

*На правах рукописи*



**САИДЗОДА Рахимджон Хамро  
(САИДОВ Рахимджон Хамрокулович)**

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И  
ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ЛЁГКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ  
С РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ЩЕЛОЧНО-  
ЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ**

05.02.01 - Материаловедение (в машиностроении)

**А В Т О Р Е Ф Е Р А Т**

диссертации на соискание ученой степени  
доктора технических наук

Душанбе – 2017 г.

Работа выполнена на кафедрах “Материаловедение, металлургические машины и оборудования” и “Безопасность жизнедеятельности и экология” Таджикского технического университета имени академика М.С. Осими и в отделе физики конденсированного состояния Научно-исследовательского института Таджикского национального университета

**Научные консультанты:** **Ганиев Изатулло Наврузович**  
доктор химических наук, профессор,  
академик АН Республики Таджикистан;  
**Одиназода Хайдар Одина**  
доктор технических наук, профессор,  
чл.-корр. АН Республики Таджикистан

**Официальные  
оппоненты:** **Новоженов Владимир Антонович**  
доктор химических наук, профессор кафедры  
физической и неорганической химии  
Алтайского государственного университета

**Гафаров Абдулазиз Абдуллофизович**  
доктор технических наук, доцент,  
и.о. профессора кафедры машины и аппараты  
пищевых производств Технологического  
университета Таджикистана

**Абулхаев Владимир Джалолович**  
доктор химических наук, профессор,  
зам. директора по науке и образованию  
Института химии им. В.И. Никитина  
АН Республики Таджикистан

**Ведущая организация:** **Филиал Национального исследовательского  
технологического университета "МИСиС"  
в городе Душанбе**

Защита состоится «25» октября 2017 г. в 10<sup>00</sup> часов на заседании диссертационного совета 6D.КOA-007 при Институте химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан по адресу: 734063, г. Душанбе, ул. Айни-299/2.

E-mail: z.r.obidov@rambler.ru

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан, [www.chemistry.tj](http://www.chemistry.tj)

Автореферат разослан «13» сентября 2017 г.

Ученый секретарь  
диссертационного совета,  
кандидат технических наук, доцент



Обидов З.Р.

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы исследования.** Развитие цветной металлургии определяется качеством цветных металлов, в том числе и алюминиевых легких сплавов, учитывая ряд уникальных их свойств. В настоящее время разработано множество конструкционных алюминиевых сплавов со свойственными им особыми характеристиками, в том числе и сверхлегкие сплавы с определенной удельной массой и легкие алюминиевые сплавы, которые нашли широкое применение в авиации, атомной промышленности, ракетной и космической технике, а также и в электронике и электротехнике как в виде конструкционных, так и в виде акустодемпфирующих и звукоизолирующих материалов.

В перспективе гарантией расширенного использования легких алюминиевых сплавов с редкоземельными и щелочноземельными металлами является наличие относительно огромных сырьевых ресурсов. В настоящее время редкоземельные металлы (РЗМ) и щелочноземельные металлы (ЩЗМ) стали широко применять в качестве легирующих добавок. РЗМ и ЩЗМ обладают рядом уникальных свойств. Учитывая эти уникальные свойства, в дальнейшем в качестве легирующих добавок к алюминиевым сплавам использовали РЗМ и ЩЗМ, а именно празеодим, неодим, самарий, стронций, барий и т.д.

Из вышеизложенного следует, что актуальным является исследование физико-химических механизмов взаимодействия алюминия с РЗМ и бериллием для выявления закономерностей структурообразования твердых растворов и на этой основе разработка новых легких сплавов, а также изучения теплофизические их свойства. Необходимо исследование теплофизических характеристик алюминия марки А5N и его легированных сплавов, что является частичным восполнением пробела в исследовании, посвященном температурной зависимости теплофизических характеристик и термодинамических функций сплавов алюминия.

Диссертационная работа выполнена в соответствии с Государственными программами: «Стратегия Республики Таджикистан в области науки и технологии на 2007-2015гг.»; «Внедрение результатов научно-технических достижений в промышленное производство в Республике Таджикистан на 2010-2015гг.».

**Объекты исследования.** В работе исследованы сплавы алюминия и бериллия с РЗМ (Pr, Nd, Sm) и разработанные автором в соавторстве новые сплавы, обладающие повышенными демпфирующими свойствами. Объектами исследований также являются алюминий марок А5N (99,999%) и А7 (99,7%), кремний марки Кр00 (99,0%), медь марки М00 (99,99%), сплавы АК1 и АК1М2 на основе алюминия марки А5N и сплав АК1М2, легированный некоторыми РЗМ (Sc, I, Pr и Nd), лигатуры и сплавы с участием бария и стронция. Выбор исследуемых объектов основан перспективой их применения преимущественно в различных областях промышленности, науки и техники. Все сплавы разработаны и получены в Государственном научно-экспериментальном и производственном учреждении (ГНЭиПУ) АН Республики Таджикистан.

Экспериментальные исследования были проведены в период 1995-1996 гг. также и на кафедре неорганической химии Львовского государственного университета им. Ивана Франко.

**Цель работы** заключается в выявлении механизмов формирования структуры и определении физико-химических и теплофизических свойств легких алюминиевых сплавов с редкоземельными и щелочноземельными металлами, а также в установлении закономерностей изменения теплофизических свойств алюминия марки А5N, сплавов АК1 и АК1М2 на основе особолистого алюминия марки А5N, легированного скандием, иттрием, празеодимом и неодимом, в интервале температур - 293÷873 К.

В диссертационной работе для достижения намеченной цели поставлены и решены нижеследующие **задачи исследования**:

1. Построение диаграммы состояний сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm).
2. Определение температур плавления тройных интерметаллидов  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}(D_3)$ ,  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}(D_4)$  и  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}(D_5)$ .
3. Построение квазибинарных разрезов Al- $D_n$ , Al- $P3MBe_{13}$ ,  $P3MBe_{13}-D_n$ ,  $P3MBe_{13}-P3MAl_2$ ,  $P3MAl_2-D_n$  в указанных системах.
4. Проведение сингулярной триангуляции исследуемых систем и построение проекции поверхностей ликвидуса сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm), в области 0-33,3 ат.% P3M.
5. Разработка оптимального состава алюминиево-бериллиевых сплавов, легированных микродобавками P3M (0,01-0,5 вес.%), обладающих высокими демпфирующими свойствами.
6. Усовершенствование установки, методики исследования и обработки теплофизических свойств металлов и сплавов в режиме «охлаждения».
7. Установление температурной зависимости коэффициентов теплоотдачи алюминия марки А5N, цинка, меди, сплавов АК1 и АК1М2 в интервале температур 293÷873 К.
8. Экспериментальное исследование температурной зависимости теплоемкости сплавов АК1 и АК1М2, легированных P3M, в интервале температур 293÷873К.
9. Определение термодинамических функций исследуемых сплавов (энтальпия, энтропия и энергия Гиббса) и их температурная зависимость.
10. Исследование влияния добавок кремния, магния и титана на стабильность и влагоемкость сплавов  $Al_4Ba$  и  $Al_4Sr$  с учетом устойчивости исходного сплава при его легировании.

**Научная новизна работы.**

1. Впервые построены диаграммы фазовых равновесий систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) и определены значения температур плавления тройных интерметаллидов  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}(D_3)$ ,  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}(D_4)$  и  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}(D_5)$ .
2. Построены квазибинарные разрезы Al- $D_n$ , Al- $P3MBe_{13}$ ,  $P3MBe_{13}-D_n$ ,  $P3MBe_{13}-P3MAl_2$ ,  $P3MAl_2-D_n$ , произведена сингулярная триангуляция исследуемых систем, а также построены проекции поверхностей ликвидуса сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm), в области 0-33,3 ат.% P3M.

3. Определены составы новых алюминиево-бериллиевых сплавов, легированных микродобавками РЗМ (0,01-0,5 вес.%), обладающих высокими акустодемпфирующими свойствами.

4. Установлена температурная зависимость термодинамических свойств (энтальпии, энтропии и энергии Гиббса) исследованных металлов и сплавов на основе проведенных систематических исследований теплофизических характеристик алюминия марки А5N и его сплавов в широком интервале температур.

5. Усовершенствована действующая экспериментальная установка по методу охлаждения, позволяющая выполнять измерение зависимости температуры образцов от времени охлаждения в широком интервале температур, применена компьютерная фиксация результатов измерений и их обработка.

6. Впервые определены на экспериментальной основе коэффициенты теплоотдачи металлов - алюминия марки А5N, меди, цинка и сплавов АК1 и АК1М2, а также теплоемкости сплавов АК1 и АК1М2, легированных РЗМ, в интервале температур 293÷873 К и выявлено влияние концентрации Sc, Y, Pr и Nd на теплофизические характеристики сплава АК1М2.

7. Определено влияние добавок РЗМ, кремня, титана и магния на кинетику окисления сплавов  $Al_4Ba$  и  $Al_4Sr$  на основе метода термогравиметрии. Показано, что легирование сплавов указанными металлами уменьшает его окисляемость. Методом ИКС определены продукты окисления исследуемых сплавов и показана доминирующая роль оксидов РЗМ, а также SrO в протекании процесса окисления.

#### **Практическая ценность работы.**

1. Определенные для сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) температуры фазовых превращений и проекции поверхностей ликвидуса могут быть использованы для термообработки и литья изделий, изготовленных из данных сплавов.

2. Выявленные высокие демпфирующие свойства сплавов алюминия с бериллием, легированные РЗМ, могут служить основой для разработки новых сплавов.

3. Экспериментально полученные данные по температурной зависимости коэффициента теплоотдачи, теплоемкости и термодинамических функций сплавов АК1М2 - Sc (Y, Pr, Nd) пополнят банк справочных информации.

4. Созданная экспериментальная установка на основе Малого патента Республики Таджикистан № TJ 510 для измерения теплоемкости твердых тел используется как в научных, так и учебных процессах на физическом факультете Таджикского национального университета и в Таджикском техническом университете имени академика М.С. Осими.

5. Разработан способ введения алюминиево-стронциевых лигатур в условиях промышленного производства при плавке в печах типа ИАТ-2,5/1, предусматривающий переход на легкоплавкие лигатуры, содержащие 5-10 мас.% Sr.

6. Результаты работы могут быть использованы в научных исследованиях алюминиевых сплавов, проводимых в Институте химии им. В.И. Никитина и ФТИ им. С.У. Умарова АН Республики Таджикистан, Таджикском техническом университете им. акад. М.С. Осими и Таджикском национальном университете, Научно-исследовательском институте металлургии ГУП «ТалКо».

### **Результаты исследований апробированы и внедрены:**

- в ДМЗ г. Душанбе проведены опыты по улучшению свойств алюминиевых сплавов, содержащих 0,01-0,5% бериллия с добавками РЗМ (празеодима, неодима и самария) для установления их демпфирующих свойства, также использования их для корпусов многоцелевого двигателя внутреннего сгорания с объемом рабочего цилиндра 50 см<sup>3</sup>;

- в ГУПО «Гаджиктекстильмаш» Министерства энергетики и промышленности РТ проведены испытания материалов на основе деформируемых алюминиевых сплавов для внедрения в производство слоистых металлических композиций;

- в ТТУ им. академика М.С.Осими Минобрнауки РТ при разработке комплексного модуля НИР по новым материалам, конструкциям и технологиям.

### **Основные положения, выносимые на защиту:**

1. Особенности металлохимического взаимодействия алюминия и бериллия с РЗМ и разработанные диаграммы фазовых равновесий систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) с построенными политермическими разрезами, проекции поверхностей ликвидуса и сингулярная триангуляция этих систем.

2. Выявленные температурные зависимости термодинамических свойств (энтальпии, энтропии и энергии Гиббса) для исследованных систем с обоснованием возможности применения метода «охлаждения» для исследования теплоемкости твердых тел в широком интервале температур с применением компьютерных программ

3. Температурные зависимости значений коэффициента теплоотдачи алюминия, меди, цинка, сплавов АК1 и АК1М2 и теплоемкости сплавов АК1 и АК1М2, легированных скандием, иттрием, празеодимом и неодимом, в интервале температур 293÷873 К.

4. Результаты демпфирующих свойств сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm).

5. Оценка влияния модифицирования алюминиево-стронциевой лигатурой на активность кислорода в силуминовом расплаве методом ЭДС и результаты исследования касательно влияния модифицирования стронцием на коррозионно-электрохимические и физико-механические свойства силуминов.

**Достоверность и обоснованность** полученных результатов обеспечивается применением современных и хорошо апробированных физических методов исследования, высокой точностью и воспроизводимостью эксперимента, значительным количеством исследованных систем, теоретической обоснованностью результатов работы, их сравнением с известными из независимых источников экспериментальными данными, а также научной экспертизой на конференциях и при публикации материалов в научной печати.

**Вклад автора** заключается в осуществлении научного обоснования работы, предложения новых свойств, характеризующих оценки качества исследуемых материалов, разработке программ и методик экспериментальных исследований, анализе их результатов и обобщений, уточнении известных и получении новых зависимостей, участии в совершенствовании нормативных документов, организационном планировании и проведении производственных испытаний и внедрении. В работах, выполненных в соавторстве, автор участвовал в формулировании целей и задач исследований, теоретической и методологической разработке основных положений, обобщении и анализе результатов, а также их публикации.

**Апробация работы:** Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на: Международной научно-практической конференции (НПК) «Научно-технические нововведения и вопросы охраны окружающей среды» (Душанбе, 1996г.); Международной научной конференции «Координационные соединения и аспекты их применения» (Душанбе, 1996г.); Юбилейной научной конференции, посв. 95 летию акад. АН Республики Таджикистан В.И. Никитина (Душанбе, 1997г.); Республиканской научной конференции «Проблемы экономического и социального развития Таджикистана» (Душанбе, 1998г.); Международной научной конференции «Химия и проблемы экологии» (Душанбе, 1998г.); НПК профессорско-преподавательского состава Технологического университета Таджикистана (Душанбе, 1998г.); Первой конференции молодых ученых и исследователей Таджикистана (Душанбе, 1999г.); 7-International conference on composites engineering (ICCE/7) (USA, Colorado, 2000); Второй конференции молодых ученых и исследователей Таджикистана (Душанбе, 2000г.); Республиканской конференции «Вклад молодых ученых в изучении актуальных проблем общества» (Душанбе, 2001г.); Межвузовской НПК «Достижения в области металлургии и машиностроения Республики Таджикистан» (Душанбе, 2004г.); Шестой конференции молодых ученых и исследователей Таджикистана (Душанбе, 2004г.); Республиканской НПК, посв. 35-летию кафедры «Технология машиностроения, металлорежущие станки и инструменты» (Душанбе, 2009г.); Республиканской НПК «Современные проблемы химии, химической технологии и металлургии» (Душанбе, 2009г.); Международной конференции «Современные проблемы физики конденсированных сред и астрофизики» (Душанбе, 2010г.); IV Международной НПК «Перспективы развития науки и образования» (Душанбе, 2010г.); IV Международной НПК «Эффективность сотовых конструкций в изделиях авиационно-космической техники» (Днепропетровск, 2011г.); VII Международной НПК «Achievement of high school - 2011» (София, Белград, 2011г.); V Международной НПК «Перспективы применения инновационных технологий и усовершенствования технического образования в ВУЗах стран СНГ» (Душанбе, 2011г.); Международной конференции «Современные вопросы молекулярной спектроскопии конденсированных сред» (Душанбе, 2011г.); Республиканской НПК «2012 год - год развития энергетики» (Курган-тюбе, 2012г.); VII Международной НПК «Перспективы развития науки и образования» (Душанбе, 2014г.); НПК «Технология комплексной переработки полезных ископаемых Таджикистана» (Чкаловск, Республики Таджикистан, 2016г.); Республиканской НПК «Проблемы металлургии Таджикистана и пути их решения» (Филиал НИТУ «МИСиС» в г. Душанбе, 2016г.); IV Международной НПК «Наука и образование в XXI веке: динамика развития в Евразийском пространстве» (Павлодар, 2016г.); Межд. конф. «Перспективы развития физической науки» (Душанбе, 2017).

Под руководством автора защищены две диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук.

**Публикации.** Основное содержание диссертационной работы изложено в 3 монографиях и 62 статьях, в т.ч. 30 в ведущих рецензируемых журналах из перечня ВАК при Президенте РТ и ВАК РФ, 19 - в материалах научных конференций, 3 малых патентах Республики Таджикистан на изобретение.

**Структура и объем работы.** Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, основных результатов и выводов, списка использованной литературы из 284 наименований и 8 приложений. Общий объем диссертационной работы состоит из 293 страниц компьютерного набора. Основной текст диссертации изложен на 280 страницах, включая 135 рисунков и 57 таблиц.

Автор выражает глубокую признательность за научные консультации академику АН РТ, д.х.н., профессору Мирсаидову У., чл.-корр. АН РТ, д.т.н., профессору Хакдодову М.М., д.т.н., профессору Кобулиеву З.В. и к.ф.-м.н., доценту Низомову З. за поддержку, ценные советы в процессе подготовки диссертации.

**Ключевые слова:** алюминий, сплавы, легирование, РЗМ, ЩЗМ, звукопоглощение, теплоемкость, энтальпия, энтропия, температурная зависимость, алюминиево-стронциевые лигатуры.

## ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

**Во введении** обоснована актуальность проблемы, сформулированы цель и задачи исследований, обозначены научная новизна и практическая значимость работы, перечислены основные выносимые на защиту положения и результаты.

### **Глава 1. СОСТОЯНИЕ ПРОБЛЕМЫ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ (Обзор литературы)**

В данной главе рассмотрены: структура и свойства сплавов систем алюминий-редкоземельный металл (РЗМ); структура и свойства сплавов систем Ве-РЗМ; тройные системы алюминий-бериллий-редкоземельный металл; теплофизические свойства алюминия и его сплавов; температурная зависимость термодинамических свойств скандия, иттрия, празеодима, неодима и европия; теория теплоемкости металлов и сплавов; температурная зависимость теплоемкости алюминия, меди, кремния и цинка и сравнение с теорией Дебая.

Глава содержит данные о физико-химическом взаимодействии алюминия и бериллия с редкоземельными металлами. Приведена также характеристика систем, которые образованы вышеупомянутыми металлами, так как они определяют вид фазовых равновесий в тройных системах с алюминием. Большое внимание уделено кристалло-химическому строению взаимодействующих элементов и соединений.

Дан анализ характера и протяженности областей твердых растворов, кристаллохимического родства алюминия и бериллия к РЗМ. Представлен обзор литературных данных по определению теплофизических свойств исследуемых веществ. Подчеркнута недостаточная изученность теплофизических параметров легированных алюминиевых сплавов. Сделан вывод о необходимости экспериментального исследования теплофизических свойств алюминия марки А5N и его сплавов в широком диапазоне температур.

Приведены результаты обработки литературных экспериментальных данных по температурной зависимости теплофизических свойств скандия, иттрия, празеодима и неодима с помощью программы SigmaPlot 10. Получены следующие уравнения (в скобках указаны соответствующие коэффициенты регрессии):

$$\begin{aligned}
C_p(T)_{Sc} &= 463,5476 + 0,5450 T - 0,0008 T^2 + 5,1852 \cdot 10^{-7} T^3 \quad (R=0,9997); \\
C_p(T)_Y &= 278,2143 + 0,0604 T + 1,786 \cdot 10^{-5} T^2 - 8,6689 \cdot 10^{-9} T^3 \quad (R=0,9999); \\
C_p(T)_{Pr} &= 174,5357 - 0,0071 T + 0,0002 T^2 - 6,1111 \cdot 10^{-8} T^3 \quad (R=0,9993); \\
C_p(T)_{Nd} &= 95,2619 + 0,4487 T - 0,0006 T^2 + 3,7963 \cdot 10^{-7} T^3 \quad (R=0,9988),
\end{aligned} \quad (1)$$

которые дали возможность установить уравнение температурной зависимости энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для этих металлов.

