

На правах рукописи



Короткова Наталья Олеговна

**Обоснование состава и режима термообработки проводниковых
наноструктурных экономнолегированных алюминиевых сплавов
с добавкой циркония**

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Москва – 2018

Работа выполнена в Федеральном государственном автономном образовательном учреждении высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» на кафедре обработки металлов давлением

Научный руководитель:

Доктор технических наук, профессор,
главный научный сотрудник

Белов Николай Александрович

Официальные оппоненты:

Доктор технических наук, профессор,
профессор НИУ «МАИ»

Конкевич Валентин Юрьевич

Кандидат технических наук,
директор по развитию бизнеса и новых
технологий ЗАО «АркониК СМЗ»

Дриц Александр Михайлович

Ведущая организация:

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский федеральный университет» (СФУ)

Защита диссертации состоится «14» июня 2018 г. в 17:00 на заседании диссертационного совета Д 212.132.08 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 6, стр. 2, в аудитории А - 305.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Национального исследовательского технологического университета «МИСиС» и на сайте <http://misis.ru>.

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью учреждения) отправлять по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, Учёный совет.

Автореферат разослан « » апреля 2018 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.132.08,
д.ф-м.н., проф.



С.И. Мухин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

В связи с постоянным ростом потребления электроэнергии, связанным с увеличением доли применения автоматического оборудования и электронных устройств, в том числе в бытовых условиях, имеется потребность в увеличении пропускной способности воздушных линий электропередач (далее ВЛ). Повышение пропускной способности ВЛ осуществляется за счет увеличения доли, занятой алюминиевым сплавом в площади поперечного сечения кабеля, состоящего из проволоки алюминиевого сплава и стального (композитного) сердечника, либо за счет повышения рабочей температуры кабеля (термостойкость, т.к. он испытывает нагревы при увеличении силы тока).

На данный момент для повышения пропускной способности ВЛ используются низколегированные алюминиевые сплавы с добавкой циркония (ГОСТ Р МЭК 62004-2014), которые обладают более высокой термической стабильностью, чем традиционные марки проводниковых алюминиевых сплавов (А5Е, 8076, АВЕ, 6201 и др.). Назначение добавки циркония (0,1–0,4 мас.%) состоит в том, чтобы сформировать в конечной структуре наночастицы фазы Al_3Zr ($L1_2$), которые позволяют резко повысить температуру рекристаллизации. При этом концентрация циркония в алюминиевом твердом растворе (далее (Al)) должна быть минимальной (это относится и ко всем другим элементам, которые входят в состав проводниковых сплавов), что достигается за счет оптимизации режима деформационно-термической обработки (далее ДТО).

Следует отметить, что проводниковые сплавы имеют существенные ограничения по примесям, что не позволяет использовать для их производства лом и отходы (вторичное сырье), за исключением лома и отходов по ГОСТ Р 54564-2011 групп А1, А2, А3, А4 (в виде строительных профилей и конструкций из сплавов 6063 и 6061). А поскольку вторичное сырье позволяет существенно снизить себестоимость готовой продукции, то изучение возможностей его использования для проводниковых Al-Zr сплавов представляется весьма актуальным. Ключевым вопросом при решении этой задачи является научное обоснование связывания примесей (в частности, Fe и Si) в фазы с благоприятной (не игольчатой) морфологией и минимизация их концентраций в (Al).

Другой проблемой применительно к проводниковым сплавам является повышение их прочностных свойств при сохранении достаточной электропроводности. Для решения этой задачи целесообразно рассмотреть более сложные системы легирования, что требует анализа соответствующих фазовых диаграмм. Однако при этом необходимо принять во внимание, что чем больше элементов содержит сплав (в том числе с учетом повышенного содержания примесей), тем сложнее анализировать его фазовый состав с использованием традиционных графических методов. Поскольку в последнее время появились специализированные программные продукты, позволяющие проводить количественный анализ многокомпонентных сплавов, то их

использование применительно к проблеме, рассмотренной выше, представляется наиболее целесообразным. Назначение такого анализа состоит в обосновании концентраций легирующих элементов и примесей и температур ДТО, при которых можно реализовать структуру, сочетающую минимально легированный (Al), благоприятную морфологию Fe- и Si-содержащих фаз и достаточно большое количество наночастиц Al_3Zr (L1₂).

