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right]_M}{\left[ \Delta T_{II} + m_0(T_L - T_S) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right]_0}, \quad (16)$$

где  $\Lambda_0$ ,  $\Lambda_M$  – жидкотекучесть исходного и модифицированного сплавов соответственно, мм.

Количество твердой фазы  $m_{0M}$  для модифицированного сплава, выраженное из уравнения (16), определяется по формуле

$$m_{0M} = \frac{\frac{\Lambda_M}{\Lambda_0} \left[ \Delta T_{II} + m_0(T_L - T_S) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right]_0 - \Delta T_{II}}{(T_L - T_S) + \frac{L_{кр}}{C_M}}. \quad (17)$$

По литературным данным для алюминиевых сплавов количество твердой фазы вблизи линии нулевой жидкотекучести  $m_0 = 0,28 - 0,32$ . Для расчета принято значение  $m_0 = 0,3$ .

Промежуточные коэффициенты  $A_3$  и  $A_4$  определяются выражениями

$$A_3 = \left[ \Delta T_{II} + m_0(T_L - T_S) + m_0 \frac{L_{кр}}{C_M} \right]_0; \quad A_4 = (T_L - T_S) + \frac{L_{кр}}{C_M}. \quad (18)$$

Результаты расчетов промежуточных коэффициентов и доли твердой фазы вблизи температуры нулевой жидкотекучести приведены в таблице 1.

Из анализа таблицы 1 следует, что линия нулевой жидкотекучести модифицированных сплавов смещается к линии солидус. Увеличение интерва-

ла жидкоподвижного состояния подтверждается значениями предудсадочного расширения, содержания водорода и газовой пористости.

За счет меньшей разветвленности дендритов и компактной формы первичных кристаллов, модифицированный сплав теряет текучесть при большей доле твердой фазы, чем исходный. Значения относительной доли твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус, рассчитанные по данным ДТА и значениям жидкотекучести, имеют очень близкие значения.

Таблица 1 – Расчетные значения доли твердой фазы  $m_{0M}$  для модифицированных силуминов

Параметр	Сплав								
	АК7ч			АК9пч			АК12пч		
$C_M$ , Дж/(кг·К)	1085			1077			1085		
$(T_L - T_S)$ , К	45			27			17		
$L_{кр}$ , кДж/кг	292			183			170		
$\Delta T_{II} = (T_3 - T_L)$ , К	80			104			112		
$A_4$	174,2			163,1			173,7		
$A_3$	314,1			196,9			188,7		
$m_0$	0,3			0,3			0,3		
Модификатор	M1	M2	M3	M1	M2	M3	M1	M2	M3
$A_5 = \Lambda_M / \Lambda_0$	1,419	1,436	1,488	1,090	1,106	1,108	1,150	1,160	1,216
$m_{0M} = A_5(A_3 - \Delta T_{II}) / A_4$	0,529	0,542	0,570	0,375	0,388	0,390	0,407	0,409	0,504
$(T_L - T_0)_M = [m_{0M}(T_L - T_S)]_M$ , К	23,8	24,4	25,7	10,1	10,5	10,7	6,91	6,95	8,57
$(T_L - T_0)_0 = [m_{0M}(T_L - T_S)]_0$ , К	13,5	13,5	13,5	8,1	8,1	8,1	5,1	5,1	5,1

Математическая обработка полученных значений технологических свойств сплавов на основе системы алюминий-кремний, позволила установить, что использование дифференциально-термического и термоэлектрического анализов совместно с анализом жидкотекучести, является эффективным методом исследования процессов, происходящих при кристаллизации сплавов в исходном состоянии и модифицированных присадками на основе шлака синтетического силумина.

## 5 ОСВОЕНИЕ ТЕХНОЛОГИИ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ЛИГАТУРАМИ НА ОСНОВЕ ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Разработанная внепечная технология модифицирования алюминиевых сплавов комплексными лигатурами на основе шлака синтетического силумина была опробована в условиях предприятия ОАО «Холдинговая компания

«Барнаултрансмаш». Внедрение технологии позволило снизить материальные затраты за счет использования отходов производства для приготовления лигатур; повысить механические свойства сплавов на 60 %; повысить выход годного за счет снижения пористости и снизить экологическую опасность технологического процесса.