В результате обработки литературных данных нами получены следующие уравнения для температурной зависимости удельной теплоёмкости меди, высокочистого алюминия (99,995%) и кремния в интервале температур 293÷873 К и цинка в интервале температур 293÷693 К:

$$\begin{aligned}
C_p(T)_{Cu} &= 310,53 + 36,0 \cdot 10^{-2} T - 4 \cdot 10^{-4} T^2 + 2,2 \cdot 10^{-7} T^3; \\
C_p(T)_{Al} &= 730,23 + 0,7571 T - 8 \cdot 10^{-4} T^2 + 5,97 \cdot 10^{-7} T^3; \\
C_p(T)_{Si} &= 390,18 + 1,60 T - 18 \cdot 10^{-4} T^2 + 7,24 \cdot 10^{-7} T^3; \\
C_p(T)_{Zn} &= 325,44 + 36,9 \cdot 10^{-2} T - 7 \cdot 10^{-4} T^2 + 7,6 \cdot 10^{-7} T^3.
\end{aligned} \quad (2)$$

В модели Дебая кристаллическая решётка рассматривается как связанная система взаимодействующих атомов. Колебания такой системы - результат наложения многих гармонических колебаний с различными частотами. Молярная теплоёмкость по теории Дебая определяется соотношением:

$$C_V = 9N_A k \left( \frac{T}{\theta_D} \right)^3 \int_0^{x_m} \frac{e^x x^4 dx}{(e^x - 1)^2}, \quad (3)$$

где  $x_m = h\nu_{max}/kT = \theta_D/T$ ,  $\nu_{max}$  - верхняя граница возможных частот колебаний, а  $\theta_D$  - температура Дебая. Разность  $C_p$  и  $C_V$  даёт термодинамическая формула:  $\Delta C = C_p - C_V = 9T \frac{M \alpha^2}{\rho \chi}$ , где  $\alpha$  - коэффициент линейного расширения,  $\chi$  - изотермическая сжимаемость,  $M$  - молярная масса,  $\rho$  - плотность.

Приведено сравнение экспериментальных и теоретических значений теплоёмкости. При расчётах  $\Delta C$  зависимость  $\alpha$ ,  $\chi$ ,  $\rho$  от температуры не учитывалась. Определяемая из эксперимента величина  $C_p$  включает в себя не только энергию колебаний решетки  $C_V$  (по Дебаю), но также энергию термического возбуждения коллективизированных электронов  $C_э$ , энергию термического расширения  $\Delta C$ . Сравнение показывает, что с увеличением температуры отклонение от теоретических значений увеличивается. Теория предсказывает линейную зависимость теплоёмкости от температуры. Однако экспериментальные результаты показывают, что зависимость теплоёмкости от температуры описывается кубическим уравнением. Поэтому в теории теплоёмкости твёрдых тел необходимо учитывать ангармоничность колебаний и температурную зависимость температуры Дебая.

## Глава 2. ОБЪЕКТЫ, ОБОРУДОВАНИЯ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

В данной главе рассмотрено следующее: объекты исследований для получения сплавов систем Al-Be-PЗМ; объекты исследований для измерения тепло-

физических свойств сплавов АК1, АК1М2, легированных скандием, иттрием, празеодимом и неодимом; аппаратура и методика исследований физико-химических свойств объектов исследования; методы РФА и ДТА; аппаратура и методика исследований теплофизических свойств объектов исследования; основные методы измерения теплоемкости твердых тел; установка для измерения теплоемкости твердых тел в режиме «охлаждения»; температурная зависимость коэффициента теплоотдачи меди, алюминия и цинка; аппаратура и методика исследований акустодемпфирующих свойств объектов исследования.

Приведена методика экспериментального исследования диаграмм состояний систем Al-Be-РЗМ. Для получения сплавов были использованы металлы следующей чистоты (вес. %): алюминий - 99,995% Al, бериллий - 99,8% Be, празеодим - 99,78% Pr, неодим - 99,98% Nd, самарий- 99,9% Sm. Шихту весом 5 г взвешивали на лабораторных весах марки ВЛК-500 с точностью до 0,01 г согласно результатам расчета. Так как при взаимодействии алюминия с бериллием и РЗМ-ами химическая реакция проходит с выделением тепла, а температура плавления многих тройных и двойных сплавов превышает температуру плавления чистых компонентов, то синтез проводился в вакуумной печи и в атмосфере инертных газов с применением лигатур, что способствует минимальной потере легирующих компонентов. Для исследования были приготовлены сплавы в следующем количестве: 46 - в системе Al-Be-Pr; 48 - в системе Al-Be-Nd; 52 - в системе Al-Be-Sm

Объектами исследования для измерения теплофизических свойств сплавов АК1, АК1М2, легированных скандием, иттрием, празеодимом и неодимом, являлись: алюминий марки А5N (99,999%) и А7 (99,7%); кремний марки Кр00 (99,0%); медь марки М00 (99,99%); сплавы АК1 и АК1М2 на основе алюминия марки А5N; сплав АК1М2, легированный некоторыми редкоземельными металлами (РЗМ) (скандием, иттрием, празеодимом и неодимом).

Для исследования скорости затухания звука сплавов и установления взаимосвязи с физико-механическими свойствами использовали ударный метод возбуждения в образце свободных звуковых колебаний, позволяющий имитировать ударные процессы, имеющие место в реальных производственных условиях. Исследование проводили на установке ТТУ-1 прототип установки МИ-СиС-2 по методике, предложенной Злобинским Б.М., Муравьевым В.А., Парфеновым А.А. и др. Для проведения экспериментальных исследований по определению демпфирующих свойств были изготовлены пластины размером 50x50x5 мм из сплавов систем Al-Be-РЗМ (Pr, Nd, Sm). Для сравнения был изготовлен образец из исходного алюминия марки А995. Также был проведен микроструктурный анализ с целью выявления влияния фазового состава на демпфирующие свойства сплавов. Исследуемые образцы были сгруппированы в зависимости от состава сплавов, т.е. содержания бериллия и РЗМ (Pr, Nd, Sm) на 9 групп. В каждой группе испытали по 9 образцов.

Для исследования диаграмм состояний систем Al-Be-РЗМ и измерения теплоемкости твердых тел применены следующие методы – плавление, рентгенофазовый анализ (РФА), микроструктурный анализ (МСА), дифференциально-термический анализ (ДТА), модуляционный метод, импульсный метод, метод монотонного разогрева.

Описана экспериментальная установка для измерения теплоемкости твердых тел в режиме «охлаждения». Измерение теплоемкости проводилось на установке, представленной на рис. 1.

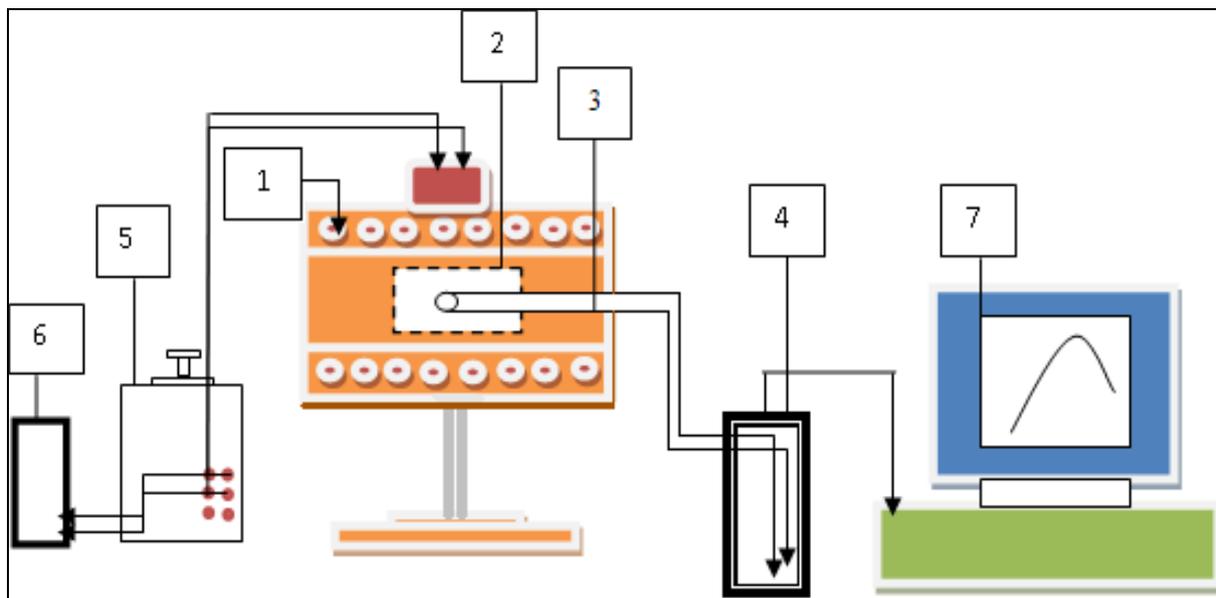


Рисунок 1. Схема экспериментальной установки: 1 - электропечь; 2 - образец; 3 - термопара; 4 - Digital Multimeter UT71B; 5 - ЛАТР; 6 - Digital Multimeter DI9208; 7 - компьютер.

Для измерения удельной теплоемкости металлов в широкой области температур использовался закон охлаждения Ньютона-Рихмана. Можно считать, что количество теплоты, теряемое через поверхность тела за время  $d\tau$ , будет пропорционально времени, площади поверхности  $S$  и разности температуры тела  $T$  и окружающей среды  $T_0$ :  $dQ_S = -\alpha(T - T_0)Sd\tau$ . Если тело выделяет тепло так, что температура всех его точек изменяется одинаково, то будет справедливо равенство:

$$Cm dT = -\alpha(T - T_0)Sd\tau \quad (4)$$

Передача тепла от более нагретого тела к менее нагретому - процесс, стремящийся к установлению термодинамического равновесия в системе, состоящей из огромного числа частиц, то есть это релаксационный процесс. А релаксационный процесс можно описать во времени экспонентой. В нашем случае нагретое тело передает свое тепло окружающей среде (т.е. телу с бесконечно большой теплоёмкостью). Поэтому температуру окружающей среды можно считать постоянной ( $T_0$ ). Тогда закон изменения температуры тела от времени  $\tau$  можно записать в виде  $\Delta T = \Delta T_1 e^{-\tau/\tau_1}$ , где  $\Delta T$  - разность температур нагретого тела и окружающей среды;  $\Delta T_1$  - разность температур нагретого тела и окружающей среды при  $\tau = 0$ ,  $\tau_1$  - постоянная охлаждения, численно равная времени, в течение которого разность температур между нагретым телом и окружающей средой уменьшается в  $e$  раз. Полагая, что в малом интервале температур значения  $C$ ,  $\alpha$  и  $T$  не зависят от координат точек поверхности образцов, нагретых до

одинаковой температуры и при постоянной температуре окружающей среды, напишем соотношение для двух образцов:

$$C_1 m_1 S_2 \alpha_2 \left( \frac{dT}{d\tau} \right)_1 = C_2 m_2 S_1 \alpha_1 \left( \frac{dT}{d\tau} \right)_2 \quad (5)$$

При использовании этой формулы для двух образцов, имеющих одинаковые размеры  $S_1 = S_2$  и состояние поверхностей, предполагается равенство их коэффициентов теплоотдачи  $\alpha_1 = \alpha_2$ . Следовательно, зная массы  $m_1$ ,  $m_2$  и скорости охлаждения образцов, теплоемкость  $C_1$ , можно вычислить  $C_2$ .

Исследована температурная зависимость коэффициента теплоотдачи меди, алюминия и цинка. Прежде всего, выяснили необходимость допущения  $\alpha_1 = \alpha_2$ . Для этого исследовали процесс охлаждения меди, алюминия и цинка, для которых известны зависимости теплоемкости от температуры. Экспериментально полученные временные зависимости температуры образцов с достаточно хорошей точностью описываются уравнением вида:  $T = y_0 + ae^{-b\tau} + pe^{-k\tau}$ , где  $a$ ,  $b$ ,  $p$  и  $k$  - постоянные величины для данного образца.  $y_0 = T_0$  - температура окружающей среды,  $a = T_1 - T_0$ ,  $p = T_2 - T_0$  - разность температур нагретого тела и окружающей среды в момент начала измерений,  $b = 1/\tau_1$  и  $k = 1/\tau_2$ ,  $\tau_1$  и  $\tau_2$  - постоянные охлаждения для первого и второго релаксационных процессов:

$$T = T_0 + (T_1 - T_0)e^{-\tau/\tau_1} + (T_2 - T_0)e^{-\tau/\tau_2}. \quad (6)$$

Дифференцируя (2), получим уравнения для определения скорости охлаждения:

$$\frac{dT}{d\tau} = - \left( \frac{T_1 - T_0}{\tau_1} e^{-\tau/\tau_1} + \frac{T_2 - T_0}{\tau_2} e^{-\tau/\tau_2} \right). \quad (7)$$

На рис. 2 и рис. 3 приведены зависимости температуры и скорости охлаждения алюминия марки А5N и скорость его охлаждения от времени в отдельности для первого и второго релаксационного процесса.

На рис. 4 приведены графики зависимости отношения коэффициента теплоотдачи к теплоемкости алюминия разных марок от температуры. Используя данные по теплоемкости и экспериментальные величины скорости охлаждения, была вычислена зависимость коэффициента теплоотдачи от температуры по следующей формуле:

$$|\alpha(T)| = \frac{C(T) m (dT/d\tau)}{S (T - T_0)}. \quad (8)$$

На рис. 5 приведена зависимость коэффициента теплоотдачи меди, алюминия марки А5N и цинка от температуры  $T$ .

Как видно из рис. 5, величины коэффициентов теплоотдачи для меди, алюминия и цинка отличаются. Поэтому для определения теплоемкости легированных сплавов для каждой группы нужно определить коэффициент теплоотдачи для исходного сплава. Для этого, используя правило Неймана-Коппа, согласно которому молярная теплоемкость соединения равна сумме теплоемкостей компонентов:  $C_p = x_1 C_1 + x_2 C_2$ , где  $x_1$  и  $x_2$  - массовые доли компонентов, вычисля-

ется теплоёмкость сплавов и по формуле (4) величина коэффициента теплоотдачи сплава.

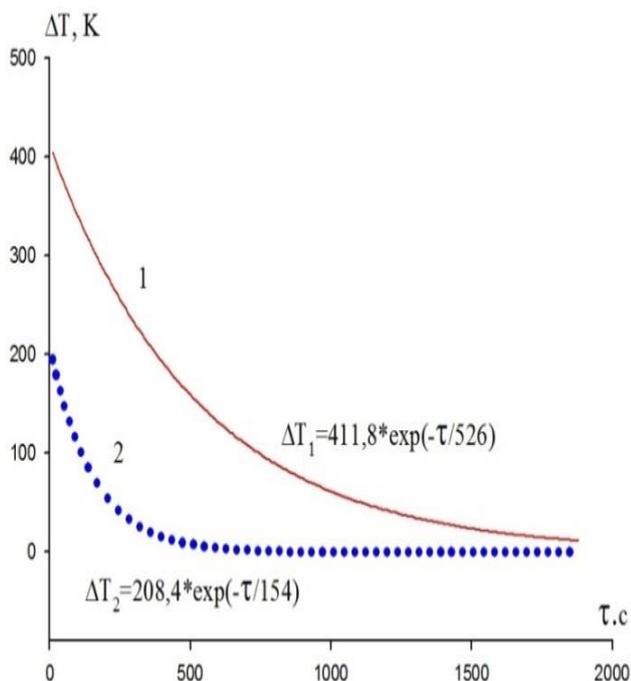


Рисунок 2. Зависимость температуры алюминия марки А5N от времени охлаждения для первого (1) и второго релаксационного процесса (2).

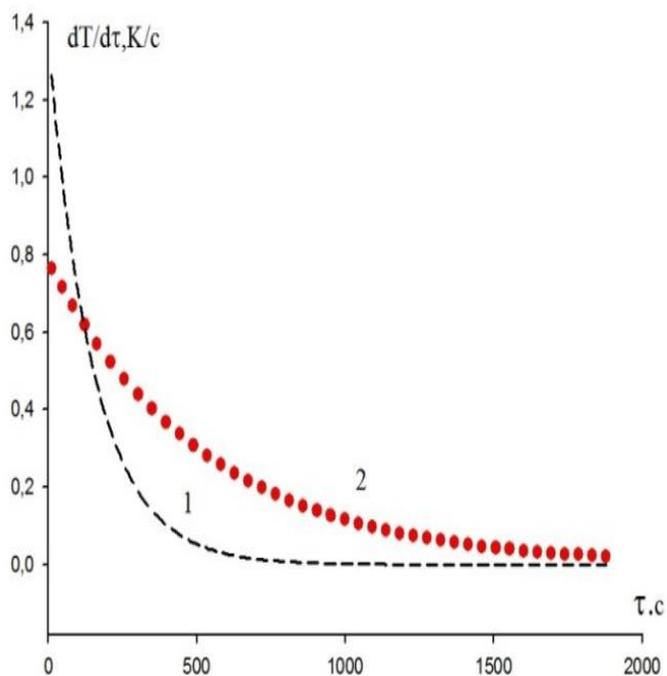


Рисунок 3. Зависимость скорости охлаждения алюминия марки А5N от времени для первого (1) и второго релаксационного процесса (2).

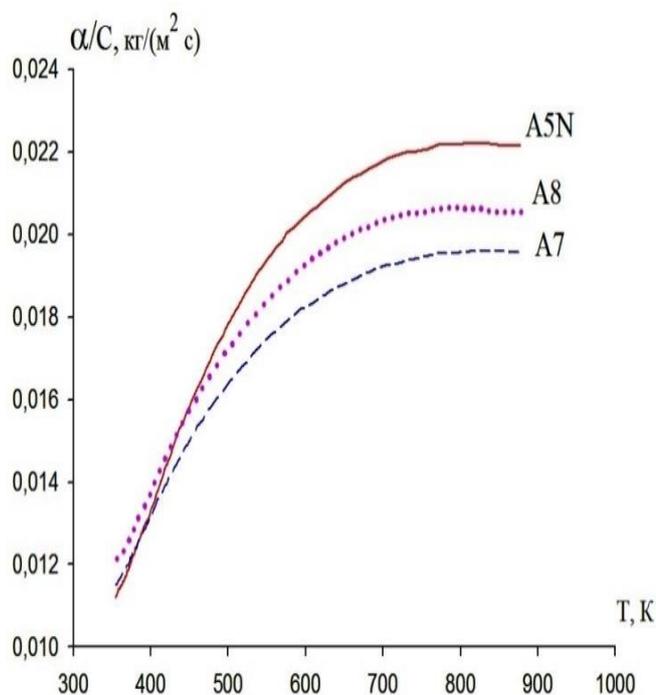


Рисунок 4. Зависимость  $\alpha(T)/C(T)$  (кг/(м<sup>2</sup>·с)) для алюминия марок А5N, А8 и А7 от температуры.

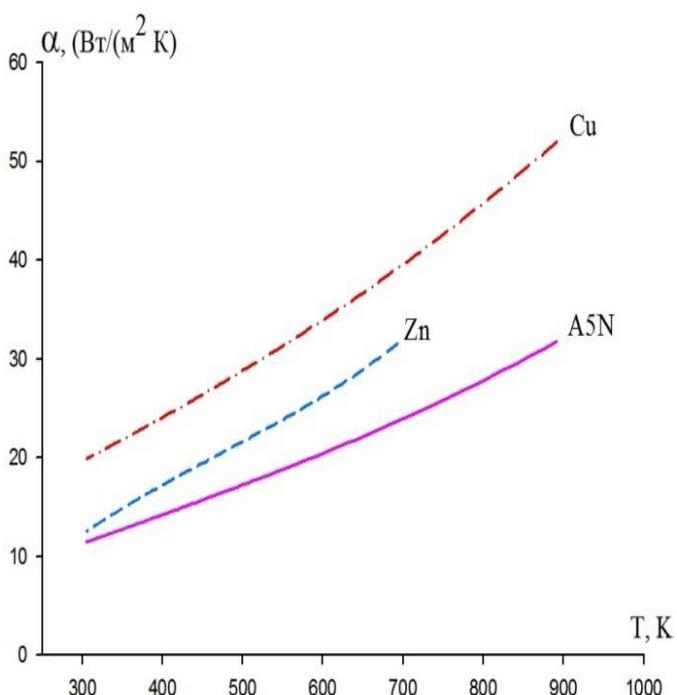


Рисунок 5. Зависимость коэффициента теплоотдачи меди, алюминия марки А5N и цинка от температуры.

### Глава 3. СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ С БЕРИЛИЕМ И РЗМ

В третьей главе рассмотрены: диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-празеодим; диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-неодим; диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-самарий; обсуждение результатов исследования систем алюминий-бериллий-редкоземельный металл.

Диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-неодим.

Фазовое равновесие (рис. 6). Диаграмма фазовых равновесий системы Al-Be-PrBe<sub>13</sub>-PrAl<sub>2</sub> построена рентгенофазовым методом анализа в сочетании с микроструктурным анализом сплавов впервые.