Цель работы

Научное обоснование химического и фазового составов термически стабильных проводниковых алюминиево-циркониевых сплавов с повышенным содержанием примесей (прежде всего железа и кремния) и разработка технологических режимов их деформационно-термической обработки.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучить фазовый состав сплавов следующих систем: Al-Zr-Fe-Si, Al-Zr-Cu-Mn-Fe-Si и Al-Zr-Sc-Ca-Fe-Si.
2. Изучить совместное влияние Zr и Si на структуру, фазовый состав, электропроводность и прочность сплава Al-1%Fe в литом состоянии и после различных режимов ДТО.
3. Обосновать возможность использования баночного лома для получения сплава повышенной прочности на базе системы Al-Cu-Mn-Zr (АЛТЭК).
4. Обосновать возможность использования добавки кальция для минимизации отрицательного влияния Fe и Si на электропроводность и механические свойства алюминиево-циркониевых сплавов.
5. Применительно к условиям кабельного завода АО «Цветлит» разработать проект технологического регламента на получение катанки из Al-Zr сплава с повышенным содержанием Fe и Si.

Научная новизна

1. Расчетным и экспериментальным путем проведен количественный анализ фазового состава сплавов систем Al-Zr-Fe-Si, Al-Zr-Cu-Mn-Fe-Si и Al-Zr-Sc-Ca-Fe-Si, в том числе для условий неравновесной кристаллизации, что позволило выявить концентрации, при которых достигается минимальная легированность алюминиевого твердого раствора.
2. На примере модельных сплавов системы Al-1%Fe-Si-Zr экспериментальными методами установлена зависимость удельной электропроводности от концентраций Si и Zr. Обнаружено положительное влияние кремния в количестве 0,2-0,3 мас. % на сочетание электропроводности и прочности Al-Zr сплавов после термической обработки в интервале 400-450 °С после разных режимов деформационно-термической обработки.

3. Показано, что применение интенсивной пластической деформации позволяет достигнуть на сплавах типа АЛТЭК временного сопротивления на разрыв до 670 МПа без использования гомогенизации и закалки.

4. Показано, что добавка кальция позволяет связать железо и кремний в тройные соединения, эвтектические включения которых имеют благоприятную морфологию, а также существенно снизить растворимость кремния в алюминиевом твердом растворе.

Практическая значимость работы

1. Обоснованы технологические режимы литья и ДТО сплавов системы Al-Fe-Si-Zr, позволяющие изготавливать деформированные полуфабрикаты прокаткой и волочением со структурой, содержащей алюминиевую матрицу с содержанием кремния до 0,1 мас. % и равномерно распределенными частицами фазы Al_8Fe_2Si со средним поперечным размером не более 1 мкм.

2. Получен массив значений удельной электропроводности (далее УЭП) сплавов системы Al-1%Fe-Si-Zr, отвечающей концентрационному диапазону (0-1) мас. % кремния и (0-0,6) мас. % циркония после разных режимов ДТО. Этот массив может быть использован при выполнении опытно-технологических работ по внедрению разработанных сплавов в промышленном производстве кабельной продукции.

3. Применительно к условиям кабельного завода АО «Цветлит» разработан проект технологического регламента на получении катанки из Al-Zr сплава с повышенным содержанием железа и кремния.

4. Получен патент №2579861 «Способ получения деформированных полуфабрикатов из сплава на основе алюминия» от 21.09.2014.

Апробация работы

Основные материалы работы изложены и обсуждены на следующих конференциях: VIII-ой международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии», 16 - 20 ноября 2015 г., Москва, НИТУ «МИСиС»; всероссийском конкурсе научно-технического творчества молодежи «НТТМ-2015», 15 -18 апреля 2015 г., Москва; научно-технической конференции «Металловедение и современные разработки в области технологий литья, деформации и термической обработки легких сплавов», 18 мая 2016 г., Москва, ВИАМ.

Публикации

По теме исследования опубликовано 13 работ, в том числе 6 статей в рецензируемых журналах из перечня ВАК.

Достоверность научных результатов

Достоверность результатов научного исследования подтверждается использованием современного программного обеспечения математического моделирования фазового состава и температур фазовых превращений Thermo-Calc и современного аналитического и испытательного оборудования (оптико-эмиссионный

спектрометр марки ARL 4460, универсальная испытательная машина Zwick Z250, прибор по определению удельной электрической проводимости ВЭ-26НП, электронный сканирующий микроскоп Tescan Vega 3 SBH, универсальный твердомер Wilson Wolpert 930 M, просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM 1400).