Установлена высокая технологическая достоверность результатов лабораторных исследований и полная воспроизводимость характеристик модификаторов. Разработана для производства модифицирующих присадок в Центре порошковых технологий ГОУ ВПО «СибГИУ» нормативно-техническая документация: технические условия ТУ 40-АЖПТ-001-2006, технологический регламент ТР 40-АЖПТ-001-2006.

Разработана технологическая схема производства лигатур на основе шлака синтетического силумина, предполагающая использование типового оборудования литейного цеха ОАО «Холдинговая компания «Барнаултрансмаш». Потребность в модификаторах для собственных нужд (0,7585 т/год) удовлетворяется однократной выплавкой лигатуры в электрической индукционной тигельной печи ИАТ-1.

Определены для условий ОАО «Холдинговая компания «Барнаултрансмаш» основные технико-экономические показатели технологического варианта получения модификаторов. Затраты рабочего времени на изготовление партии лигатуры составляют 7,39 ч. Себестоимость 1 кг модификатора – 53,31–72,23 руб., цена – 75,48–102,27 руб. Распределение затрат, %: сырье и материалы – 82–85; электроэнергия – 5–7; заработная плата и отчисления по единому социальному налогу – 1,3–1,7; амортизационные отчисления – 0,03. Производство рентабельно, прибыль – 20 %.

Эти показатели значительно ниже цен на модификаторы, применяемые в настоящее время на предприятиях по производству алюминиевых сплавов и, в частности, на 22 – 35 % стоимости солей, используемых для модифицирования силуминов на ОАО «Холдинговая компания «Барнаултрансмаш».

Годовой экономический эффект от внедрения новой технологии модифицирования  $\Delta_{н.т}$  составляет 330 – 350 тыс.руб. при объеме производства 151,7 т/год. В целом затраты на модифицирование при внедрении предлагаемого технического решения снижаются на 75 – 80 %.

## ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Анализ существующих способов повышения качества сплавов системы алюминий-кремний показал ведущую роль модифицирования при получении сплавов с мелкозернистым кристаллическим строением. К недостаткам проведения данной технологической операции, включающей производство лигатур и способы их введения в расплав, относятся использование дорогостоящих, экологически опасных компонентов для приготовления присадок, потеря модифицирующего эффекта с течением времени, необходимость перегрева расплава. Следовательно, разработка ресурсосберегающей технологии модифицирования является актуальной.

2. Разработана технология модифицирования, включающая производство модификаторов и введение их в расплав. Выбор компонентов присадок и способ их приготовления обоснован с точки зрения обеспечения эколого-экономической эффективности процесса модифицирования и комплексности воздействия модифицирующих лигатур на составляющие микроструктуры силуминов.

3. На основании проведенной физико-химической аттестации модификаторов выявлены частицы – потенциальные центры кристаллизации при реализации зародышеобразующего механизма модифицирования.

4. В результате экспериментальных исследований модифицирующей способности разработанных присадок обосновано количество легирующих элементов и количество вводимой лигатуры – 0,4 – 0,5 % от массы расплава, обеспечивающее повышение механических (до 60 %) и технологических свойств сплавов.

5. Исследованы процессы кристаллизации сплавов системы алюминий-кремний в исходном состоянии и после модифицирования. Использование метода термоэдс показало, что модифицирование присадками на основе шлака синтетического силумина увеличивает термоэдс сплавов за счет увеличения локализации свободных электронов на кристаллических связях, что способствует формированию мелкозернистой микроструктуры. Обоснована эффективность применения метода термоэдс для исследования фазовых превращений при кристаллизации сплавов и возможность прогнозирования измельчения составляющих микроструктуры.