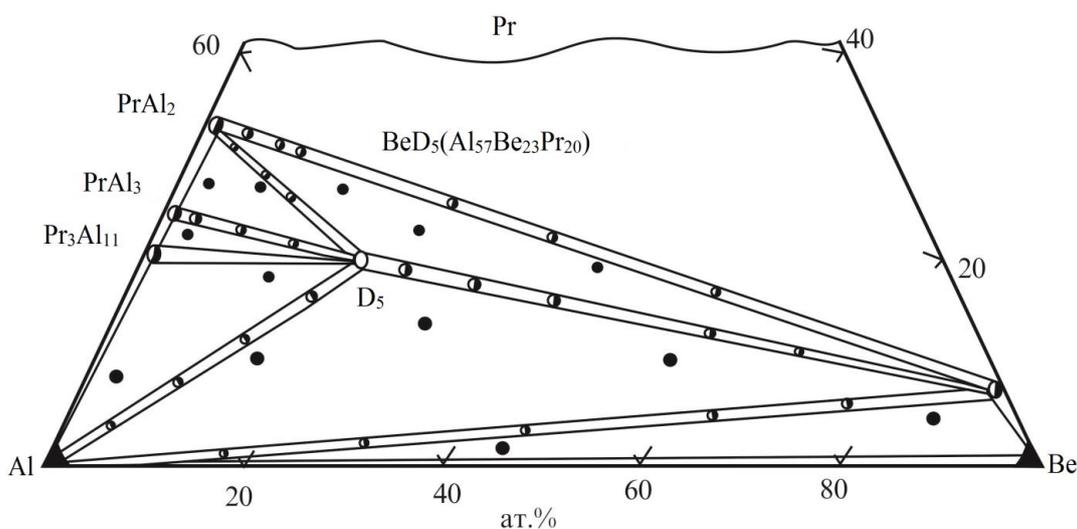


Рисунок 6. Диаграмма фазовых равновесий системы Al-Be-PrBe<sub>13</sub>-PrAl<sub>2</sub> (в неотоженном состоянии).

Сплавы были выплавлены в области предполагаемого существования тройного интерметаллида фазовых равновесий. В изученной области системы обнаружено тройное соединение D<sub>3</sub> состава Al<sub>57</sub>Be<sub>23</sub>Pr<sub>20</sub>, температура плавления которого составляет 1315°C. Тройное соединение D<sub>3</sub> находится в равновесии с соединениями PrBe<sub>13</sub>, PrAl<sub>2</sub>, PrAl<sub>3</sub>, Pr<sub>3</sub>Al<sub>11</sub> и твёрдым раствором на основе алюминия. В изученной области системы также установлено равновесие Al-PrBe<sub>13</sub>.

Политермические разрезы. Диаграмма состояния политермических разрезов упомянутой системы построена с помощью дифференциально-термического и микроструктурного методов анализа.

Исследование сплавов систем Al-D<sub>3</sub> и Al-PrBe<sub>13</sub> показало что, системы являются перитектического типа с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом и неограниченной в жидком состояниях. Перитектические точки содержат по 5 и 2 мол.% D<sub>3</sub> и Al.

Разрезы D<sub>3</sub>-PrBe<sub>13</sub> и D<sub>3</sub>-PrAl<sub>2</sub> являются системами эвтектического типа с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом и неограниченной в жидком состояниях. Эвтектические точки содержат 1,6 и 21,4 мол.% PrBe<sub>13</sub> и PrAl<sub>2</sub>, соответственно.

Разрезы  $\text{PrAl}_2\text{-PrBe}_{13}$ . На дифрактограммах всех сплавов в основном наблюдались линии двух фаз:  $\text{PrAl}_2$  и  $\text{PrBe}_{13}$ . Анализ термограмм в сочетании с результатами микроструктурного анализа позволил заключить, что разрез является эвтектического типа. Эвтектическое превращение происходит при 35,2 мол.%  $\text{PrBe}_{13}$  и температуре 1240 °С.

Разрез  $\text{Pr}_3\text{Al}_{11}\text{-D}_3$ . Данный разрез пересекает следующие двухфазные области  $\text{L+D}_3$ ;  $\text{L+PrAl}_2$ ;  $\text{L+Al}$ ; трёхфазные области  $\text{L+D}_3\text{+PrAl}_2$ ;  $\text{L+PrAl}_3\text{+Pr}_3\text{Al}_{11}$  и область твёрдого раствора тройного интерметаллида в  $\text{Pr}_3\text{Al}_{11}$ . Кристаллизация двойной эвтектики происходит при температуре 1240 °С и 28 мол.%  $\text{D}_3$ . Растворимость соединения  $\text{Pr}_3\text{Al}_{11}$  в тройном интерметаллиде  $\text{D}_3$  не обнаружена.

Таким образом, построение диаграмм состояния политемпературных разрезов позволяет произвести сингулярную триангуляцию исследуемой части тройной системы  $\text{Al-Be-Pr}$  (штрихпунктирной линией показана на рис. 7), что даёт возможность продолжить исследования данной системы и приступить к построению проекции ликвидуса.

Поверхность ликвидуса системы  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$ . Исследованиями политемпературных разрезов в изученной области системы установлено 7 квазибинарных сечений:  $\text{Al-D}_3$ ,  $\text{Al-PrBe}_{13}$ ,  $\text{D}_3\text{-PrBe}_{13}$ ,  $\text{D}_3\text{-PrAl}_2$ ,  $\text{D}_3\text{-PrAl}_3$ ,  $\text{D}_3\text{-Pr}_3\text{Al}_{11}$  и  $\text{PrAl}_2\text{-PrBe}_{13}$ , с помощью которых была произведена сингулярная триангуляция системы в области  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$ . В результате сложную тройную систему  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$  можно представить как совокупность следующих частных вторичных систем:  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}$ ,  $\text{Al-PrBe}_{13}\text{-D}_3$ ,  $\text{D}_3\text{-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$ ,  $\text{PrAl}_2\text{-D}_3\text{-PrAl}_3$ ,  $\text{PrAl}_3\text{-D}_3\text{-Pr}_3\text{Al}_{11}$  и  $\text{Pr}_3\text{Al}_{11}\text{-D}_3\text{-Al}$ .

Исследованием ряда разрезов, проходящих параллельно сторонам частных подсистем, а также сопоставления результатов изученных псевдодвойных и политемпературных разрезов, построена диаграмма состояния изученной части системы  $\text{Al-Be-Pr}$ . Вторичные системы характеризуются наличием двух и более неинвариантных равновесий. С помощью получения дополнительных сплавов внутри каждой вторичной системы экспериментально найдены координаты трёх- и четырёхфазных равновесий.

В результате исследования поверхностей ликвидуса шести частных вторичных подсистем была построена общая поверхность ликвидуса системы  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$  (рис. 7), в которой установлены поля кристаллизации всех компонентов и интерметаллидов.

Диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-неодим.

Фазовое равновесие. Диаграмма фазовых равновесий системы  $\text{Al-Be-NdBe}_{13}\text{-NdAl}_2$  построена нами впервые. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы  $\text{Al-Be-NdBe}_{13}\text{-NdAl}_2$ , построено по результатам рентгенофазового и микроскопического анализов. Тщательный анализ рентгенограмм сплавов системы в сочетании с анализом микроструктуры и ДТА сплавов системы показал, что система  $\text{Al-Be-NdBe}_{13}\text{-NdAl}_2$  по характеру физико-химического взаимодействия компонентов, составу тройного интерметаллида похожа на систему  $\text{Al-Be-PrBe}_{13}\text{-PrAl}_2$ , т.е. в изученной части системы обнаружено тройное соединение  $\text{D}_4$  состава  $\text{Al}_{57}\text{Be}_{23}\text{Nd}_{20}$ . Температура плавления  $\text{D}_4$  равна 1265 °С. Также обнаружено двухфазные равновесия  $\text{Al-NdBe}_{13}$ ,  $\text{NdBe}_{13}\text{-D}_4$ ,  $\text{NdBe}_{13}\text{NdAl}_2$ ,  $\text{NdAl}_2\text{-D}_4$ ,  $\text{D}_4\text{-Al}$ ,  $\text{D}_4\text{-NdAl}_3$  и  $\text{Nd}_3\text{Al}_{11}\text{-D}_4$ .

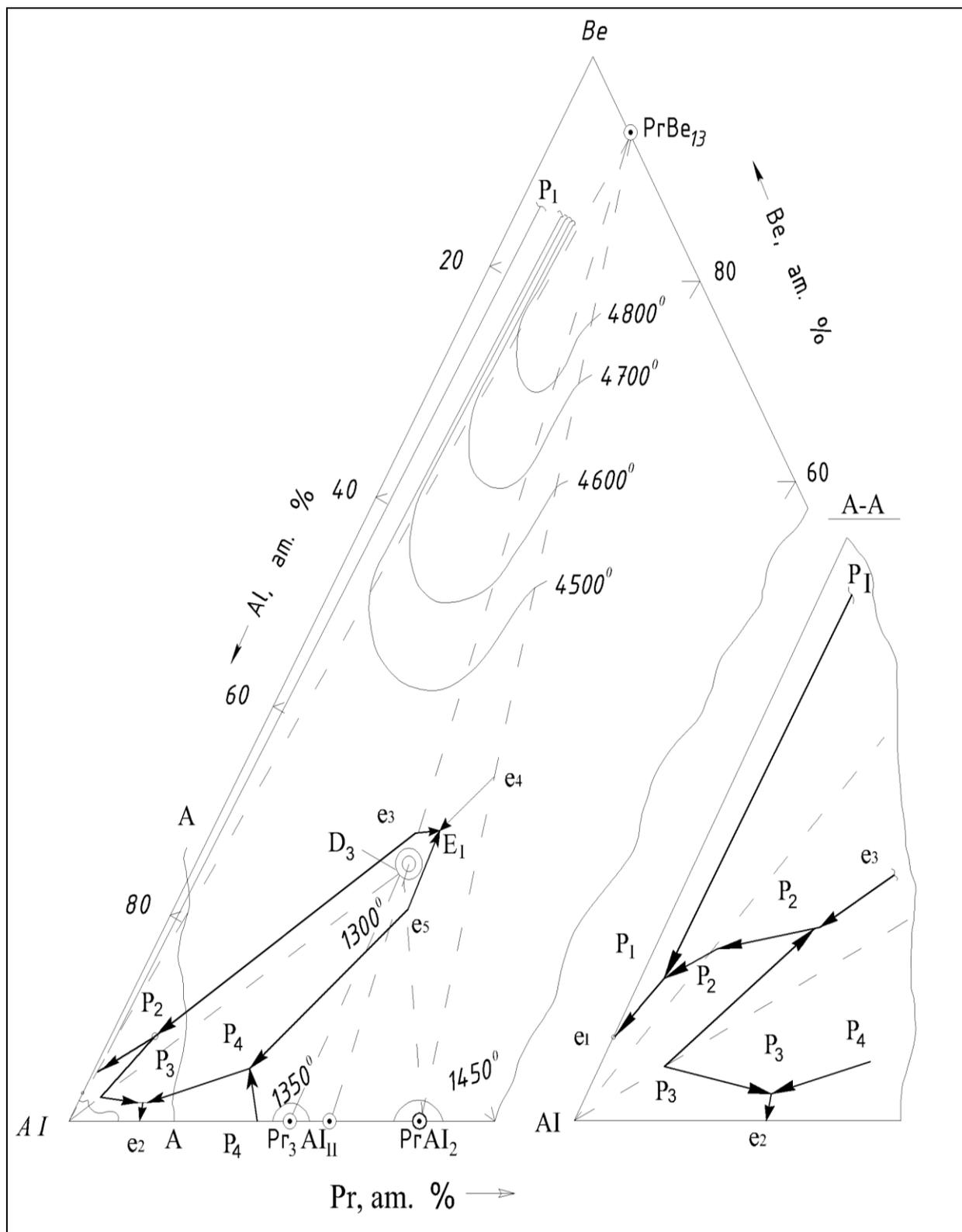


Рисунок 7. Проекция поверхности ликвидуса сплавов системы Al-Be-PrBe<sub>13</sub>-PrAl<sub>2</sub>.

Политермические разрезы. Исследование и построение политермических разрезов проводились с привлечением рентгенофазового, дифференциально-термического и металлографического анализов.

Таким образом, в результате исследования политермических разрезов сплавов, богатых алюминием, тройной системы Al-Be-Nd были установлены 7 политермических разрезов, 6 из которых участвуют в триангуляции алюминиевого угла системы. Триангулирующими разрезами являются: Al-D<sub>4</sub>, Al-NdBe<sub>13</sub>, D<sub>4</sub>-NdAl<sub>2</sub>, D<sub>4</sub>-Nd<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>, D<sub>4</sub>-Nd<sub>3</sub>Al<sub>11</sub> и NdAl<sub>2</sub>-NdBe<sub>13</sub>.

Поверхность ликвидуса системы Al-Be-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>2</sub> Исследование политермических разрезов и сингулярная триангуляция алюминиевого угла системы Al-Be-Nd, позволило разбить сложную тройную систему на совокупность частных тройных систем: Al-Be-NdBe<sub>13</sub>, Al-NdBe<sub>13</sub>-D<sub>4</sub>, Al-D<sub>4</sub>-Nd<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>, Nd<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>-D<sub>4</sub>-NdAl<sub>2</sub> и D<sub>4</sub>-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>3</sub> (рис. 8).

Подсистема Al-Be-NdBe<sub>13</sub>. ДТА в сочетании с микроструктурным анализом сплавов показал, что кристаллизация сплавов данной подсистемы замкнется в невариантной эвтектической точке e<sub>1</sub>. По числу компонентов поверхность ликвидуса подсистемы состоит из следующих поверхностей: Ale<sub>1</sub>P<sub>1</sub>p<sub>2</sub>, e<sub>1</sub>Ver<sub>1</sub>P<sub>1</sub> и P<sub>1</sub>p<sub>1</sub>Ndx xBe<sub>13</sub>p<sub>2</sub>, которые пересекаются по трём моновариантным линиям p<sub>1</sub>P<sub>1</sub>P<sub>1</sub>e<sub>1</sub> и p<sub>2</sub>P<sub>1</sub>.

Подсистема Al-NdBe<sub>13</sub>-D<sub>4</sub>. Поверхность ликвидуса системы По числу компонентов состоит из следующих трёх поверхностей: Alp<sub>2</sub>P<sub>2</sub>p<sub>3</sub>, p<sub>3</sub>P<sub>2</sub>p<sub>5</sub>D<sub>4</sub> и p<sub>5</sub>NdBe<sub>13</sub>p<sub>2</sub>P<sub>2</sub>, которые пересекаются по трём моновариантным линиям p<sub>2</sub>P<sub>2</sub>P<sub>3</sub>P<sub>1</sub> и p<sub>5</sub>P<sub>2</sub>, сходящимся в точке p<sub>3</sub>. Кристаллизация сплавов данной подсистемы заканчивается не в самой системе, а вместе со сплавами предыдущей подсистемы в точке e<sub>1</sub>.

Подсистема Al-D<sub>4</sub>-Nd<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>. Анализ термограмм сплавов подсистемы показал, что кристаллизация сплавов системы завершается в невариантной эвтектической точке e<sub>2</sub> при температуре 640°C. По числу компонентов поверхность ликвидуса системы состоит из следующих трёх поверхностей: Alp<sub>3</sub>P<sub>3</sub>e<sub>2</sub>, p<sub>3</sub>D<sub>4</sub>e<sub>3</sub>P<sub>4</sub>P<sub>3</sub> и p<sub>4</sub>P<sub>4</sub>P<sub>3</sub>e<sub>3</sub>.

Подсистема D<sub>4</sub>-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>3</sub>. Получением дополнительных сплавов внутри подсистемы и тщательным анализом ДТА и микроструктуры сплавов построена поверхность ликвидуса упомянутого разреза. Подсистема D<sub>4</sub>-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>2</sub> ограничена тремя разрезами эвтектического типа. Соответственно и сама подсистема является эвтектической. Температура и координаты системы приведены в табл. 1.

Общая поверхность ликвидуса алюминиевого угла системы Al-Be-Nd была построена с учётом построенных диаграмм фазовых равновесий, псевдодвойных разрезов и анализом поверхностей ликвидуса изученных подсистем. В изученной области системы установлено существование 7 полей первичной кристаллизации двойных и тройных интерметаллических соединений, а также исходных компонентов. Наибольшая доля первичной кристаллизации на поверхности ликвидуса относится к тугоплавкому соединению NdBe<sub>13</sub>.

Диаграмма состояния системы алюминий-бериллий-самарий.

Фазовое равновесие. Диаграмма фазовых равновесий системы Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub> построена нами впервые. Изотермическое сечение диаграммы состояния системы Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub>, построено по результатам рентгенофазового и металлографического анализов. Тщательный анализ рентгенограмм сплавов системы в сочетании с анализом микроструктуры и ДТА сплавов показали, что система Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub> по характеру физико-химического взаимодействия компонентов, составу тройного интерметаллида похожа на две предыдущие системы Al-Be-Pr(Nd)Be<sub>13</sub>-Pr(Nd)Al<sub>3</sub>.

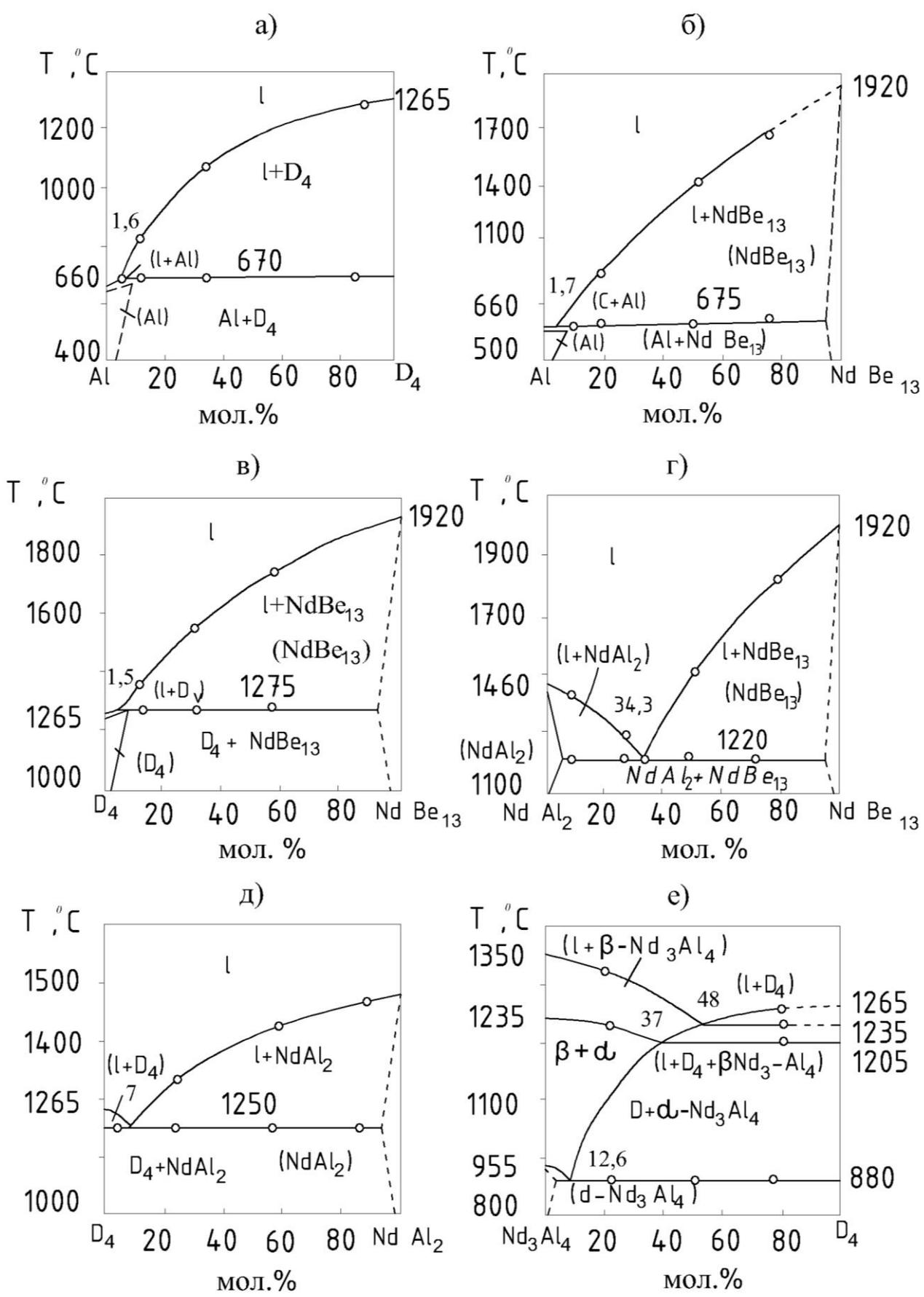


Рисунок 8. Политермические разрезы системы Al-Be-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>2</sub>.