Личный вклад автора

Диссертация является законченной научной работой, в которой обобщены результаты исследований, полученные лично автором и в соавторстве. Автору работы принадлежит основная роль в получении и обработке экспериментальных данных, анализе и обобщении результатов. Обсуждение и интерпретация полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Основные положения и выводы диссертационной работы сформулированы автором.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из 6 глав, общих выводов и 2 приложений. Работа изложена на 197 страницах формата А4, содержит 58 таблицы, 3 формулы, 93 рисунка. Библиографический список включает 123 наименования.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Обзор литературы

В литературном обзоре рассмотрены химический и фазовый состав и физико-механические свойства сплавов, применяющихся для производства проводов, используемых для изготовления кабелей и проводов воздушных линий электропередач. Обоснована целесообразность легирования сплавов цирконием для обеспечения термостойкости. Проведена оценка возможности расширения концентрационных диапазонов по железу и кремнию для снижения себестоимости производимой продукции за счет использования для производства кабельной продукции лома и отходов групп А1, А2, А3 и А4 по ГОСТ Р 54564-2011.

Выявлено, что наиболее благоприятным фазовыми составляющими для деформируемых низколегированных сплавов системы Al-Fe-Si-Zr является полное связывание железа в эвтектические включения фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, и циркония в наночастицы метастабильной фазы Al_3Zr (L_{12}). Для обеспечения данного фазового состава ключевым условием является недопущение образования первичных кристаллов фазы Al_3Zr (D_{023}), что регулируется температурами плавки и литья, а также скоростью охлаждения. Влияние кремния на фазовый состав по имеющимся данным неоднозначное.

Для создания проводниковых сплавов повышенной прочности целесообразно изучение физико-механических свойств сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Fe-Si с целью достижения возможности использования вторичного сырья. Перспективной добавкой для создания термостойких проводниковых алюминиевых сплавов представляется кальций, который способен связать Fe и Si в фазы с благоприятной морфологией.

Глава 2 Методика исследования

2.1 Объекты исследования, методики плавки и деформационно-термической обработки

Объектами исследования являлись слитки и деформированные полуфабрикаты, имитирующие технологический процесс получения катанки диаметром 9,5 мм, получаемую на установке непрерывного литья и прокатки. Исследовали сплавы трех многокомпонентных систем: Al-Fe-Si-Zr (рис.1 (а)), Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr (табл. 1), Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc (табл. 2). Сплавы систем Al-Fe-Si-Zr, Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc готовили в печи сопротивления ЛАС РТ 90/13 на основе первичного алюминия марки А85 ГОСТ 11069-2001, сплавы системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr получали как на основе первичных материалов, так и на основе баночного лома.

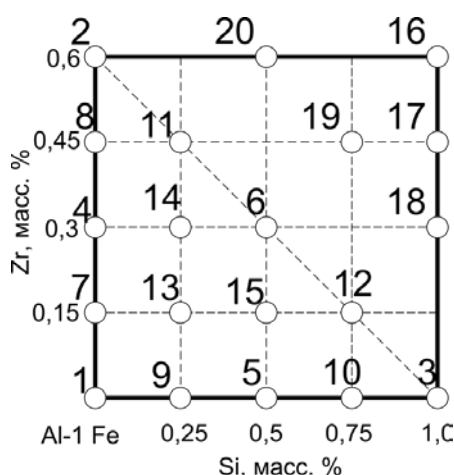


Рисунок 1. Химический состав экспериментальных сплавов системы Al-Fe-Si-Zr

Таблица 1. Химический состав сплавов системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr

Обозначение	Содержание, мас. %					
	Cu	Mn	Fe	Zr	Si	Al
ALTEK-Fe	1,2	1,3	0,5	0,4	0,2	Основа
ALTEK-BL	1,0	1,0	0,4	0,4	0,4	
ALTEK-CL	2,0	1,7	0,3	0,3	0,1	

Таблица 2. Химический состав сплава системы Al-Fe-Si-Ca-Zr-Sc

Обозначение	Содержание, мас. %					
	Fe	Si	Ca	Zr	Sc	Al
АЖК	0,5	0,2	0,5	0,2	0,1	Основа

Для получения экспериментальных образцов, соответствующих условиям получения литой заготовки трапецеидального сечения бесконечной длины, изготавливаемой на установке непрерывного литья и прокатки, расплав сплавов систем Al-Fe-Si-Zr, Al-Cu-Mn-Zr-Fe-Si, Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc заливался в графитовую изложницу, обеспечивающую получение плоского слитка с габаритными размерами 10x40x150 мм или 15x60x200 мм. Температура формы находилась в диапазоне 25±10 °С, температуры

плавки и литья определялись по результатам моделирования в программном обеспечении Thermo-Calc в базе термодинамических данных TTAL5.