6. На основе разработанного метода расчета интегральной теплоты кристаллизации с использованием данных ДТА, определено относительное количество твердой фазы, выпадающей вблизи температуры солидус. Расчеты показали увеличение доли твердой фазы, образующейся вблизи температуры солидус, в модифицированных сплавах.

7. Механизм модифицирования объяснен с привлечением термодинамических и кинетических представлений о процессе кристаллизации. Показано, что модификаторы, образуя виртуальные связи с компонентами расплава вблизи температуры ликвидус, замедляют диффузию атомов расплава, увеличивают переохлаждение, что вызывает рост скорости гомогенного и гетерогенного образования зародышей и приводит к измельчению микроструктуры. Установлено, что модифицирование увеличивает период кристаллизации и смещает процесс в область более низких температур, что подтверждается также анализом времени затвердевания, интервал которого у модифицированных сплавов шире.

С учетом выявленных положительных эффектов разработанная технология может быть рекомендована для модифицирования алюминиевых сплавов в промышленных условиях.

8. Освоена и внедрена в производство технология модифицирования и производства модификаторов, разработана технологическая схема и нормативно-техническая документация для производства модифицирующих лигатур в Центре порошковых технологий ГОУ ВПО «СибГИУ» и для организации промышленного производства на ОАО «Холдинговая компания «Барнаул-

трансмаш». Годовой экономический эффект от внедрения предлагаемого технического решения составляет 330 – 350 тыс. руб., затраты на модифицирование снижаются на 80 %.

9. Впервые в отечественной и зарубежной металлургической практике введены в обращение новые лигатуры (ТУ 40-АЖПТ-001-2006) для модифицирования алюминиевых сплавов.

## РАБОТЫ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1. Федотов В.М. Влияние термической обработки на свойства модифицированного сплава АЛ4 / В.М. Федотов, И.Ю. Баева (И.Ю. Кольчурина). – Новые материалы и технологии: Труды всероссийской научно-техн. конф. – М.: МГАТУ, – 1994. – С. 89.

2. Федотов В.М. Влияние термической обработки на свойства модифицированного сплава АЛ9 / В.М. Федотов, И.Ю. Баева (И.Ю. Кольчурина). – Новые материалы и технологии: Труды всероссийской научно-техн. конф. – М.: МГАТУ, – 1994. – С. 88.

3. Ершова Л.Б. Использование комплексных лигатур для модифицирования силуминов / Л.Б. Ершова, И.Ю. Баева (И.Ю. Кольчурина), В.М. Федотов. – Совершенствование технологии получения и обработки сплавов и композиционных материалов: Труды зональной научно-техн. конф. – Красноярск: ФНТИ и ДТМ, КГАЦМиЗ, – 1995. – С. 17.

4. Федотов В.М. Ресурсосберегающая технология получения борсодержащей лигатуры на основе алюминия / В.М. Федотов, И.Ю. Баева (И.Ю. Кольчурина) // Сб. науч. тр. Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии/ СибГГМА – Новокузнецк, 1996. – Вып. 4. – С. 31-34.

5. Федотов В.М. Модифицирование заэвтектических силуминов / В.М. Федотов, И.Ю. Баева (И.Ю. Кольчурина) // Сб. науч. тр. Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии/ СибГГМА – Новокузнецк, 1996. – Вып. 4. – С. 35-37.

6. Федотов В.М. К теории модифицирования алюминиевых сплавов / В.М. Федотов, В.Н. Лебедев, И.Ю. Кольчурина // Технология: Межотраслевой научно-технический сборник. Сер. Ресурсосберегающие процессы, оборудование, материалы/ ВИМИ, НИИР. – М., 1995. – Вып.1-2. – С. 54-58.

7. Федотов В.М. Ресурсосберегающие и экологические аспекты в технологии модифицирования алюминиевых сплавов / Федотов В.М., Кольчурина И.Ю. // Сборник научных трудов по материалам круглых столов международных выставок-ярмарок горно-металлургического комплекса/ Новокузнецк: СибГГМА, КузбассФИАР, АО «Кузбасская ярмарка», 1995. – С. 139-144.