Характеристики невариантных равновесий  
в системе Al-Be-NdBe<sub>13</sub>-NdAl<sub>2</sub>

Нонвар.	Концентрация компонентов, ат.%			Температур.	Равновесие
	Al	Be	Nd		
e <sub>1</sub>	97,6	2,4	-	644	L=Al+Be
e <sub>2</sub>	92	-	8	640	L= Al+Nd <sub>3</sub> Al <sub>11</sub>
E <sub>3</sub>	58,1	20,7	21,2	1250	L=D <sub>4</sub> +NdAl <sub>2</sub>
e <sub>4</sub>	44,2	31,9	23,9	1220	L=NdBe <sub>13</sub> +NdAl <sub>2</sub>
p <sub>1</sub>	-	99,99	0,01	1016	L+NdBe <sub>13</sub> =Be
p <sub>2</sub>	97,7	1,9	0,4	675	L+NdBe <sub>13</sub> =Al
P <sub>3</sub>	98,1	1,1	0,8	670	L+D <sub>4</sub> =Al
p <sub>4</sub>	76	-	24	1205	L+NdAl <sub>2</sub> =Nd <sub>3</sub> Al <sub>11</sub>
p <sub>5</sub>	55,4	26,4	26,4	1275	L+NdBe <sub>13</sub> =D <sub>4</sub>
E <sub>1</sub>	50,1	27,7	22,2	1164	L=NdBe <sub>13</sub> +D <sub>4</sub> +NdAl <sub>2</sub>
P <sub>1</sub>	96,5	2,8	0,7	656	L+NdBe <sub>13</sub> =Al+Be
P <sub>2</sub>	97,6	2,0	0,4	673	L+NdBe <sub>13</sub> =D <sub>4</sub> +Al
P <sub>3</sub>	91,4	1,5	7,1	646	L+D <sub>4</sub> =Nd <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> +Al
P <sub>4</sub>	80,0	4,0	16,0	1190	L+D <sub>4</sub> =Nd <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> +Al

В изученной части системы обнаружено тройное соединение D<sub>5</sub> состава Al<sub>57</sub>Be<sub>23</sub>Sm<sub>20</sub>, а также двухфазные равновесия Al-SmBe<sub>13</sub>, SmBe<sub>13</sub>-D<sub>5</sub>, SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub>, SmAl<sub>2</sub>-D<sub>5</sub>, D<sub>5</sub>-Al, D<sub>5</sub>-SmAl<sub>3</sub> и Sm<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>. Установлена температура плавления D<sub>5</sub> 1370 °С.

Политермические разрезы. Исследование и построение диаграмм состояния политермических разрезов проводились с привлечением рентгенофазового, дифференциально-термического и металлографического анализов. Результаты исследований приводятся ниже. Для исследования политермических разрезов, как и в выше исследованных системах, были выбраны все двухфазные разрезы алюминиевого угла системы Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>3</sub>.

Разрезы Al-D<sub>5</sub>. Диаграмма состояния этого разреза построена по данным исследований 6 сплавов, расположенных на разрезе. Существование термических эффектов в интервале от 1,4 до 100 мол.% D<sub>5</sub> при температуре 674 °С свидетельствует о существовании невариантного перитектического равновесия в данной системе. С помощью ДТА сплавов разреза в сочетании с микроструктурным анализом определён состав перитектической точки. Растворимость D<sub>5</sub> в Al составляет примерно 5 мол.%. Растворимость алюминия в D<sub>5</sub> исследуемыми методами не обнаружена.

Исследование сплавов системы Al-SmBe<sub>13</sub> показало, что система является перитектического типа с ограниченной растворимостью компонентов в твёрдом и неограниченной в жидком состояниях. Перитектическая точка содержит 1,3 мол. % SmBe<sub>13</sub>.

ДТА сплавов в сочетании с металлографическим анализом позволил построить разрезы D<sub>5</sub>-SmBe<sub>13</sub> и SmAl<sub>2</sub>-SmBe<sub>13</sub>. Разрезы являются системами эвтектического типа с ограниченной растворимостью компонентов друг в друге в твёрдом и неограниченной в жидком состояниях. Растворимость D<sub>5</sub> и SmAl<sub>2</sub> в соединении SmBe<sub>13</sub> составляет примерно по 5 мол.%. Растворимость SmBe<sub>13</sub> в D<sub>5</sub> исследуемыми методами не обнаружена.

Разрезы  $D_5$ - $SmAl_2$  и  $Sm_3Al_{11}$ - $D_5$ . Анализ и идентификация термограмм сплавов этих разрезов и тщательный анализ микроструктуры сплавов показали, что оба разреза являются невариантными эвтектического типа с ограниченной растворимостью компонентов ( $D_5$  не растворяет  $SmAl_2$ ) друг в друге в твёрдом и неограниченной в жидком состояниях. Эвтектическое превращение имеет место при 63,8 и 65 мол. %  $D_5$ , соответственно.

Таким образом, в результате исследования псевдодвойных разрезов сплавов, богатых алюминием, тройной системы Al-Be-Sm были установлены 6 политермических разрезов, которые участвуют в триангуляции алюминиевого угла системы. Триангулирующими разрезами являются: Al- $D_5$ , Al- $SmBe_{13}$ ,  $D_5$ - $SmAl_2$ ,  $D_5$ - $Sm_3Al_{11}$ ,  $D_5$ - $Sm_3Al_{11}$  и  $SmAl_2$ - $SmBe_{13}$ .

Поверхность ликвидуса. Исследование политермических разрезов и сингулярная триангуляция алюминиевого угла системы Al-Be-Sm, позволила разбить сложную тройную систему на совокупность частных тройных систем: Al-Be- $SmBe_{13}$ , Al- $SmBe_{13}$ - $D_5$ , Al- $D_5$ - $Sm_3Al_{11}$ ,  $SmAl_{11}$ - $D_5$ - $SmAl_2$  и  $D_5$ - $SmBe_{13}$ - $SmAl_3$ .

Подсистема Al-Be- $SmBe_{13}$ . ДТА в сочетании с микроструктурным анализом сплавов показал, что кристаллизация сплавов данной подсистемы заканчивается в невариантной эвтектической точке  $e_1$ . По числу компонентов поверхность ликвидуса подсистемы состоит из следующих поверхностей:  $Al e_1 P_1 p_2$ ,  $e_1 Be p_1 P_1$  и  $P_1 p_1 SmBe_{13} p_2$ , которые пересекаются по трём моновариантным линиям  $p_1 P_1$ ,  $P_1 e_1$  и  $p_2 P_1$ .

Подсистема Al- $SmBe_{13}$ - $D_5$ . Число компонентов этой системы состоит из следующих трёх поверхностей:  $Al p_2 P_2 p_3$ ,  $p_3 P_2 e_3 D_5$  и  $e_3 SmBe_{13} p_2 P_2$ , которые пересекаются по трём моновариантным линиям  $p_2 P_2$ ,  $p_3 P_2$  и  $e_3 P_2$ , сходящимся в точке  $p_3$ . Кристаллизация сплавов данной подсистемы заканчивается не в самой системе, а вместе со сплавами подсистемы Al-Be- $SmBe_{13}$  в точке  $e_1$ .

Подсистема Al- $D_5$ - $Sm_3Al_{11}$ . Анализ термограмм сплавов подсистемы показал, что кристаллизация сплавов системы завершается в невариантной эвтектической точке  $e_2$  при температуре 640°C. По числу компонентов поверхность ликвидуса системы состоит из следующих трёх поверхностей  $Al p_3 P_3 e_2$ ,  $p_3 D_4 e_3 P_4 P_3$  и  $p_4 P_4 P_3 e_3$ .

Подсистема  $D_5$ - $SmBe_{13}$ - $SmAl_3$ . Так как все разрезы, ограничивающие данную подсистему, являются псевдодвойными эвтектического типа, сама подсистема также является эвтектической и кристаллизация сплавов в ней заканчивается по четырёхфазной реакции  $L=SmBe_{13}+SmAl_2+D_5$  при температуре 1112 °C. Поверхность ликвидуса системы по числу компонентов состоит из следующих поверхностей:  $e_3 SmBe_{13} e_4 E_1$ ,  $e_4 E_1 e_5 SmAl_2$  и  $D_5 e_4 E_1 e_5$ , которые пересекаются по трём моновариантным линиям  $e_3 E_1$ ,  $e_4 E_1$  и  $e_5 E_1$  пересекающимся в невариантной эвтектической точке  $E_1$ . Проекция поверхности ликвидуса данной системы включает следующие поля первичной кристаллизации сплавов:  $SmBe_{13}$ ,  $SmAl_2$  и  $D_5$ . Температура и координаты невариантных равновесий в системе приведены в табл. 2.

Результаты исследования систем алюминий-бериллий-РЗМ.

В системах Al-Be-Y(La,Ce) и Al-Be-Pr(Nd,Sm) обнаружены следующие двухфазные равновесия: Al-РЗМ $Be_{13}$ , Al-D (где D -  $Al_{3,25-2,25}Be_{0,75-1,5}Y$ ,  $Al_{3-2,25}Be_{m_{1-1,75}}La$ ,  $Al_{12,8-2,6}Be_{1,2-1,4}Ce$ ,  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}$ ,  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}$ ,  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}$ ), D-РЗМ $Al_2$ , РЗМ $Al_2$ -РЗМ $Be_{13}$ , D-РЗМ $Be_{13}$ , D-РЗМ $Al_3$ , D-РЗМ $Al_{11}$ , часть из которых являются квазибинарными.

Разрезы  $P3MBe_{13}$ - $P3MAl_2$ ,  $D$ - $P3MAl_2$ ,  $D$ - $P3MBe_{13}$  в системах  $Al$ - $Be$ - $Y(La, Ce)$  относятся к системам эвтектического типа. Температура эвтектического превращения в системах  $D$ - $P3MAl_2$ ,  $Al$ - $P3MBe_{13}$  и  $D$ - $P3MBe_{13}$  при увеличении заряда ядра  $P3M$  сначала уменьшается, а потом увеличивается, что коррелируется с температурой плавления тройных соединений (табл. 3).

Таблица 2

Характеристики невариантных равновесий в системе  $Al$ - $Be$ - $SmBe_{13}$ - $SmAl_2$

Нонвар. точка	Концентрация компонентов, ат.%			Температура равновес., °C	Равновесия
	Al	Be	Sm		
e <sub>1</sub>	97,6	2,4	-	644	L=Al+Be
e <sub>2</sub>	97	-	3	640	L=Al+Sm <sub>3</sub> Al <sub>11</sub>
e <sub>3</sub>	43,5	38,9	17,6	1190	L= SmBe <sub>13</sub> +D <sub>5</sub>
e <sub>4</sub>	42,1	34,4	23,5	1250	L=SmBe <sub>13</sub> +SmAl <sub>2</sub>
e <sub>5</sub>	61,2	14,2	24,6	1214	L=D <sub>5</sub> +SmAl <sub>2</sub>
E <sub>6</sub>	77	-	23	1150	L=Sm <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> +SmAl <sub>2</sub>
E <sub>7</sub>	65	14,8	20,2	1289	L=Sm <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> +D <sub>5</sub>
P <sub>1</sub>	-	99,99	0,01	670	L+SmBe <sub>13</sub> =Be
P <sub>2</sub>	97,6	1,9	0,5	674	L+SmBe <sub>13</sub> =Al
P <sub>3</sub>	97,1	1,3	1,6	1112	L+D <sub>5</sub> =Al
E <sub>1</sub>	49,5	28,4	22,1	1119	L=SmBe <sub>13</sub> =SmAl <sub>2</sub> +D <sub>5</sub>
E <sub>2</sub>	68,2	9,8	22,0	673	L=Sm <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> +SmAl <sub>2</sub> +D <sub>5</sub>
P <sub>1</sub>	96,4	2,8	0,8	673	L+SmBe <sub>13</sub> =Al
P <sub>2</sub>	97,5	2,1	0,4	673	L+SmBe <sub>13</sub> =Al+D <sub>5</sub>
P <sub>3</sub>	95,6	0,8	3,6	648	L+Sm <sub>3</sub> Al <sub>11</sub> =D <sub>5</sub> +Al

Таблица 3

Температуры плавления тройных интерметаллидов систем  $Al$ - $Be$ - $Y(La, Ce)$  и  $Al$ - $Be$ - $Pr(Nd, Sm)$

P3M		Соединение	
Символ	Тпл., °C	Формула	Тпл., °C
Y	1525	$Al_{3,25-2,25}Be_{0,75-1,5}Y$	1350
La	920	$Al_{3-2,25}Be_{1-1,75}La$	1280
Ce	798	$Al_{2,8-2,6}Be_{1,2-1,4}Ce$	1350
Pr	935	$Al_{57}Be_{23}Pr_{20}$	1315
Nd	1024	$Al_{57}Be_{23}Nd_{20}$	1265
Sm	1072	$Al_{57}Be_{23}Sm_{20}$	1370

В двойных системах  $P3MBe_2$ - $P3MAl_2$  наблюдается обратная зависимость, т.е. при переходе от лантана к церию повышается температура невариантного превращения. Подобный характер изменения температуры больше коррелируется с температурой плавления двойных интерметаллидов  $LaAl_2$ ,  $CeAl_2$ , которое при переходе от празеодима к самарию повышается. Сравнение исследованных систем показывает, что система с иттрием больше похожа на систему с церием, чем с лантаном.

В системах Al-Be-Pr (Nd, Sm), разрезы P3MBe<sub>13</sub>-P3MAl<sub>2</sub>, D-P3MAl<sub>2</sub>, D-P3MBe<sub>13</sub> (кроме NdBe<sub>13</sub>) тоже относятся к системам эвтектического типа. Температура эвтектического превращения в системах Al-P3MBe<sub>13</sub> и P3MBe<sub>13</sub>-P3MAl<sub>2</sub> при увеличении заряда ядра P3M сначала уменьшается, а потом увеличивается (табл. 4), что коррелируется с температурой плавления тройных соединений (табл. 3). В двойных системах D-P3MAl<sub>2</sub> наблюдается обратная зависимость, т.е. при переходе от празеодима к самарию повышается температура инвариантного превращения. Подобный характер изменения температуры больше коррелируется с температурой плавления двойных интерметаллидов D-P3MBe<sub>13</sub>, которая при переходе от празеодима к самарию повышается.

Сравнение тройных систем алюминия с бериллием и P3M свидетельствуют, что по характеру взаимодействия и количеству образующихся тройных интерметаллидов данные системы похожи.

Еще одним отличием систем Al-Be-Y(La, Ce) и Al-Be-Pr(Nd, Sm) является характер образования тройных интерметаллидов. В системах Al-Be-Y(La, Ce) тройные интерметаллиды являются бертоллидами, т.е. с переменным составом, а у систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) образующиеся соединения являются дальтонидами постоянного состава.

Таблица 4

Температуры инвариантных равновесий квазибинарных сечений систем Al-Be-Y(La, Ce) и Al-Be-Pr(Nd, Sm)

№	Система	Температура равновесий, °C	№	Система	Температура равновесий, °C
1.	YBe <sub>13</sub> -YAl <sub>2</sub>	1355	13	Al-Ybe <sub>13</sub>	700
2.	LaBe <sub>13</sub> -LaAl <sub>2</sub>	1250	14	Al-LaBe <sub>13</sub>	640
3.	CeBe <sub>13</sub> -CeAl <sub>2</sub>	1320	15	Al-CeBe <sub>13</sub>	620
4.	PrBe <sub>13</sub> -PrAl <sub>2</sub>	1240	16	Al-PrBe <sub>13</sub>	680
5.	NdBe <sub>13</sub> -NdAl <sub>2</sub>	1220	17	Al-NdBe <sub>13</sub>	670
6.	SmBe <sub>13</sub> -SmAl <sub>2</sub>	1250	18	Al-SmBe <sub>13</sub>	675
7.	D - YAl <sub>2</sub>	1300	19	D - Ybe <sub>13</sub>	1267
8.	Di - LaAl <sub>2</sub>	1245	20	D <sub>1</sub> - LaBe <sub>13</sub>	1220
9.	D <sub>2</sub> - CeAl <sub>2</sub>	1220	21	D <sub>2</sub> -CeBe <sub>13</sub>	1200
10.	D <sub>3</sub> - PrAl <sub>2</sub>	1270	22	D <sub>3</sub> - PrBe <sub>13</sub>	1305
11.	D <sub>4</sub> - NdAl <sub>2</sub>	1250	23	D <sub>4</sub> -NdBe <sub>13</sub>	1275
12.	D <sub>5</sub> - SmAl <sub>2</sub>	1205	24	D <sub>5</sub> -SmBe <sub>13</sub>	1190

Обобщая полученный экспериментальный материал и учитывая выше изложенное о взаимодействии алюминия с бериллием и редкоземельными металлами, можно сделать следующие выводы и прогнозы:

1. В связи с тем, что в алюминиевом угле всех исследованных систем образуется тройное соединение состава Al<sub>57</sub>Be<sub>23</sub>P3M<sub>20</sub> со структурой BeAl<sub>2</sub>, то следует ожидать образование подобных тройных соединений и в других неисследованных системах с участием P3M, как иттриевой, так и цериевой подгруппы т.е. Al-Be-Pm (Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Lu).

2. Упомянутое тройное соединение в неизученных системах с участием всех РЗМ (за исключением церия) может находиться в двухфазном равновесии с алюминиевым твёрдым раствором, двойными интерметаллидами  $\text{PЗМА}_2$ ,  $\text{PЗМА}_3$ ,  $\text{PЗМА}_{11}$  и  $\text{PЗМВе}_{13}$ .

3. Квазибинарными разрезами в системах Al-Be-РЗМ являются разрезы: Al- $D_n$ ,  $D_n$ - $\text{PЗМА}_2$ ,  $D_n$ - $\text{PЗМВе}_{13}$ ,  $\text{PЗМВе}_{13}$ - $\text{PЗМА}_2$ , Al- $\text{PЗМВе}_{13}$ . Следует ожидать образования таких же квазибинарных разрезов в неизученных тройных системах с участием Al, Be и РЗМ.

#### **Глава 4. ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ФУНКЦИИ СПЛАВОВ Al-Be-Pr (Nd, Sm) И ОСОБОЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ С КРЕМНИЕМ, МЕДЬЮ И НЕКОТОРЫМИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ МЕТАЛЛАМИ**

В данной главе рассмотрены: влияние фазового состава сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) на их демпфирующие свойства; температурная зависимость теплоемкости алюминия марки А5N и АК1; температурная зависимость теплоемкости сплава АК1М2, легированного скандием, иттрием, празеодимом и неодимом; температурная зависимость термодинамических функций сплава АК1М2 и сплавов, легированных РЗМ.

Исследование демпфирующих свойств сплавов показало следующее:

1. При варьировании состава сплава Al-Be (0,01 мас.%) – РЗМ (0,01-0,5 мас.%) наилучшим составом с демпфирующими свойствами является сплав с 0,5 мас.% самарием. Скорость затухания звука  $d_3 = 6,04$  дБ/мс.

2. Высокое показание демпфирующих свойств при Al-Be (0,1 мас.%) – РЗМ (0,01-0,5 мас.%) наблюдается у сплава с 0,5 масс.% неодима. Здесь  $d_3 = 6,35$  дБ/мс.

3. Наибольшее показание демпфирующих свойств сплавов Al-Be(0,5 мас.%) - РЗМ(0,01-0,5 мас.%) наблюдается, как при содержании Be (0,01 мас.%) с 0,5 мас.% самария. В этом случае  $d_3 = 6,46$  дБ/мс.

Микродобавки бериллия и РЗМ увеличивают демпфирующие свойства сплавов. По мере увеличения Be и РЗМ в составе исследуемых сплавов наблюдается изменение скорости затухания звуковых колебаний в сторону увеличения, что характеризует об улучшении демпфирующих свойств сплавов. Составы с наилучшими показаниями демпфирующих свойств среди РЗМ следующие: а) у сплавов с празеодимом и неодимом при 0,1 мас.% бериллия; б) у сплавов самария при 0,5 мас.% бериллия.

Алюминиево-бериллиевые сплавы с микродобавками самария обладают высокими показаниями скорости затухания звука. Для комплексного изучения демпфирующих свойств изучаемых сплавов и качественного анализа влияния этих свойств проводили металлографические исследования. Исследование микроструктуры изучаемых сплавов проводили на металлографическом микроскопе "НЕОРНОТ-31".

Приведенные исследования показали, что на микроструктуру безусловно, влияет соотношение компонентов исследуемых сплавов. В итоге рассмотрим три различных случая:

а) при 0,01 мас.% Be. В таком случае РЗМ=0,1 мас.% можно считать границей области твердого раствора, т.е. при РЗМ=0,01-0,1 мас.% имеем дело с однофазной структурой, а при РЗМ=0,1-0,5 мас.% с двухфазной.

б) при 0,1 мас.% Ве и увеличение содержания Pr и Nd наблюдается равномерное увеличение демпфирующей способности, что указывает о переходе микроструктуры от крупнозернистой к мелкозернистой. Поведение сплавов со Sm отличается от сплавов содержания Pr и Nd в двухфазной области, что свидетельствует о том, что Sm в этой области находится в двухвалентном состоянии.

в) при 0,5 мас.% Ве на демпфирующую способность сплавов также оказывает влияние содержание Pr и Nd. Добавки Sm в области 0,01-0,1 мас.% ведут себя совсем иначе, чем в случае 0,1 мас.% Ве. Это видимо объясняется более малым растворением Ве в двойных сплавах. Демпфирующая способность всех сплавов, содержащих РЗМ, в интервале 0,01-0,5 мас.% возрастает, т.к. идет процесс изменения микроструктуры по схеме: крупнозернистая-среднезернистая-мелкозернистая.

Приведены результаты исследования температурной зависимости теплофизических свойств алюминия марок А5N и А7. В исследованиях принята теплоемкость особоистого алюминия (99,995%). Исследован процесс охлаждения алюминия марки А5N, полученного методом зонной перекристаллизации и марки А7 в интервале температур 293÷873 К.

Получены следующие уравнения для зависимости температуры образцов от времени охлаждения:

$$\begin{aligned} & \text{- для алюминия марки А5N} \quad T = 295,2 + 411,8e^{-\tau/526} + 208,4e^{-\tau/154} \\ & \text{- для алюминия марки А7} \quad T = 292,6 + 523,3e^{-\tau/417} + 90,7e^{-\tau/110} \end{aligned} \quad (9)$$

Получены уравнения для температурных зависимостей энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для алюминия марки А5N. Приведены результаты исследования температурной зависимости теплофизических свойств сплава АК1.

Нами впервые исследована температурная зависимость теплофизических свойств сплава марки АК1. Зависимость температуры сплава АК1 от времени охлаждения в интервале температур 293÷873 К с достаточно приемлемой точностью описывается уравнением вида:

$$T = 294,7 + 360,7e^{-\tau/625} + 250,0e^{-\tau/222} \quad (10)$$

По формуле (2) вычислена скорость охлаждения образца. Используя данные теплоемкости алюминия марки А5N и кремния по правилу Неймана-Коппа, вычислена величина удельной теплоемкости сплава АК1. Получено следующее уравнение:

$$C_p = 726,9297 + 0,7655T - 0,0008T^2 + 5,9849 \cdot 10^{-6}T^3 \quad (11)$$

Далее, используя значения удельной теплоемкости и скорости охлаждения по формуле (3), был вычислен коэффициент теплоотдачи для сплава АК1. Получено следующее уравнение для температурной зависимости коэффициента теплоотдачи:

$$|\alpha(T)|_{(AK1)} = 2,0591 + 0,0298 T - 4,3362 \cdot 10^{-6}T^2 + 1,1254 \cdot 10^{-9}T^3 \quad (12)$$

Полученные экспериментальные результаты для коэффициента теплоотдачи сплава АК1 показывают, что при малых добавках второго компонента к металлу коэффициент теплоотдачи не имеет одинаковое значение.

Получены уравнения для температурных зависимостей энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для сплава АК1.

Исследована температурная зависимость теплофизических свойств сплава АК1М2. Промышленные алюминиевые сплавы обычно содержат не менее

двух-трех легирующих элементов, которые вводятся в алюминий, главным образом для повышения механической прочности и коррозионностойкости. Для определения термодинамических функций сплава АК1М2, нами исследованы теплофизические свойства сплава в интервале температур 293÷873 К. Экспериментально полученные зависимости температуры образца от времени охлаждения описываются уравнением вида:

$$T = 286,4 + 420,4e^{-\tau/500} + 211,8e^{-\tau/189} \quad (13)$$

Дифференцируя по  $\tau$ , получаем уравнение скорости охлаждения образца:

$$dT/d\tau = 0,84e^{-\tau/500} + 1,12e^{-\tau/189} \quad (14)$$

Для вычисления удельной теплоемкости сплава АК1М2 использовали правило Неймана-Коппа. Уравнение температурной зависимости удельной теплоемкости сплава АК1М2 имеет вид:

$$C_p(T) = 718,6017 + 0,7574T - 8,018 \cdot 10^{-4}T^2 + 5,9092 \cdot 10^{-7}T^3 \quad (15)$$

Используя вычисленные данные по теплоемкости и экспериментально полученные величины скорости охлаждения, установлено следующее уравнение для температурной зависимости коэффициента теплоотдачи сплава АК1М2:

$$|\alpha(T)|_{(AK1M2)} = 8,4799 + 0,0127T + 1,9817 \cdot 10^{-5}T^2 - 1,0021 \cdot 10^{-8}T^3 \quad (16)$$

Экспериментально полученные временные зависимости температуры образцов с достаточно хорошей точностью описываются уравнением вида (2). По формуле (3) вычислены скорости охлаждения образцов. В табл. 5 приведены значения коэффициентов в уравнениях (2) и (3) для всех исследованных систем.

Таблица 5

Значения коэффициентов  $(T_1 - T_0, \tau_1, T_2 - T_0, \tau_2), (T_1 - T_0)/\tau_1, (T_2 - T_0)/\tau_2$   
для исследованных металлов и сплавов

Сплав	$T_1 - T_0,$ К	$\tau_1,$ с	$T_2 - T_0,$ К	$\tau_2,$ с	$(T_1 - T_0)/\tau_1,$ К/с	$(T_2 - T_0)/\tau_2,$ К/с	$T_0,$ К
Al (A7)	523,3	417	90,7	110	1,25	0,82	292,6
Al(A5N)	411,8	526	208,4	154	0,78	1,35	295,2
Cu	398,1	302	199,6	88	1,32	2,27	302,7
AK1	360,7	625	250,0	222	0,58	1,13	294,7
AK1M2 (1)	420,4	500	211,8	189	0,84	1,12	286,4
(1)+Nd 0,005	470,1	476	182,6	178	0,99	1,02	291,0
(1)+Nd 0,05	448,1	500	221,6	196	0,90	1,13	286,4
(1)+Nd 0,1	416,5	500	265,5	238	0,83	1,11	289,3
(1)+Nd 0,5	352,4	555	338,0	238	0,63	1,42	286,7
(1)+Pr 0,005	274,2	588	370,6	294	0,47	1,26	290,2
(1)+Pr 0,05	428,8	500	205,0	217	0,86	0,94	293,1
(1)+Pr 0,1	302,7	588	358,2	278	0,51	1,29	285,5
(1)+Pr 0,5	457,5	500	232,0	204	0,91	1,14	288,1
(1)+Sc 0,005	246,1	769	400,6	312	0,32	1,28	284,2
(1)+Sc 0,05	279,0	666	361,0	303	0,25	1,19	286,4
(1)+Sc 0,1	307,6	666	331,1	294	0,46	1,13	288,0
(1)+Sc 0,5	443,2	555	180,2	208	0,80	0,87	292,0
(1)+Y 0,005	307,1	588	322,0	263	0,52	1,22	281,5
(1)+Y 0,05	406,6	526	244,7	222	0,77	1,10	286,2
(1)+Y 0,1	412,2	526	269,6	217	0,78	0,70	285,7
(1)+Y 0,5	512,6	454	112,6	161	1,13	0,70	292,3

Для легированных сплавов АК1М2 использовали коэффициент теплоотдачи для исходного сплава АК1М2, считая, что он не зависит от концентрации легирующего компонента. Далее нами вычислена величина удельной теплоёмкости легированных сплавов по формуле:

$$C(T) = \frac{|\alpha(T)| S(T-T_0)}{m(dT/dt)} \quad (17)$$

На рис. 9 в качестве примера приведена зависимость удельной теплоёмкости сплава АК1М2, легированного скандием, от температуры.

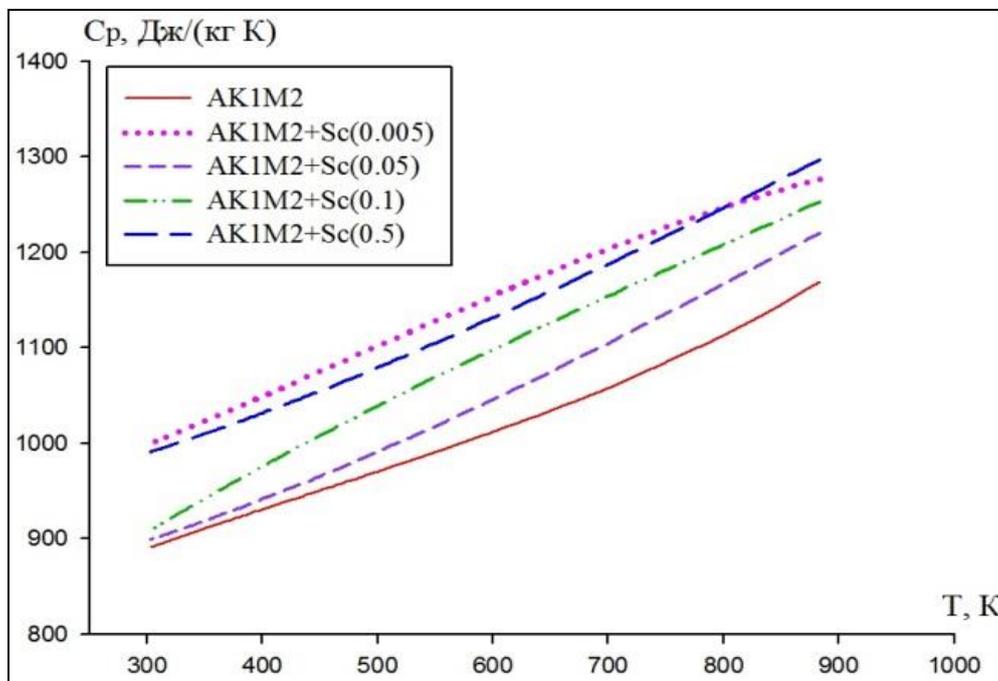


Рисунок 9. Зависимость  $C_p$  от температуры для сплава АК1М2, легированного скандием.

Концентрационная зависимость теплоемкости сплава АК1М2, легированного скандием, иттрием, празеодимом и неодимом, характеризуется по-разному. Так, для сплава, легированного иттрием и неодимом, характерен рост значений теплоемкости при концентрации более 0,05 мас.% и температуры 400 К. Для сплава, легированного скандием и празеодимом, наблюдается повышение значений теплоемкости во всем интервале концентраций. Такое влияние можно, по-видимому, объяснить растворимостью легирующего компонента в исходном сплаве и другими факторами.

Значения коэффициентов в уравнении температурной зависимости теплоемкости для исследованных систем приведены в виде (применимы в интервале температур 293÷873 К):

$$C_p(T) = a_0 + b_0T + c_0T^2 + d_0T^3 \quad (\text{табл. 6}).$$

Определена температурная зависимость термодинамических функций сплава АК1М2, легированного скандием, иттрием, празеодимом и неодимом. Получены следующие уравнения для температурных зависимостей энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для легированного сплава АК1М2:

$$H(T) = H(0) + a_1T + b_1T^2 + c_1T^3 + d_1T^4; \quad S(T) = a_2 \ln T + b_2T + c_2T^2 + d_2T^3; \\ G(T) = a_3T(\ln T - 1) + b_3T^2 + c_3T^3 + d_3T^4.$$

Получены также уравнения для температурных зависимостей энтальпии, энтропии и энергии Гиббса для сплава АК1М2 (табл. 7).

Таблица 6

Значение коэффициентов в уравнении  $C_p(T) = a_0 + b_0T + c_0T^2 + d_0T^3$ 

Металл, сплав	$a_0$	$b_0$	$c_0, 10^{-4}$	$-d_0, 10^{-6}$
Al(A5N)	730,2302	0,7571	-8	-0,60
Cu	310,5300	0,3600	-4	0,22
Si	390,1809	1,5987	-18	0,72
Sc	463,5476	0,5450	-8	-0,52
Y	278,2143	0,0604	0,18	-
Pr	174,5357	-0,0071	2	0,06
Nd	95,2619	0,4487	-6	-0,38
AK1	726,9297	0,7655	-8,1	-0,60
AK1M2 (1)	718,6017	0,7574	-8,02	-0,59
(1)+Nd 0,005	728,3789	0,19748	8,2	0,48
(1)+Nd 0,05	719,2733	0,268	6,3	0,49
(1)+Nd 0,1	656,145	0,9447	-7,2	-0,38
(1)+Nd 0,5	682,0345	0,5389	4,3	0,51
(1)+Pr 0,005	725,2818	0,6857	-3,5	-0,12
(1)+Pr 0,05	728,583	0,5852	1,3	0,21
(1)+Pr 0,1	714,2943	0,5834	2,0	0,23
(1)+Pr 0,5	747,3512	0,1858	8,0	0,42
(1)+Sc 0,005	890,9848	0,1953	6,9	0,47
(1)+Sc 0,05	816,7284	0,1290	5,3	0,18
(1)+Sc 0,1	656,7735	0,9674	5,0	0,19
(1)+Sc 0,5	910,3302	0,1317	5,0	0,17
(1)+Y 0,005	706,6932	0,2509	2,8	0,01
(1)+Y 0,05	696,5381	0,395	1,2	0,05
(1)+Y 0,1	660,3804	0,5405	1,4	0,06
(1)+Y 0,5	607,3512	0,9261	3,0	0,03

Таблица 7

Значение коэффициентов в уравнении температурной зависимости энтальпии, энтропии и энергии Гиббса

Сплав	$a_1$	$b_{1,3}$ $10^{-3}$	$c_1$ $10^{-6}$	$-d_{1,3}$ $10^{-9}$	$a_2$	$b_{2,3}$ $10^{-3}$	$c_{2,6}$ $10^{-6}$	$-d_{2,3}$ $10^{-9}$	$-a_3$	$-b_{3,3}$ $10^{-3}$	$-c_{3,3}$ $10^{-5}$	$d_{3,9}$ $10^{-9}$
Al(A5N)	19,72	10,22	-7,2	-4,03	19,72	20,44	-10,8	-5,37	19,72	10,22	-0,36	-1,34
Cu	19,73	11,45	-4,7	-3,50	19,73	22,90	-12,7	-4,67	19,73	11,45	-0,80	-1,17
Si	10,95	22,50	-16,8	-5,08	10,95	45,00	-25,3	-6,78	10,95	22,50	-0,80	-1,70
AK1	19,63	10,33	-7,3	-4,04	19,63	20,67	-10,9	-5,39	19,63	10,34	-0,36	-1,35
AK1M2 (1)	19,92	10,5	-7,41	-4,10	19,92	21,00	-11,12	-5,461	19,92	10,5	-3,70	-1,36
(1)+Nd 0,005	20,19	2,74	7,58	3,33	20,19	5,47	11,38	4,45	20,19	2,74	3,79	1,11
(1)+Nd 0,05	19,94	3,71	5,82	3,41	19,94	7,43	8,73	4,55	19,94	3,71	2,91	1,14
(1)+Nd 0,1	18,19	13,09	-6,65	-2,65	18,19	26,2	-9,98	-3,53	18,19	13,1	-3,32	-0,88
(1)+Nd 0,5	18,91	7,47	3,97	3,55	18,91	14,94	5,96	4,73	18,91	7,47	-1,98	1,18
(1)+Pr 0,005	20,11	9,50	-3,23	-0,81	20,11	19,01	-4,852	-1,09	20,11	9,50	-1,62	-0,27
(1)+Pr 0,05	20,20	8,11	1,20	1,46	20,20	16,22	1,80	1,95	20,20	8,11	0,60	0,49
(1)+Pr 0,1	19,80	8,10	1,85	1,63	19,80	16,20	2,77	2,17	19,80	8,10	0,92	0,54
(1)+Pr 0,5	20,72	2,58	7,39	2,95	20,72	5,15	11,09	3,93	20,72	2,58	3,70	0,98
(1)+Sc 0,005	24,70	2,71	6,38	3,27	24,70	5,41	9,56	4,36	24,70	2,71	3,19	1,09
(1)+Sc 0,05	22,64	1,79	4,90	1,24	22,64	3,58	7,35	1,66	22,64	1,79	2,45	0,41
(1)+Sc 0,1	18,21	13,41	-4,62	-1,32	18,21	26,82	-6,93	-1,77	18,21	13,41	-2,31	-0,44
(1)+Sc 0,5	25,24	1,826	4,62	1,20	25,24	3,65	6,93	1,60	25,24	1,83	2,31	0,40
(1)+Y 0,005	19,59	3,48	2,59	0,09	19,59	6,96	3,88	0,11	19,59	3,48	1,29	0,03
(1)+Y 0,05	19,31	5,47	1,11	0,35	19,31	11,00	1,66	0,47	19,31	5,47	0,55	0,12
(1)+Y 0,1	18,31	7,49	1,29	0,43	18,31	15,00	1,94	0,57	18,31	7,49	0,65	0,14
(1)+Y 0,5	16,84	12,84	-2,77	0,20	16,84	26,00	-4,16	-0,27	16,84	12,84	-1,39	-0,07

Полученные экспериментальные результаты показывают, что для сплавов, легированных иттрием и неодимом, энтальпия и энтропия меньше чем для исходного сплава, а энергия Гиббса больше, т.е. легирование сплава АК1М2 способствует повышению его термостабильности. Для сплавов, легированных празеодимом и скандием, энтальпия и энтропия больше, а энергия Гиббса меньше чем для исходного сплава.

## **Глава 5. РАЗРАБОТКА И ВНЕДРЕНИЕ В ПРОИЗВОДСТВО АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИГАТУР И СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ СТРОНЦИЙ, БАРИЙ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫЕ МЕТАЛЛЫ**

В данной главе рассмотрены: исследования влияния добавок различных элементов на кинетику окисления алюминиево-стронциевого сплава состава  $Al_4Sr$ ; стабильность и влагоёмкость алюминиево-бариевого сплава состава  $Al_4Ba$ , легированного кремнием, магнием и титаном; модифицирование алюминиево-кремниевых сплавов стронцием и разработка новых литейных алюминиевых сплавов с гарантированной структурой; особенности введения алюминиево-стронциевых лигатур в литейные алюминийевые сплавы; исследование влияния модифицирования алюминиево-стронциевой лигатурой на активность кислорода в силуминовом расплаве; коррозионно-электрохимическое поведение силуминов, модифицированных стронцием; модифицирование стронцием силуминов с добавками магния и марганца; модифицирование стронцием силуминов с добавками меди, цинка и других легирующих элементов; исследование модифицирующих свойств стронция в сплавах системы алюминий-германий; модифицирование литейных алюминийевых сплавов барием.

К лигатурам алюминия с ЦЗМ предъявляются требования о стабильности (устойчивости) в воздушной среде. Стабильность алюминиево-стронциевых сплавов с добавками кремния, магния, РЗМ определялась по известной методике.

Исследование стабильности тройных сплавов системы алюминий-стронций-редкоземельный металл свидетельствует, что добавки РЗМ в пределах 0,04-0,8 ат.% Sc и 0,013-0,33 ат.% Nd к алюминиево-стронциевым сплавам не только повышают стойкость к окислению, но и устойчивость к влаге. Исследование стабильности тройных сплавов системы  $Al_4Sr-Si$  (Ti, Mg) показало, что интенсивное газовыделение происходит в течение первых 3-10 минут. По истечении 15 минут с начала взаимодействия объём выделяющегося водорода приближается к нулю. Зависимость объёма выделившегося водорода от продолжительности взаимодействия с водой сплавов системы  $Al_4Sr-Ti$  показала, что оптимальной концентрацией титана является 0,4 ат.%. Дальнейшее увеличение содержания титана до 1,46 ат.% ухудшает стабильность данных сплавов. Увеличение концентрации кремния и магния до 22-24 ат. % повышает стабильность алюминиево-стронциевых сплавов.

Отсутствие однозначной информации о влиянии стронция на газосодержащие алюминийевые сплавы побудило нас провести широкое изучение всех аспектов этого вопроса на ряде заводов автомобильной промышленности. Полученные результаты сведены в табл. 8.

Результаты проведённой работы свидетельствуют о том, что модифицирование стронцием в заводских условиях вызывает повышение газосодержания

расплава, в ряде случаев превышающее величину допустимого по ГОСТу 1583-73 в чушковом сплаве ( $0,3 \text{ см}^3/100 \text{ г.}$ ). Применение гексахлорэтана в качестве дегазирующего средства вызывает снижение содержания стронция, содержание водорода при этом несколько возрастает или не изменяется.

Таблица 8

Влияние содержания стронция и технологии плавки на газосодержание сплава

Сплав, технология модифицирования и последующей обработки	Выдержка модифицированного расплава, час	Содержание стронция, мас. %	Газосодержание, $\text{см}^3/100\text{г}$
Модифицирование сплава АЛ4 лигатурой $\text{Al}+30\%\text{Sr}$ , расчётное количество $\text{Sr}-0,06\%$			
В плавильной печи	2	0,022	0,15
После обработки дигайзером в количестве 0,1% от массы расплава	2,2	0,013	0,42
В САТ- 0,25x1 (после перелива из плавильной печи)	3	0,0065	0,27
	4	0,0060	0,13
	5	0,0050	0,11
Модифицирование сплава АК6М2, лигатурой $\text{Al}+30\%\text{Sr}$ , расчётное количество $\text{Sr}-0,02\%$			
Из плавильной печи	1	0,018	0,35
Из разливочного ковша	1,1	0,02	0,34
Из разливочного ковша после обработки дегазером	1,3	0,02	0,34
Из ЭМД дозатора	1,5	0,016	0,26
Из ЭМД дозатора	2,0	0,016	0,17

Газосодержание сплавов не зависит от способа введения стронция в расплав (в чистом виде или в составе лигатуры  $\text{Al}+30\% \text{ Sr}$ , а её рост в ряде случаев после модифицирования не может быть объяснен наличием водорода в лигатуре, так как газосодержание лигатуры  $\text{Al}+30\%\text{Sr}$  составляют  $5,3 \text{ см}^3/100 \text{ г.}$ , вес лигатуры составляет менее 0,2% от веса металла. Повышенное газосодержание не может также быть объяснено взаимодействием стронция с атмосферой в процессе введения в расплав, так как стронций вводился упакованием в полуотливку или фольгу под поверхность расплава. По-видимому наличие стронция в расплаве увеличивает активность взаимодействия расплава с атмосферой за счёт повышения проницаемости оксидной плёнки.