8. Федотов В.М., Баева И.Ю.(Кольчурина И.Ю.) Теория и практика модифицирования силуминов / СибГГМА. – Новокузнецк, 1995. – 10 с. – Библиогр.: 9 назв. – Деп. ВИНТИ 01.08.95, № 2370-В95.

9. Федотов В.М. Комплексное исследование структуры модификаторов на основе отходов алюминиевой промышленности / В.М. Федотов, И.Ю. Кольчурина // Металлургия, реорганизация, управление: материалы Всеросс. научно-практ. конф. – Новокузнецк: СибГИУ, 2003. – С. 52-56.

10. В.М. Федотов. Исследование распределения легирующих присадок в комплексных модификаторах алюминиевых сплавов / В.М. Федотов, И.Ю. Кольчурина // Сб. науч. тр. Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии/ СибГИУ – Новокузнецк, 2005. – Вып. 14.– С. 108-112.

11. В.М. Федотов. Промышленные испытания ресурсосберегающей технологии модифицирования алюминиевых сплавов / В.М. Федотов, И.Ю. Кольчурина // Сб. науч. тр. Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии / СибГИУ – Новокузнецк, 2005. – Вып. 14. – С. 100 - 107.

12. Кольчурина И.Ю. Влияние бора на механические свойства эвтектических и заэвтектических силуминов / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, В.М. Федотов // Вестник Алтайского государственного технического университета/ АлтГТУ – Барнаул, 2005. – № 3-4. – С.116-117.

13. Кольчурина И.Ю. Влияние фосфора на микроструктуру и свойства силуминов / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, В.М. Федотов // Вестник Алтайского государственного технического университета/ АлтГТУ – Барнаул, 2005. – № 3-4. – С.128-129.

14. Кольчурина И.Ю. Комплексное влияние фосфора и бора на эвтектическую кристаллизацию силуминов / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, В.М. Федотов // Вестник Алтайского государственного технического университета / АлтГТУ – Барнаул, 2005. – № 3-4. – С.150-153.

15. Федотов В.М. Модифицирование силуминов присадками на основе отходов производства / В.М. Федотов, И.Ф. Селянин, И.Ю. Кольчурина // Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств: Труды VII междунар. научно-практ. конф. 16 декабря 2005. – Барнаул, 2005. – С.12.

16. Федотов В.М. Ресурсосберегающая технология модифицирования алюминиевых сплавов / В.М. Федотов, И.Ю. Кольчурина // Наука. Промышленность. Оборона: Труды всеросс. научно-технич. конф. 20-22 апреля 2005. – Новосибирск, 2005. – С.173.

17. Кольчурина И.Ю. Исследование влияния модифицирования на термоэкс доэвтектических силуминов / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, М.В. Федотов // Актуальные проблемы электрометаллургии, сварки, качества. Труды Международной научно-практической конференции 25 – 26 мая 2006 г. – Новокузнецк, 2006. – С. 205 – 212.

18. Кольчурина И.Ю. Влияние модифицирования на термоэкс сплава АК9ч / И.Ю. Кольчурина, И.Ф. Селянин, В.М. Федотов, В.Б. Деев // Литейщик России. – 2006. – № 10. – С. 28-31.

19. Селянин И.Ф. Влияние модифицирования на жидкотекучесть, усадку, газонасыщенность и пористость литейных алюминиевых сплавов / И.Ф. Селянин, И.Ю. Кольчурина, В.А. Скударнов и др. // Вестник Алтайского государственного технического университета / АлтГТУ – Барнаул, 2006. – № 3. – С.185-191.

Изд. лиц. № 01439 от 05.04.2000 г. Подписано в печать 07.11.2006 г.  
Формат бумаги 60x84 1/16. Бумага писчая. Печать офсетная.

Усл. печ. л. 1,5 Уч.-изд. л. 1,75 Тираж 100 экз. Заказ 106

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
654007, Новокузнецк, ул. Кирова, 42. Издательский центр СибГИУ