Применение стронция в качестве модификатора доэвтектических и эвтектических силуминов может быть рекомендовано совместно с применением ряда технологических и организационных мероприятий, к которым относятся: применение специальных видов литья (литьё под низким давлением, аккурат-процесс, литьё с противодавлением); использование литниковых систем с усиленным питанием отливки.

Учитывая предварительную разработку способов введения стронция, алюминий сначала сплавляли с 7 и 12 мас. % кремния в корундовых тиглях в печах сопротивления. После полного растворения кремния в расплав при тем-

пературе 750-800°C вводили лигатуру стронция с алюминием, получаемую вакуумной плавкой, в количестве 5 или 10% в зависимости от задаваемого состава сплавов (табл. 9).

Таблица 9

Влияние стронция на электрохимические характеристики сплавов Al-7% Si, Al-12% Si. Скорость развертки потенциала 5 мВ/с

Содержание компонентов, мас.%		Электрохимические характеристики (Х.С.Э.)			
Si	Sr	-E <sub>стац</sub> , В	-E <sub>пп</sub> , В	-E <sub>реп</sub> , В	i <sub>пп</sub> , А/м <sup>2</sup>
7	-	0,710	1,100	0,620	3,60
	0,005	0,705	1,100	0,640	3,40
	0,01	0,710	1,180	0,635	2,60
	0,05	0,710	1,050	0,635	2,80
	0,1	0,720	1,070	0,620	3,00
	0,5	0,700	1,100	0,630	3,00
	0,7	0,710	1,080	0,630	2,80
	1,0	0,710	1,100	0,630	2,90
12	-	0,705	1,080	0,635	3,80
	0,005	0,705	1,060	0,650	2,00
	0,01	0,725	1,080	0,620	2,20
	0,05	0,745	1,120	0,640	1,50
	0,1	0,720	1,150	0,650	2,00
	0,5	0,720	1,180	0,645	2,20
	0,7	0,700	1,190	0,650	2,20
	1,0	0,730	1,120	0,700	3,40

После выдержки 10-15 мин. и перемешивания, в нагретую графитовую изложницу отливали образцы d=8 мм. Перед опытом сплавы запрессовывали в тефлоновую трубку, зачищали наждачной бумагой и сразу же погружали в электрохимическую ячейку.

Полученные электрохимические характеристики этих силуминов отличаются незначительно. Однако с введением стронция при незначительном изменении стационарных потенциалов и потенциалов питтингообразования происходит существенное понижение плотности тока пассивации (i<sub>пп</sub>). Зависимость i<sub>пп</sub> от содержания стронция в сплавах имеет экстремальный характер (табл. 9). Наименьшее значение плотности тока наблюдается при введении 0,01% стронция в доэвтектический силумин и 0,05% стронция в эвтектический силумин. Дальнейшее повышение добавок стронция >0,1% влияет на увеличение величины плотности тока пассивации.

Проведено изучение влияния состава (т.е. основных легирующих компонентов силуминов - меди, кремния и цинка), а также микролегирования магнием, марганцем, титаном и стронцием на структуру и свойства сплавов на основе систем алюминий-медь-кремний и алюминий-медь-кремний-цинк, определения концентрационных областей комплексно легированных силуминов с оптимальным сочетанием технологических и физико-механических характеристик. Для этой цели использовали метод симплексного планирования эксперимента, с помощью которого для описания поверхностей прочности, пластичности и

твёрдости сплавов исследуемых систем при постоянном содержании стронция 0,05% (по массе), а также без него строили приближения типа. При исследовании сплавов на основе системы алюминий-медь-кремний концентрационный треугольник был условно разбит на два: первый ограничивал область конструкционных сплавов, наиболее широко используемых в промышленности, второй-область сплавов, применяемых в литом состоянии, а при содержании меди на верхнем пределе в качестве припоев. Влияние режима термообработки исследовалось в первом концентрационном треугольнике.

Композиции составов, соответствующих вершинам треугольников, принимали за самостоятельные псевдокомпоненты с тем расчётом, чтобы  $X_1+X_2+X_3=1$ . Переход от системы координат псевдокомпонентов к исходным компонентам осуществлялся по формулам, приведённым в табл. 10.

Таблица 10

Расчётные формулы для перехода от системы координат псевдокомпонентов к исходным компонентам

Исследуемые системы	Содержание компонентов, % (по массе)			
	Al	Si	Cu	Zn
Al-Si-Cu-Sr	-	-	-	-
I	$87X_1+95X_2+88X_3$	$5X_1+5X_2+12X_3$	$8X_1$	-
II	$63X_1+87X_2+88X_3$	$5X_1+5X_2+12X_3$	$32X_1+8X_2$	-
Al-Cu-Si-Zn-Sr-Ti	$83X_1+95X_2+88X_3$	$5X_1+5X_2+12X_3$	-	$12X_1$

Сплавы весом до 2 кг получали в печи сопротивления в графитовых тиглях. Шихтовыми материалами служили лигатуры Al+12%Si, Al+50%Cu, Al+4%Ti, Al+10%Mn, а также металлические цинк и магний. Механические свойства определялись на гагаринских образцах, изготовленных из клиновых проб в литом и термообработанном состоянии (режим Т6). Средние значения механических характеристик получены по результатам параллельных испытаний трёх образцов. При отклонении свойств более, чем на  $\pm 5\%$  эксперимент повторялся.

По экспериментальным данным были вычислены коэффициенты в уравнениях соответствующих моделей, получены уравнения регрессии зависимости свойств (y) от состава сплавов и с помощью компьютерных технологий вычислены значения предела прочности на растяжение, относительного удлинения и твёрдости на политермических разрезах концентрационных треугольников.

Ниже приводятся результаты исследований по разработке оптимально легированных медью, магнием, марганцем, титаном и цинком сплавов на основе систем Al-Cu-Si и Al-Cu-Si-Zn, модифицированных стронцием.

Исследовались сплавы в области концентрации кремния - 5-12%, меди - 0-32%, стронция 0,05% (по массе). Экспериментальные данные и коэффициенты уравнений, описывающих зависимости свойств (y) от состава, приведены в табл. 11.

Графическая интерпретация полученных данных показывает, что тройные сплавы алюминий-кремний-медь в литом состоянии обладают невысокими прочностными характеристиками  $\sigma_B=160-210$  МПа,  $HV=500-900$  МПа, но доста-

точно высокой пластичностью  $\delta=3-12\%$ . Характер расположения изолиний механических характеристик свидетельствует о том, что их изменение происходит преимущественно за счёт изменения концентрации меди. С увеличением концентрации меди прочностные характеристики повышаются, пластичность падает. При концентрации меди 8,0-17,5% и кремния 8,0-10,0% (по массе) поверхность прочности имеет область максимальных значений - 220 МПа, пластичность и твёрдость при этом соответственно равны 1,0-2,0% и 1000-1300 МПа.

Таблица 11

Механические свойства и коэффициенты уравнений регрессии  
для сплавов системы Al-Si-Cu-Sr

Сис- тема	у	Механические свойства и коэффициенты уравнений регрессии в литом состоянии					
		$\sigma_{B2}$ , МПа	$K\sigma_B$	$\delta$ , %	$K_\delta$	НВ, МПа	$K_{НВ}$
Al-Si(5-12%)-Cu(0-8%)	у <sub>1</sub>	200	200,0	2,9	2,90	981	981,0
	у <sub>2</sub>	156	156,0	16,5	16,50	400	400,0
	у <sub>3</sub>	166	166,0	7,7	7,70	516	516,0
	у <sub>112</sub>	203	114,8	2,8	-24,30	860	502,0
	у <sub>122</sub>	204	162,0	5,8	-6,30	744	389,0
	у <sub>113</sub>	212	72,0	3,6	18,70	907	328,5
	у <sub>133</sub>	226	-105,8	4,2	10,35	763	-524,0
	у <sub>223</sub>	177	-171,0	16,3	6,75	519	-74,3
	у <sub>233</sub>	177	22,5	16,2	-19,10	543	99,0
у <sub>123</sub>	221	223,0	4,5	-86,65	725	-1156,5	
Al-Si(5-12%)-Cu(8-32%)	у <sub>1</sub>	141	141,0	0,6	0,60	1450	1450,0
	у <sub>2</sub>	200	200,0	2,9	2,90	981	981,0
	у <sub>3</sub>	166	166,0	7,7	7,70	516	516,0
	у <sub>112</sub>	162	74,2	1,2	-1,01	1340	177,2
	у <sub>122</sub>	212	335,2	1,9	-12,12	1170	1426,5
	у <sub>113</sub>	223	162,0	0,9	-6,30	1430	389,2
	у <sub>133</sub>	233	-204,7	2,0	0,60	1170	92,2
	у <sub>223</sub>	212	-11,2	3,6	8,70	907	-346,5
	у <sub>233</sub>	226	-150,7	4,2	6,75	763	-74,2
у <sub>123</sub>	219	-364,5	1,9	8,64	1210	166,5	

Введение стронция повышает  $\sigma_B$  на 10-30 МПа,  $\delta$  на 1-3%, а твердость практически не изменяется. Область максимальных значений прочности стронцийсодержащих медистых силуминов в литом состоянии ограничивается содержанием меди 10-17%, кремния 8,0-10,0%. Однако при содержании меди на верхнем пределе значения относительного удлинения сплавов будут минимальными.

Поэтому для оптимального сочетания характеристик прочности и пластичности в литом состоянии выбор сплавов следует осуществлять в концентрационной области по меди не более 10%, по кремнию 6,0-10,0%. Уровень механических свойств сплавов в этой области соответствует:  $\sigma_B=230$  МПа,  $\delta=3,0\%$ , НВ=1000-1150 МПа.

После термической обработки область максимальных значений прочности (320 МПа) сдвигается в сторону меньших содержаний меди и соответствует 4,0-6,5, по кремнию остаётся в тех же пределах - 8,0-10,0%, пластичность и твёрдость в указанной области соответственно равны  $\delta=2,0-5,0\%$ , НВ=1000-1100 МПа.

Одновременное повышение прочности и пластичности сплавов при обработке их стронцием объясняется его модифицирующим действием, при котором измельчаются дендриты  $\alpha_{Al}$ -твёрдого раствора, а эвтектика [ $\alpha$ -Al+Si] приобретает тонкое строение.

Анализ полученных поверхностей отклика показывает, что прочность сплавов со стронцием повышается с увеличением содержания цинка и кремния. Минимальные значения наблюдаются в алюминиевом угле концентрационного треугольника (210 МПа в литом и 310 МПа в термообработанном состояниях), максимальные - для сплавов с высоким содержанием цинка. Как в литом, так и термообработанном состояниях значения предела прочности на 10-13% выше для сплавов со стронцием по сравнению со сплавами, которые не содержат стронция. Твёрдость стронцийсодержащих сплавов на 8% выше по сравнению со сплавами без стронция. После термической обработки твёрдость увеличивается и достигает величины 1100 МПа при содержании цинка 4-8% и кремния 7-10% (по массе). Область максимальных значений пластичности для сплавов исследуемой системы соответствует почти бинарным силуминам. С увеличением содержания цинка происходит снижение пластичности: минимальные значения относительного удлинения (1,2-1,5%) соответствуют сплавам, одновременно легированным большими количествами цинка (более 5%) и кремния (более 8%). Пластичность стронцийсодержащих сплавов исследуемых составов выше на 10% по сравнению со сплавами, которые не содержат стронция.

На основании вышеизложенного, для силуминов, комплексно-легированных медью, цинком, магнием и титаном можно рекомендовать область внутри треугольника с содержанием 1-4% меди, 2-5% цинка и 8-10% кремния (по массе), сплавы которой оптимально сочетают характеристики прочности и пластичности.

Таким образом, из анализа выполненных исследований следует, что введение стронция в состав сплавов на основе систем алюминий – кремний-медь и алюминий-кремний-медь-цинк увеличивает их прочностные свойства в среднем на 10-20%, пластичность на 15-20% более. Прирост значений механических характеристик от введения стронция для сплавов всех исследуемых систем практически одинаков.

В сплавах на основе системы алюминий-кремний-медь прирост прочности и уменьшение относительного удлинения происходит преимущественно за счёт изменения концентрации меди. С повышением содержания меди прочность увеличивается, а пластичность падает. Комплексное легирование этих сплавов магнием, марганцем и титаном вызывает увеличение их прочности в термообработанном состоянии с 320 МПа до 400 МПа, но приводит к уменьшению относительного удлинения на 30-50%. С увеличением степени легирования область оптимального сочетания механических характеристик сдвигается в область меньших концентраций меди по сравнению с тройными сплавами алюминий-кремний-медь.

Проведённые с помощью метода симплексного планирования эксперимента исследования позволили установить концентрационные области оптимального сочетания механических характеристик медистых силуминов (предела прочности, относительного удлинения и твёрдости) при комнатной температуре.

На составах, выбранных внутри этих областей (табл. 12), исследовали ряд специальных свойств: механические свойства при повышенных температурах, литейные свойства, а также плотность и ударную вязкость сплавов. Перед испытанием образцы подвергались термообработке по режиму Т6.

Таблица 12

Химический состав разработанных сплавов

№ сплавов	Химический состав, мас.%							
	Si	Zn	Cu	Mg	Mn	Ti	Sr	Al
1.	7,0	-	5,0	-	-	-	-	основа
2.	7,0	-	5,0	-	-	-	0,05	основа
3.	8,0	-	4,5	0,25	-	-	-	основа
4.	8,0	-	4,5	0,25	-	-	0,05	основа
5.	8,0	-	4,0	0,25	0,30	-	-	основа
6.	8,0	-	4,0	0,25	0,30	-	0,05	основа
7.	8,5	-	3,0	0,25	0,30	0,12	-	основа
8.	8,5	-	3,0	0,25	0,30	0,12	0,05	основа
9.	8,0	2,0	-	-	-	-	0,05	основа
10.	8,0	2,0	-	-	-	-	0,05	основа
11.	8,0	2,0	-	0,35	-	-	-	основа
12.	8,0	2,0	-	0,35	-	-	0,05	основа
13.	9,0	4,0	-	0,35	-	0,15	-	основа
14.	9,0	4,0	-	0,35	-	0,15	0,05	основа
15.	9,0	2,5	2,5	0,35	-	-	-	основа
16.	9,0	2,5	2,5	0,35	-	-	0,05	основа
17.	9,0	2,5	2,5	0,35	-	0,15	-	основа
18.	9,0	2,5	2,5	0,35	-	0,15	0,05	основа

Кратковременные испытания сплавов на растяжение при повышенных температурах проводили на универсальной испытательной машине УММ-5 по общепринятой методике, заключающейся в прогреве образца без нагрузки в течение 30 минут и в постепенном его нагружении до разрушения. Форма и размеры образцов соответствовали требованиям ГОСТ 1497-73. Результаты испытаний представлены в табл. 13.

Испытания образцов на ударный изгиб проводили на маятниковом копре МК-15. В результате испытаний определяли полную работу, затраченную при ударе (работа удара) или ударную вязкость  $K_c$ . Образцы для испытаний изготавливались в соответствии с ГОСТ 9454-78. Плотность образцов определялась гидростатическим взвешиванием на аналитических весах ВЛР-200. Литейные свойства определялись на усовершенствованной пробе Нехендэи-Самарина. Жидкотекучесть сплавов измеряли по всей длине заполнения U-образного канала; свободная линейная усадка ( $\epsilon_T$ ) по усадке круглого центрального 14-мм прутка, получаемого в вертикальном канале-зумфе.

Склонность сплавов к образованию трещин в отливках оценивалась по наличию или отсутствию трещин на участках торможения различной длины в пробе, количественная оценка определялась по абсолютным размерам ширины трещин.

Из анализа выполненных исследований следует, что введение стронция в состав сплавов на основе систем алюминий-кремний-медь и алюминий-крем-

ний-цинк увеличивает их прочностные свойства при комнатной температуре в среднем на 10-15%, пластичность на 15-20% и более. При повышенных температурах больший уровень прочности имеют сплавы, комплекснолегированные магнием и титаном. Это объясняется большей легированностью  $\alpha$ -твёрдого раствора и повышением температуры его распада, а также большей гетерогенностью структуры и блокировкой границ зёрен такими фазами, как  $W(Al_4CuMg_5Si_4)$ ,  $T(Al_2CuMg_4)$ ,  $S(Al_2CuMg_4)$  и др., что препятствует ползучести сплавов при повышенных температурах. Однако при температуре 350°C уровень жаропрочности всех исследованных сплавов невелик, поэтому применение сплавов типа силуминов для длительной их работы при температурах выше 300°C нецелесообразно.

Таблица 13

Температурная зависимость механических свойств разработанных сплавов (химический состав сплавов приведен в табл. 12)

№ сплавов	20°C		150°C		250°C		350°C	
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %						
1.	280-300	2,0-4,0	221	1,6	142	4,4	25	23,2
2.	320	1,0-5,0	277	4,0	152	8,0	30	36,8
3.	350	2,0-3,0	250	1,2	177	3,5	30	22,8
4.	380	2,5-3,5	265	3,0	178	7,2	50	32,8
5.	350	2,0-2,5	280	1,5	173	4,4	45	24,4
6.	380-400	2,2-2,5	288	2,2	183	6,8	50	32,8
7.	400	1,0-2,0	285	1,0	168	4,4	45	28,0
8.	400	3,0-3,5	291	2,0	188	6,0	50	35,2
9.	160	6,07-7,5	83,5	23,4	56,0	24,4	25,0	28,0
10.	170-190	14,0-15,0	88,5	26,2	50,0	27,4	25,0	34,0
11.	270-285	2,0-3,0	190,0	14,4	91,0	15,2	25,0	23,2
12.	320-330	3,0-4,0	198,0	16,4	91,0	20,0	36,4	36,4
13.	270-300	2,0-2,5	204,0	4,5	121,0	6,0	31,2	31,2
14.	310-320	3,5-3,7	214,0	4,6	125,0	8,8	31,7	31,7
15.	290-300	1,3-1,5	260,0	4,0	132,0	6,2	29,6	29,6
16.	300-310	1,5-2,0	287,0	4,0	133,0	19,2	48,9	48,9
17.	300	1,3-1,5	258,0	2,8	126,0	6,0	27,2	27,2
18.	315-320	1,5-2,5	280,0	3,3	143,0	11,2	36,0	36,0

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Впервые построены диаграммы фазовых равновесий (в неотоженном состоянии) систем Al-Be-Pr(Nd, Sm), в области до 33,3 ат.% РЗМ. Установлено существование тройных соединений состава  $Al_{57}Be_{23}R_{20}$ . Показано, что с алюминиевым твердым раствором в равновесии находятся: тройной интерметаллид - D, двойные соединения -  $RBe_{13}$ ,  $R_3Al_{11}$  и твердый раствор на основе бериллия. Определена температура плавления тройных интерметаллидов. Построены следующие политермические сечения указанных тройных систем: Al -  $D_3$  ( $D_4$ ,  $D_5$ ), Al- $RBe_{13}$ ,  $D_3(D_4, D_5)$ - $RBe_{13}$ ,  $RAI_2$ - $RBe_{13}$ ,  $D_3(D_4, D_5)$ - $RAI_2$ ,  $R_3Al_{11}$ - $D_3(D_4, D_5)$ . Показано, что в изученных системах квазибинарными являются следующие сечения: Al- $D_3(D_4, D_5)$ , Al- $RBe_{13}$ ,  $D_3(D_4, D_5)$ - $RBe_{13}$ ,  $RAI_2$ - $RBe_{13}$ ,  $D_3(D_4, D_5)$  -  $RAI_2$ . Разрезы  $R_3Al_{11}$ - $D_3(D_4, D_5)$  являются частично квазибинарными.

2. С помощью квазибинарных сечений проведена сингулярная триангуляция тройных систем Al-Be-RBe<sub>13</sub>-RAl<sub>2</sub> на следующие вторичные системы: D<sub>3</sub> (D<sub>4</sub>, D<sub>5</sub>)-RBe<sub>13</sub>-RAl<sub>2</sub>, Be-Al-RBe<sub>13</sub>, Al-D<sub>3</sub>(D<sub>4</sub>, D<sub>5</sub>)-RBe<sub>13</sub>, D<sub>3</sub>-Sm<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>-SmAl<sub>2</sub>. Тройными эвтектическими являются вторичные системы: D<sub>3</sub>(D<sub>4</sub>, D<sub>5</sub>)-RBe<sub>13</sub>-RAl<sub>2</sub> и D<sub>5</sub>-Sm<sub>3</sub>Al<sub>11</sub>-SmAl<sub>2</sub>. Построены проекции поверхностей ликвидуса тройных систем Al-Be-RBe<sub>13</sub>-RAl<sub>2</sub> и определены координаты 17 четырехфазных инвариантных превращений в указанных системах. Установлено, что по характеру взаимодействия компонентов (число тройных соединений, количество инвариантных превращений) системы Al-Be-Pr(Nd, Sm) похожи на системы Al-Be-Y(La, Ce). В то же время тройные соединения в системах Al-Be-Pr(Nd, Sm) отличаются постоянным составом, тогда как интерметаллиды, образующиеся в системах Al-Be-Y(La, Ce), являются бертоллидами, т.е. фазами переменного состава.

3. Предложен новый вариант метода исследования теплофизических свойств металлов и сплавов в условиях охлаждения - способ автоматической регистрации температуры образца от времени охлаждения. Показаны преимущества предложенного способа по сравнению с периодическим нагревом. Выявлено, что процесс охлаждения чистых металлов и исследованных сплавов имеет релаксационный характер с двумя временами релаксации, отличающимися в несколько раз. Разработана методика исследования температурной зависимости теплоемкости сплавов в широком интервале температур. На основе экспериментальных данных по скорости охлаждения и литературным данным по теплоемкости в широкой области температур определены коэффициенты теплоотдачи меди, цинка, алюминия марок А7 и А5N, сплавов АК1 и АК1М2 и выявлены отличия между их величинами. Установлен факт роста коэффициента теплоотдачи металлов и сплавов с повышением температуры.

4. Экспериментально исследована температурная зависимость удельной теплоемкости алюминия марок А7 и А5N, сплава АК1 и легированных редкоземельных металлов сплава АК1М2 на основе алюминия марки А5N в широком интервале температуры. Как для чистых металлов, так и для сплавов повышение температуры приводит к увеличению значений удельной теплоемкости. Установлено, что теплоемкость легированных сплавов меньше чем для исходного сплава и с повышением температуры растет. С ростом концентрации легирующего металла теплоемкость меняется различно. Сложный характер зависимостей теплоемкости от концентрации свидетельствует о совокупном влиянии ряда факторов на составляющие теплоемкости.

5. Используя интегралы от молярной теплоемкости, получены уравнения зависимости энтальпии, энтропии и энергия Гиббса от температуры. Установлено, что энтальпия легированных сплавов меньше, чем энтальпия исходного сплава и увеличивается с повышением температуры; энтропия легированных сплавов с повышением температуры увеличивается, энергия Гиббса отрицательна и с повышением температуры уменьшается. Как в случае теплоемкости, концентрационная зависимость энтальпии, энтропии и энергия Гиббса сложная, т.е. для одних легированных металлов она увеличивается, а для других уменьшается, имеет экстремум или от концентрации не зависит.

6. Ударным методом возбуждения в образце свободных звуковых колебаний исследованы демпфирующие свойства алюминиево-бериллиевых сплавов, легированных празеодимом, неодимом и самарием. Выявлено, что добавки РЗМ увели-

чивают демпфирующие свойства сплавов. Наиболее эффективным легирующим компонентом в этом плане являются добавки самария. На основе проведенных исследований разработаны новые алюминиевые сплавы, содержащие 0,01-0,5 мас.% бериллия и 0,01-0,5 мас.% РЗМ. Проведены их опытно-промышленные испытания на Душанбинском машиностроительном заводе в качестве корпуса многоцелевого двигателя внутреннего сгорания (объем рабочего цилиндра 50 см<sup>3</sup>). Установлено, что использование сплавов, взамен существующих корпусов из алюминия, улучшает демпфирующие свойства на 57%. Экономический эффект от использования данного предложения составляет 1150 долларов США в год, за счет увеличения долговечности и снижения шума в работе двигателя.

7. Методом термогравиметрии исследовано влияние добавок РЗМ, кремния, титана и магния на кинетику окисления сплава Al<sub>4</sub>Sr. Показано, что легирование сплава Al<sub>4</sub>Sr указанными металлами уменьшает его окисляемость. Методом ИКС определены продукты окисления сплавов и показана доминирующая роль оксидов алюминия и РЗМ, а также SrO в протекании процесса окисления. Исследована стабильность сплава Al<sub>4</sub>Sr, легированного РЗМ (Sc, Nd), с титаном, кремнием путём взаимодействия порошков сплавов с водой. Показан значительный рост стабильности активного сплава Al<sub>4</sub>Sr при легировании указанными добавками. Исследованием влияния добавок кремния, магния и титана на стабильность и влагоемкость сплава Al<sub>4</sub>Va показан значительный рост устойчивости исходного сплава при его легировании.

8. Разработан способ введения алюминиево-стронциевых лигатур в условиях промышленного производства при плавке в печах типа ИАТ-2,5/1, предусматривающий переход на легкоплавкие лигатуры, содержащие 5-10 мас. % Sr. Исследовано влияние модифицирования алюминиево-стронциевой лигатурой на активность кислорода в силуминовом расплаве методом э.д.с. Показано, что модифицирование стронцием на один-два порядка снижает активность кислорода в расплаве.

9. Изучено влияние модифицирования стронцием на коррозионно-электрохимическое поведение силуминов марок АК7 и АК12 в среде электролита NaCl. Показан значительный рост коррозионной стойкости у сплавов, содержащих 0,01-0,1 мас. % стронция. Методом симплексного планирования эксперимента получены математические модули концентрационной зависимости механических свойств медистых и цинковистых силуминов. На поверхности симплекса определены оптимальные составы сплавов до- и после модифицирования их стронцием, а также до- и после термообработки по режиму Т6.

### **Основное содержание диссертации изложено в следующих работах:**

#### ***Статьи, опубликованные в рецензируемых журналах из перечня ВАК при Президенте РТ.***

1. Одинаев, Х.О. Изотермическое сечение систем Al-Be-Pr (Nd, Sm) при 773 К [Текст] / Х.О. Одинаев, **Р.Х. Саидов**, И.Н. Ганиев, В.В. Кинжибало // Доклады АН Республики Таджикистан. – 1996. - т. 39. - № 11-12. - С. 37-39.

2. **Саидов, Р.Х.** Некоторые квазибинарные разрезы системы Al-Be-Pr [Текст] / **Р.Х. Саидов**, И.Н. Ганиев, Х.О. Одинаев, А.М. Сафаров // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2002. - Т. 45. - № 5. - С. 28-33.

3. Одинаев, Х.О. Исследование диаграммы состояния Al-Be-Sm в области Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub> [Текст] / Х.О. Одинаев, И.Н. Ганиев, **Р.Х. Саидов**, А.М. Сафаров, М. Назаров // Известия РАН. Металлы. - 2004. - № 5. - С. 114-118.

4. Odinaev, K.O. Al-Be-Sm phase diagram near Al-Be-SmBe<sub>13</sub>-SmAl<sub>2</sub> [Текст] / Odinaev K.O., Ganiev I.N., **Saidov R.H.**, Safarov A.M., Nazarov M. // Russian metallurgy (Metally). - 2004. - Т.2004. - №5. - С. 503-506.
5. **Саидов, Р.Х.** Металлохимия алюминиево-бериллиевых сплавов с редкоземельными металлами [Текст] / **Р.Х. Саидов**, И.Н. Ганиев, Х.О. Одинаев // Доклады АН Республики Таджикистан. – 2007. - Т. 50. - № 9-10. - С. 753-756.
6. Низомов, З. Измерение удельной теплоемкости твердых тел методом охлаждения [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, **Р.Х. Саидов**, З. Авезов // Вестник национального университета. Серия естественных наук. - 2010.- Вып. 3(59). - С. 136-141.
7. Низомов, З. Исследование температурной зависимости теплоемкости сплавов Zn5Al и Zn55Al легированными щелочноземельными металлами [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Б.Н. Гулов, З. Авезов, Д.Н. Алиев // Вестник Таджикского технического университета. - 2010. - Вып. 3(11). - С.10-14.
8. Низомов, З. Исследование температурной зависимости удельной теплоемкости алюминия марки ОСЧ и А7 [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, И.Н. Ганиев, **Р.Х. Саидов**, Ф.У. Обидов, Б.Б. Эшов // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2011. - Т.54. - №1. - С. 53-59.
9. Гулов, Б.Н. Исследование температурной зависимости термодинамических свойств алюминиево-магниевого сплава методом охлаждения [Текст] / Б.Н. Гулов, **Р.Х. Саидов**, З. Низомов // Вестник национального университета. Серия естественных наук. - 2011. - Вып. 1(65). - С.55-58.
10. Иброхимов, С.Ж. Исследование температурной зависимости теплоемкости сплава АМг4 методом охлаждения [Текст] / С.Ж. Иброхимов, З.В. Кобулиев, **Р.Х. Саидов**, З. Низомов // Известия АН Республики Таджикистан. - 2011. - № 4 (145). - С.100-104.
11. Гулов, Б.Н. Сравнение температурной зависимости теплоемкости и коэффициента теплоотдачи алюминия марки А7 [Текст] / Б.Н. Гулов, Ф.М. Мирзоев, Н.Ф. Иброхимов, **Р.Х. Саидов**, З. Низомов // Вестник Таджикского технического университета. - 2011. - Вып. 1(13). - С.8-11.
12. **Саидов, Р. Х.** Сравнение температурной зависимости теплоемкости кремния с теорией Дебая [Текст] / **Р.Х. Саидов**, Б.Н. Гулов, З. Низомов // Вестник национального университета. Серия естественных наук. - 2011. - Вып. 10(74). - С.20-22.
13. Низомов, З. Температурная зависимость теплоемкости сплава АК1М2 легированного редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, И.Н. Ганиев, **Р.Х. Саидов**, А.Э. Бердиев // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2011. - Т. 54. - №11. - С.917-921.
14. Гулов, Б.Н. Исследование температурной зависимости удельной теплоемкости магния методом охлаждения и сравнение с теорией Дебая [Текст] / Б.Н. Гулов, З. Низомов, **Р.Х. Саидов** // Вестник национального университета. Серия естественных наук. - 2011. - Вып. 2(66). - С.21-24.
15. Гулов, Б.Н. Исследование температурной зависимости термодинамических свойств сплава АК1+2%Cu [Текст] / Б.Н. Гулов, **Р.Х. Саидов**, З. Низомов // Вестник Таджикского технического университета. Серия естественных наук. - 2012. - №1(17). - С.14-18.
16. Низомов, З. Температурная зависимость теплофизических свойств алюминия марки А5 [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Ф.М. Мирзоев, М.Б. Акрамов // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2014. - Т. 57. - № 2. - С.140-144.
17. Низомов, З. Теплоемкость алюминия марки А5N, его сплавов с кремнием, медью и редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, **Р.Х. Саидов** // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2014. - Т.57. - №11-12. - С.843-849.

18. **Саидов, Р.Х.** Влияния скандия и неодима на кинетику окисления сплава  $Al_4Sr$  в жидком состоянии [Текст] / **Р.Х. Саидов**, И.Н. Ганиев, А.Э. Бердиев, Д.Б. Эшова // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2015. - Т. 58. - №3. - С.248-251.

19. Низомов, З. Механизм аномального охлаждения цинк-алюминиевых сплавов, легированных редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2015. - Т.58. - №6. - С.492-499.

20. Низомов, З. Теплофизические свойства сплавов  $Zn_5Al$ ,  $Zn_{55}Al$ , легированных редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов, Б.Н. Гулов // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2015. - Т.58. - №10. - С.916-921.

21. Шарипов, Д.Г. Температурная зависимость теплофизических свойств сплава  $Zn_5Al$  [Текст] / Д.Г. Шарипов, З. Низомов, **Р.Х. Саидов** // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. - 2015. - №1/5(188). - С.117-120.

22. Низомов, З. Теплофизические свойства цинк-алюминиевых сплавов, легированных ШЗМ и РЗМ [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов, З. Авезов // Вестник Таджикского технического университета, 2015. - №4 (32). - С. 30-34.

23. **Саидов, Р.Х.** Термодинамические свойства сплавов Гальфан I и Гальфан II легированных редкоземельными металлами [Текст] / **Р.Х. Саидов** // Известия АН Республики Таджикистан. - 2016. - №2(163). - С.40-46.

24. **Саидов, Р.Х.** Исследование процесса охлаждения легированных РЗМ сплавов  $Zn_5Al$  и  $Zn_{55}Al$  [Текст] / **Р.Х. Саидов**, З. Низомов, Д.Г. Шарипов, М.М. Хакдодов // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. - 2016. - №1-1(192). - С.176-178.

25. **Саидов, Р.Х.** Теплофизические свойства сплавов Гальфан I и Гальфан II легированных редкоземельными металлами [Текст] / **Р.Х. Саидов** // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. - 2016. - №1/3 (200). - С.80-83.

26. **Саидов, Р.Х.** Термодинамические свойства цинк-алюминиевых сплавов, легированных ШЗМ и РЗМ [Текст] / **Р.Х. Саидов** // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. - 2016. - №1/3 (200). - С.129-132.

27. Низомов, З. Температурная зависимость теплофизических свойств сплава АК1М2, легированного скандием и иттрием [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Б.Н. Гулов, Х.Х. Ниязов // Известия АН Республики Таджикистан. Отделение физико-математических, химических, геологических и технических наук. - 2016. - №3(164). - С.79-83.

28. **Саидов, Р.Х.** Температурная зависимость теплоемкости алюминия, меди, кремния, магния и цинка [Текст] / **Р.Х. Саидов** // Доклады АН Республики Таджикистан. - 2016. - Т. 59. - № 7-8. - С. 337-343.

29. **Саидов, Р.Х.** Механизм релаксационного охлаждения цинк-алюминиевых сплавов, легированных РЗМ [Текст] / **Р.Х. Саидов** // Вестник Таджикского национального университета. Серия естественных наук. - 2017. - №1/1 (200). - С.91-97.

30. Низомов, З. Механизм охлаждения алюминия, меди и цинка при естественном воздушном теплоотводе [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов // Вестник национального университета. Серия естественных наук. - 2017. №1-1 (202). - С.100-104.

#### *Монографии.*

31. **Саидов, Р.Х.** Акустодемпфирующие сплавы алюминия с бериллием и РЗМ / **Р.Х. Саидов**, И.Н. Ганиев, Х.О. Одинаев [Текст] // Монография. Издательский Дом: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2011. - 112 с.

32. Низомов, З. Теплоемкость обочистого алюминия и его сплавов [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Б.Н. Гулов // Монография. Издательский Дом: LAP LAMBERT Academic Publishing GmbH & Co. KG, 2012. - 104 с.

33. Саидзода, Р.Х. Структурообразования и свойства легких алюминиевых сплавов с редкоземельными и щелочноземельными металлами: Монография [Текст] / Р.Х. Саидзода // Под ред. д.х.н., проф. Ганиева И.Н. - Душанбе: ОАО "Изд. Дониш", 2017. - 272 с.

*Изобретения по теме диссертации.*

34. Низомов, З. Малый патент №ТJ 510 Республика Таджикистан, МПК G 01 K 17/08. Установка для измерения теплоёмкости твёрдых тел / Низомов З., Гулов Б., Саидов Р., Обидов З.Р., Мирзоев Ф., Аvezов З., Иброхимов Н. // Приоритет изобретения от 03.11.2011г.

35. Ганиев, И.Н. Малый патент Республики Таджикистан № TJ 753. Способ повышения коррозионной стойкость сплавов на основе осочистого алюминия / И.Н. Ганиев, А.Э. Бердиев, Х.Х. Ниёзов, Н.И. Ганиева, Б.Б. Эшов, Ф.У. Обидов, Р.Х. Саидов // Приоритет изобретения от 22.10.2015г.

36. Низомов, З. Малый патент Республики Таджикистан № TJ 667. Установка для исследования температурной зависимости электропроводности металлов и сплавов / З. Низомов, Р.Х. Саидов, М.Б. Иноятлов, И.Т. Турахасанов, Д.К. Насимов, Ф.М. Мирзоев // Приоритет изобретения от 27.11.2013г.

*Статьи, опубликованные в материалах конференций.*

37. Saidov, R.H. Heat capacity alloy on the basis aluminum Al-Be-RLM in dependence of temperature [Текст] / R.H. Saidov, M.M. Safarov, Z.V. Kobuliev, J.N. Ganiev, H.O. Odinaev // Mater. of 7-International conference on composites engineering (ICCE/7). – Colorado, 2000. - P. 759-760.

38. Низомов, З. Исследование температурной зависимости коэффициента теплоотдачи меди, алюминия А7 и цинка [Текст] / З. Низомов, Р.Х. Саидов, Б.Н. Гулов, З. Аvezов // Мат. Межд. конф. «Современные проблемы физики конденсированных сред и астрофизики». - Душанбе: Бахт LTD, 2010. - С.38-41.

39. Низомов, З. Исследование удельной теплоемкости алюминия, меди и цинка методом охлаждения и сравнение с теорией Дебая [Текст] // З. Низомов, Б.Н. Гулов, Р.Х. Саидов, З. Аvezов // Мат. IV Межд. науч.-прак. конф. «Перспективы развития науки и образования» - Душанбе, 2010. - С.188-191.

40. Низомов, З. Температурные зависимости термодинамических свойств алюминия марок А5N и А7 [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, И.Н. Ганиев, Р.Х. Саидов, Ф.У. Обидов, Б.Б. Эшов // Сб. мат. 1V Межд. науч.-прак. конф. «Эффективность сотовых конструкций в изделиях авиационно-космической техники». - Днепрпетровск, 2011. - С.165-170.

41. Низомов, З. Температурная зависимость термодинамических свойств сплава АК1М2, легированного РЗМ [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, Р.Х. Саидов // Мат. за VII Межд. науч.-прак. конф. «Achievement of high school -2011», Т. 27. - София: «БялГРАД-БГ» ООД, 2011. - С.78-88.

42. Низомов, З. Температурная зависимость термодинамических свойства сплава Zn55Al [Текст] / З. Низомов, Р.Х. Саидов, З. Аvezов, З. Обидов, Р. Амини // Мат. межд. конф. «Современные вопросы молекулярной спектроскопии конденсированных сред». - Душанбе, 2011. - С.105-108.

43. Низомов, З. Температурная зависимость теплоемкости сплава АК1+2%Cu легированными РЗМ [Текст] / З. Низомов, Р.Х. Саидов, Б.Н. Гулов, А.Э. Бердиев, Х.Х. Ниёзов // Мат. межд. конф. «Современные вопросы молекулярной спектроскопии конденсированных сред». - Душанбе, 2011. - С.184-187.

44. Низомов, З. Температурная зависимость теплоемкости сплава АК1 [Текст] / З. Низомов, Б.Н. Гулов, Р.Х. Саидов, И.Т. Турахасанов // Мат. V Межд. науч.-прак. конф. «Перспективы применения инновационных технологий и усовершенствования технического образования в высших учебных заведениях стран СНГ». Часть 2. - Душанбе, 2011. - С.66-70.

45. Гулов, Б.Н. Исследование температурной зависимости теплоемкости и коэффициента теплоотдачи алюминия марки технической чистоты А7 [Текст] / Б.Н. Гулов, Ф.М. Мирзоев, Н.Ф. Иброхимов, **Р.Х. Саидов**, З. Низомов, М.Б. Акрамов // Мат. Межд. науч.-практ. конф. «Металлургия прииртишья в реализации программы форсированного индустриально-инновационного развития «Казахстан-2020»». –Павлодар, 2011. - С.71-75.

46. Низомов, З. Теплофизических свойств сплавов Zn5Al, Zn55Al, легированных РЗМ [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов. // Mater. of XII International scientific and practical conf., “Science and civilization-2016”, Vol. 17. Mathematics. Physics. - Sheffield. Science and education LTD. -С.56-65.

47. Низомов, З. Теплофизических свойств сплавов Zn5Al и Zn55Al, легированных редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов // Современные научные достижения. Серия Физика. - Днепропетровск: наука и образование, 2016. - С.1-13.

48. **Саидов, Р.Х.** Термодинамические свойства сплавов ГАЛЬФАН I и ГАЛЬФАН II, легированных редкоземельными металлами [Текст] / **Р.Х. Саидов**, З. Низомов, Д.Г. Шарипов // Сб. публ. науч. журнала «Chronos» по материалам VI Межд. науч.-практ. конф.: «Естественные и технические науки в современном мире». - М: Научный журнал «Chronos», 2016. - С.34-39.

49. Низомов, З. Термодинамические свойства алюминия марки А5 [Текст] / З. Низомов, Ф. Мирзоев, Б.Н. Гулов, М. Акрамов, **Р.Х. Саидов**, Н.Д. Имматшоева // Мат. IV Межд. науч.-практ. конф. «Наука и образование в XXI веке: динамика развития в евразийском пространстве». - Павлодар, 2016. - С.45-52.

50. Низомов, З. Теплофизические свойства цинк-алюминиевых сплавов, легированных магнием / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, З.И. Аvezов, Д.Г. Шарипов // Матер. Межд. науч. конф. «Химия алифатических и циклических производных глицерина и аспекты их применения». - Душанбе, 2016. - С.105-109.

51. Низомов, З. Влияния примеси на теплофизические свойства различных марок алюминия [Текст] / З. Низомов, Ф.М. Мирзоев, **Р.Х. Саидов**, М.Б. Акрамов // Матер. Межд. науч. конф. «Химия алифатических и циклических производных глицерина и аспекты их применения». - Душанбе, 2016. - С.109-115.

52. Семёнова, О.Н. Физико-механические и технологические модифицированных стронцием медноцинковистых силуминов [Текст] / О.Н. Семёнова, И.Н. Ганиев, **Р.Х. Саидов**, А.Э. Бердиев // Мат. респ. науч.-практ. конф. «Проблемы металлургии Таджикистана и пути их решения». – Душанбе, 2016. –С.53-58.

53. Низомов, З. Теплофизические свойства легированных цинк-алюминиевых сплавов [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов, А. Курбонов // Матер. Межд. науч.-практ. конф. «Химия производных глицерина: синтез, свойства и аспекты использования». - Дангара: Изд-во ДГУ, 2016. - С.121-124.

54. Низомов, З. Температурная зависимость теплофизических свойств сплава АК1М2 легированного РЗМ [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Б.Н. Гулов, Д.Г. Шарипов / Материалы республиканской науч.-теорет. конф. профессорско-преподавательского состава и сотрудников ТНУ, посв. «25-летию Государственной независимости Республики Таджикистан». - Душанбе, 2016. - С.84-50.

55. Низомов, З. Охлаждение алюминия марок А7 и А5N при естественном воздушном теплоотводе [Текст] / З. Низомов, **Р.Х. Саидов**, Д.Г. Шарипов // Мат. Межд. конф. «Перспективы развития физической науки». - Душанбе, 2017. - С.53-55.

#### *Другие издания.*

56. **Саидов, Р.Х.** Псевдодвойные разрезы системы Al-Be-NdBe13-NdAl2 [Депонирование] / **Р.Х. Саидов**, Х.О. Одинаев, И.Н. Ганиев // Рукопись депонировано в Национальном Патентно-Информационном Центре Республики Таджикистан (НПИ-Центр РТ). - Душанбе: НПИЦентр РТ, 1998. - Выпуск 1. - № 42(1186). - 6 с.

57. Саидов, Р.Х. Поверхность ликвидуса системы Al-Be-PrBe13-PrAl2 [Депонирование] / Р.Х. Саидов, Х.О. Одинаев, И.Н. Ганиев // Рукопись депонировано в НПИЦентр РТ. - Душанбе: НПИЦентр РТ, 1998. - Выпуск 1. - № 43(1187). - 7 с.

58. Саидов, Р.Х. Звукопоглощающие свойства алюминиево-бериллиевых сплавов, легированных РЗМ [Депонирование] / Р.Х. Саидов, Х.О. Одинаев, М.М. Хакдодов // Рукопись депонирована в НПИЦентр РТ. - Душанбе: НПИЦентр РТ, 1998. - Выпуск 1. - №015(1256). - 8 с.

59. Саидов, Р.Х. Политермические разрезы системы Al-Be-SmBe13-SmAl2 [Депонирование] / Р.Х. Саидов, Х.О. Одинаев, И.Н. Ганиев // Рукопись депонирована в НПИЦентр РТ. - Душанбе: НПИЦентр РТ, 1998. - Выпуск 1. - № 016(1257). - 9 с.

60. Низомов, З. Теплоемкость и термодинамические функции особочистого алюминия, его сплавов с кремнием, медью и редкоземельными металлами [Текст] / З. Низомов, Р.Х. Саидов, Б.Н. Гулов // Современный научный вестник. - Белгород, 2015. - Т. 8. - № 1. - С. 128-141.

61. Саидов, Р.Х. Влияния добавок некоторых металлов на кинетику окисления сплава Al<sub>4</sub>Sr в жидком состоянии [Текст] / Р.Х. Саидов, И.Н. Ганиев, А.Э. Бердиев, Д.Б. Эшова // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. - 2016. - № 4. - С. 8-13.

62. Низомов, З. Механизм фазового перехода в цинк-алюминиевых сплавах, легированных редкоземельными металлами / З. Низомов, Р.Х. Саидов, Д.Г. Шарипов // Успехи современной науки. - 2016. - №7. -Т.2. - С. 63-68.

## РЕЗЮМЕ

на диссертацию Саидзода Рахимджон Хамро на тему: «Структурообразование и физико-химические свойства лёгких алюминиевых сплавов с редкоземельными и щёлочноземельными металлами», представленную на соискание ученой степени доктора технических наук по специальности 05.02.01 – Материаловедение (в машиностроении)

**Ключевые слова:** алюминий, сплавы, легирование, РЗМ, ЩЗМ, звукопоглощение, теплоемкость, энтальпия, энтропия, энергия Гиббса, температурная зависимость, алюминиево-стронциевые лигатуры.

**Объектом исследования** являются сплавы алюминия и бериллия с РЗМ (Pr, Nd, Sm) и разработанные новые сплавы, обладающие повышенными демпфирующими свойствами. Объектами исследований также являются алюминий марок А5N (99,999%) и А7 (99,7%), кремний марки Кр00 (99,0%), медь марки М00 (99,99%), сплавы АК1 и АК1М2 на основе алюминия марки А5N и сплав АК1М2, легированный некоторыми РЗМ (Sc, I, Pr и Nd), лигатуры и сплавы с участием бария и стронция. Выбор исследуемых объектов основан перспективой их применения преимущественно в различных областях промышленности, науки и техники.

**Цель работы** заключается в выявлении механизмов формирования структуры и определении физико-химических и теплофизических свойств легких алюминиевых сплавов с редкоземельными и щелочноземельными металлами, а также в установлении закономерностей изменения теплофизических свойств алюминия марки А5N, сплавов АК1 и АК1М2 на основе особоочищенного алюминия марки А5N, легированного скандием, иттрием, празеодимом и неодимом, в интервале температур 293÷873 К.

**Методы исследования:** В работе для получения достоверных и обоснованных результатов применены современные и достаточно широко апробированные в материаловедческой науке физико-химические, металловедческие и физические методы исследования с высокой точностью и воспроизводимостью эксперимента, значительным количеством исследованных систем, теоретической обоснованностью результатов работы, их сравнением с известными из независимых источников экспериментальными данными, а также научной экспертизой на конференциях и при публикации материалов в научной печати.

**Полученные результаты и их новизна:** впервые построены диаграммы фазовых равновесий систем Al-Be-Pr (Nd, Sm); определены значения температур плавления тройных интерметаллидов  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}$  ( $D_3$ ),  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}$  ( $D_4$ ) и  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}$  ( $D_5$ ); произведена сингулярная триангуляция исследуемых систем, а также построены проекции поверхностей ликвидуса сплавов систем Al-Be-Pr (Nd, Sm), в области 0-33,3 ат.% РЗМ; определены составы новых алюминиево-бериллиевых сплавов, легированных микродобавками РЗМ (0,01-0,5 вес.%), обладающих высокими акустодемпфирующими свойствами; установлена температурная зависимость термодинамических свойств исследованных металлов и сплавов на основе проведенных систематических исследований теплофизических характеристик алюминия марки А5N и его сплавов в широком интервале температур; впервые определены на экспериментальной основе коэффициенты теплоотдачи металлов - алюминия марки А5N, меди, цинка и сплавов АК1 и АК1М2, а также теплоемкости сплавов АК1 и АК1М2, легированных РЗМ, в интервале температур 293÷873 К; выявлено влияние концентрации Sc, Y, Pr и Nd на теплофизические характеристики сплава АК1М2; определено влияние добавок РЗМ, кремня, титана и магния на кинетику окисления сплавов  $Al_4Ba$  и  $Al_4Sr$  на основе метода термогравиметрии.

**Степень использования:** разработанная экспериментальная установка для измерения теплоемкости твердых тел (Малый патент Республики Таджикистан № ТЈ 510) используется в научных и учебных процессах на физическом факультете ТНУ и в ТТУ имени академика М.С. Осими. Полученные результаты полезны инженерам-механикам по машиностроению, техники и технологии. Результаты исследований внедрены в учебный процесс по дисциплинам «Материаловедение», «Технологи конструкционных материалов», «Металлорежущие станки и инструменты» и «Безопасность жизнедеятельности».

**Область применения:** материаловедение (в машиностроении), металловедение, геология, гидрогеология, гидрохимия, геохимия, агрохимия, санитария, охрана окружающей среды и др.

## ШАРҲИ МУХТАСАРА

ба диссертатсияи Саидзода Раҳимҷон Ҳамро дар мавзӯи «Сохторбандӣ ва хосиятҳои физикӣ-химиявӣи хӯлаҳои сабуки алюминий бо металлҳои нодирзаминӣ ва ишқорзаминӣ», барои дарёфти дараҷаи илми доктори илмҳои техникӣ бо таҳассуси 05.02.01 – Маводшиносӣ (дар мошинсозӣ)

**Калидвожаҳо:** алюминий, хӯлаҳо, чавҳаронӣ, металлҳои нодирзаминӣ (МНЗ), металлҳои ишқорзаминӣ (МИЗ), садопахшкунӣ, гармиғунҷоиш, энталпия, энтропия, вобастагии ҳароратӣ, чавҳарониҳои алюминий-стронсий.

**Объектҳои тадқиқотӣ** хӯлаҳои алюминий ва бериллий бо МНЗ (Pr, Nd, Sm), ки дорои хусусиятҳои баланди демпферӣ (садопахшкунандагӣ) мебошанд. Инчунин, объектҳои таҳқиқотӣ алюминийи тамғаи А5N (99,999%) ва А7 (99,7%), кремнийи тамғаи Kr00 (99,0%), миси тамғаи M00 (99,99%) ва хӯлаҳои АК1 ва АК1М2 дар асоси тамғаи алюминийи А5N ва хӯлаи АК1М2, бо чавҳаронидани қисмати МНЗ (Sc, I, Pr ва Nd), лигатураҳо ва хӯлаҳо бо чалби барӣ ва стронсий мебошанд. Интиҳоби объектҳои таҳқиқшаванда дар асоси дурнамои истифодаи онҳо дар соҳаҳои ғуноғуни саноат. илм ва техника сӯрат гирифтааст.

**Мақсади кор** мӯайян намудани механизмҳои ташаккули сохторбандӣ, хосиятҳои физикӣ-химиявӣ ва гармофизикии хӯлаҳои сабуки алюминий бо МНЗ ва МИЗ. инчунин муқаррар намудани қонуниятҳои тағйирёбии хосиятҳои гармофизикии алюминийи тамғаи А5N, хӯлаҳои АК1 ва АК1М2 дар асоси алюминийи ҳолиси тамғаи А5N бо скандий, иттрий, празедем ва неодим чавҳаронидашуда, дар ҳудуди ҳарорати 293÷873 К, мебошад.

**Усулҳои таҳқиқот:** Дар кор ҷиҳати бадаст овардани натиҷаҳои эътимоднок ва асоснок усулҳои замонавӣ ва дар амал амиқ татбиқшудаи илмҳои масолахшиносӣ, усулҳои физикӣ-химиявӣ, металлшиносӣ ва физикии тадқиқотҳо бо дақиқияти баланд ва таҷдиди таҷрибаҳо, шумораи зиёди системаҳои таҳқиқшавандаро омӯхта, ососнокии натиҷаҳои кор, муқоисаи онҳо бо сарчашмаҳои маълуми маъхазҳои мустақили маълумотҳои таҷрибавӣ, инчунин экспертизаҳо дар конференсияҳо ва ҳангоми нашри маводҳои ҷопии илмӣ, таъмин мегардад, истифода шудаанд.

**Натиҷаҳои бадастомада ва навоариҳои онҳо:** бори нахуст диаграммаи системаи муозинавии фазагии системаи Al-Be-Pr (Nd, Sm) сохта шуда, нишондоди ҳарорати обшавии секаратаи интерметаллидиҳои  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}$  ( $D_3$ ),  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}$  ( $D_4$ ) ва  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}$  ( $D_5$ ). мӯайян гардидаанд: буришҳои квазибинарии Al- $D_n$ , Al- $P3MBe_{13}$ ,  $P3MBe_{13}-D_n$ ,  $P3MBe_{13}-P3MAI_7$ ,  $P3MAI_7-D_n$  сохта шуда, триангулясияи сингулярии системаҳои таҳқиқотӣ гузаронида шуда, инчунин проексияҳои сатҳии ликвидуси хӯлаҳои системаи Al-Be-Pr (Nd, Sm), дар ҳудуди 0-33,3 % ат МНЗ низ сохта шудаанд; таркиби нави хӯлаҳои алюминию бериллий бо микроилооти МНЗ (0,01-0,5 % мас.), ки хосиятҳои баланди акустодемпфирӣ доранд, мӯайян карда шуд: вобастагии ҳарорати хосиятҳои термодинакии (энталпия, энтропия ва энергияи Гиббс) металлҳои таҳқиқшаванда ва хӯлаҳои дар асоси гузаронидаи таҳқиқоти систематикӣ хосиятҳои гармофизикии алюминийи тамғаи А5N ва хӯлаҳои он бадастомада, дар ҳудуди васеи ҳароратӣ, муқаррар гашт; таҷҳизоти таҷрибавии ҷорӣ бо усули “хувкшавӣ”, барои ченкунӣ ҳарорати намӯнаҳо аз вақти хувккунӣ дар ҳудуди васеи ҳарорат, бо истифода аз компютер, тақмил дода шуд; бори аввал, дар асоси таҷриба, коэффисиентҳои гармидихии металлҳо - алюминий тамғаи А5N, мис, рӯх ва хӯлаҳои АК1 ва АК1М2, инчунин гармиғунҷоиши хӯлаҳои АК1 ва АК1М2, ки бо МНЗ чавҳаронида шудаанд дар ҳудуди ҳарорати 293÷873 К ва таъсиррасонии консентратсионии Sc, Y, Pr ва Nd ба хосиятҳои гармифизикии хӯлаи АК1М2 мӯайян карда шуданд; таъсири омехтаҳои иловоти P3M, кремний, титан ва магний ба кинетикаи тӯршшавии хӯлаҳои  $Al_4Ba$   $Al_4Sr$  дар асоси усули тегограмметрии мӯайян шуд. Нишон дода шудааст, ки иловашавии хӯлаҳо бо металлҳои нишондодашуда, тӯршшавии онҳо хоро кам мекунанд. Бо усули СИС тӯршшавии маҳсули хӯлаҳои таҳқиқшаванда мӯайян гардида, нақши таъсиркунандаи оксидҳои P3M мӯайян шудааст, инчунин таъсири  $SrO$  дар ҷараёни тӯршшавӣ нишон дода шудааст.

**Дараҷаи истифодабарӣ:** дастгоҳи таҷрибавииеро, ки барои чен кардани гармиғунҷоиши ҷисмҳои сахт (Патенти хурди Ҷумҳурии Тоҷикистон, № ТЈ510) коркард шудааст, дар қорҳои илмӣ ва раванди таълим дар факултаи физикаи Донишгоҳи миллии Тоҷикистон ва Донишгоҳи техникӣ Тоҷикистон ба номи М.С. Осимӣ мавриди истифода қарор дорад. Натиҷаҳои бадастомада барои муҳандисони механика оиди мошинсозӣ, техника ва технология муфиданд. Натиҷаҳои тадқиқот дар раванди таълим оиди ҷанҳои «Маводшиносӣ», «Технологияҳои масолахҳои конструксионӣ», «Дастгоҳҳо ва асбобҳои металлбурӣ» ва «Беҳтариҳои фаъолияти инсон» таҳқиқ гардидаанд.

**Соҳаи татбиқот:** маводшиносӣ (дар мошинсозӣ), металлшиносӣ, геология, гидрология, гидрохимия, агрохимия, беҳдошт, ҳифзи муҳити зист ва ғ.

## SUMMARY

**on the thesis of Saidzoda Rahimjon Hamro on the topic "Structure formation and physic-chemical properties of light aluminum alloys with rare earth and alkaline earth metals", submitted for a scientific degree of Doctor of Technical Sciences, specialty 05.02.01 - Materials Science (in mechanical engineering)**

**Key words:** aluminum, alloys, alloying, rare earth metals (REM), alkaline earth metals (AEM), sound absorption, heat capacity, enthalpy, entropy, Gibbs energy, temperature dependence, aluminum-strontium ligatures.

**The object of investigation** are aluminum and beryllium alloys with REM (Pr, Nd, Sm) and new alloys with enhanced damping properties have been developed. The objects of research are also aluminum grades A5N (99.999%) and A7 (99.7%), silicon grade Si00 (99.0%), cuprum grade Cu00 (99.99%), alloys AK1 and AK1M2 (AlSi1 and AlSi1Cu2) based on aluminum grade A5N (Al5N) and Alloy AK1M2 (AlSi1Cu2), alloyed with some REM (Sc, I, Pr and Nd), ligatures and alloys with the participation of barium and strontium. The choice of the investigated objects is based on the prospect of their application mainly in various fields of industry, science and technology.

**The purpose of the work** is to identify the mechanisms of structure formation and to determine the physicochemical and thermo physical properties of light aluminum alloys with rare earth and alkaline earth metals, as well as to establish the patterns of changes in the thermo physical properties of A5N aluminum, AK1 and AK1M2 alloys on the basis of high-purity aluminum of A5N grade doped with scandium, Yttrium, praseodymium and neodymium, in the temperature range 293÷ 873 K.

**Research methods:** In order to obtain reliable and valid results, modern and widely used physicochemical, metal science and physical research methods with high accuracy and reproducibility of the experiment, a significant number of the investigated systems, the theoretical validity of the results of the work, their comparison with the known from independent sources by experimental data, as well as by scientific expertise at conferences and at the publication of materials in the scientific press.

**The results obtained and their novelty:** the diagrams of phase equilibrium of Al-Be-Pr (Nd, Sm) systems were constructed for the first time; melting points of ternary Intermetallic compounds  $Al_{57}Be_{23}Pr_{20}$  ( $D_3$ ),  $Al_{57}Be_{23}Nd_{20}$  ( $D_4$ ) and  $Al_{57}Be_{23}Sm_{20}$  ( $D_5$ ) were determined; the singular triangulation of the systems under investigation is performed and the projections of the liquidus surfaces of the alloys of the Al-Be-Pr (Nd, Sm) systems in the region 0-33.3 at% REM are constructed; the compositions of new aluminum-beryllium alloys doped with micro-additives of REM (0.01-0.5 wt.%) having high acoustic-damping properties were determined; the temperature dependence of the thermodynamic properties of the metals and alloys on the basis of systematic studies of the thermo physical characteristics of aluminum Al5N and its alloys over a wide temperature range was established; the heat transfer coefficients of metals - aluminum A5N, cuprum, zinc and alloys AK1 and AK1M2, as well as the heat capacity of alloys AK1 and AK1M2 doped with REM, were first determined experimentally in the temperature range 293÷873 K; the influence of the concentration of Sc, Y, Pr and Nd on the thermo physical characteristics of the alloy AK1M2 was revealed; the effect of additions of REM, flint, titanium and magnesium on the kinetics of oxidation of  $Al_4Ba$  and  $Al_4Sr$  alloys on the basis of thermogravimetry was determined.

**The degree of use:** the developed experimental device for measuring of the heat capacity of solids (Small Patent of the Republic of Tajikistan No TJ 510) is used in scientific and educational processes at the Physics Department of TNU and at the TTU named after acad. M. Osimi. The obtained results are useful for mechanical engineers in machine building, engineering and technology. The results of the research are introduced into the educational process on the disciplines "Materials Science", "Technology of constructional materials", "Metal-cutting machine tools and instruments" and "Life safety".

**Field of application:** materials science (engineering), metallurgy, geology, hydrogeology, hydrochemistry, geochemistry, agro chemistry, sanitation, environmental protection, etc.

*Сдано в набор 12.06.2017 г. Подписано в печать 14.06.2017 г.  
Формат 60×84/16. Бумага офсетная. Гарнитура литературная. Печать офсетная.  
Усл. печ. л. 2,0. Тираж 100 экз. Заказ № 475*

---

*Отпечатано в типографии ТНУ  
Душанбе, ул. Лахути, 2*