Деформированные полуфабрикаты (листы) из вырезанных донных частей плоских слитков сечением 10x40 мм длиной 100 мм из сплавов системы Al-Fe-Si-Zr получали на лабораторных вальцах ВЭМ-3СМ с целью оценки технологичности при обработке давлением с высокой степенью деформации (относительная степень обжатия 87%). Прокатка плоских слитков сечением 15x60 мм из сплавов систем Al-Fe-Si-Zr, Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc производилась с предварительным нагревом на прокатном стане ДУО210. Для моделирования промышленного режима изготовления катанки были заданы следующие условия: температура нагрева 350 °С в течение 1 часа, линейная скорость деформации – 6м/ мин, скорость вращения валков 20 об/мин. Полученные листы толщиной 2 мм далее подвергались холодной деформации на лабораторных вальцах ВЭМ-3СМ до толщины 1 мм.

Полученные экспериментальные образцы в виде слитков и деформированных полуфабрикатов (листов) сплавов систем Al-Fe-Si-Zr и Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc подвергали ступенчатой термической обработке до максимально возможного значения температуры, определяемой по результатам моделирования в программном обеспечении Thermo-Calc во избежание оплавления. Отжиг литых заготовок и деформированных полуфабрикатов в интервале температур от 200 до 600 °С с шагом 50 °С производился в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100 с последующим охлаждением на воздухе с целью оценки влияния химического состава, деформационной и термической обработки на конечные свойства деформированных полуфабрикатов.

2.2 Методики исследования физико-механических свойств и структуры экспериментальных образцов

Оценка вклада термической обработки производилась путем измерения свойств литых заготовок и деформированных полуфабрикатов после каждой ступени отжига.

Основными характеристиками проводниковых сплавов, в том числе регламентированных ГОСТ Р МЭК 62004-2014 и ASTM В 941-16, являются удельное электросопротивление (далее УЭС) и механические свойства (временное сопротивление разрыву, относительное удлинение). На первом этапе прочностные свойства оценивали по твердости, которую измеряли на универсальном твердомере Wilson Wolpert 930М согласно ГОСТ 9012-59 (метод Бринелля) и ГОСТ 2999-75 (метод Виккерса). Измерение временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения производилось на универсальной разрывной машине ZwickZ250 по методикам, регламентированным ГОСТ 1497-84, ГОСТ 11701-84, ГОСТ 10446-80. Измерение УЭС проводилось с использованием вихретокового структуроскопа ВЭ-26 НП по методике, регламентированной ГОСТ 27333-87.

Для проведения структурного анализа выбраны следующие виды анализа: световая микроскопия (СМ), электронная сканирующая микроскопия (СЭМ), микрорентгеноспектральный анализ (МРСА), просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). Данные методы позволили исследовать закономерности образования структурных со-

ставляющих и проанализировать химический состав в микрообъемах экспериментальных образцов исследуемых систем легирования.

Глава 3 Анализ фазового состава экономнолегированных алюминиевых сплавов расчетными методами

Для первичного выявления концентраций, при которых возможна реализация благоприятной структуры, проводилось моделирование фазового состава. Это позволило оценить влияние легирующих элементов и температуры ДТО на фазовый состав и, частично, на структуру. Исходя из литературных данных о химическом составе проводниковых алюминиевых сплавов для оптимизации фазового состава термически стабильных алюминиевых сплавов был выбран диапазон концентраций химических элементов, отвечающий следующим условиям, указанным в табл. 3.

Таблица 3. Диапазон концентраций химических элементов известных проводниковых сплавов

	Компонент сплава, массовая доля, %			
	Алюминий	Железо	Кремний	Цирконий
Максимум	Основа	1	1	0,6
Минимум	Основа	0,08	0,06	0

Максимальное и минимальные содержание Fe и Si были выбраны, исходя из данных литературных источников о химическом составе сплавов 8176 по ASTM B 800, AA6201 и первичного алюминия марки А85 ГОСТ 11069-2001. Концентрационный диапазон по Zr был выбран исходя из данных литературного обзора, в которых указано, что при его содержании в сплаве более 0,6 мас.% температура плавки и литья должна быть выше 900 °С, что является пределом возможностей для производства проводниковых сплавов при существующем уровне технологического оборудования.

Из анализа литературных источников также установлено, что благоприятная морфология тройного соединения Al_3Fe_2Si образуется при определенном соотношении железа к кремнию ($Fe > Si$). Для практической реализации в структуре данного соединения была выбрана следующая последовательность моделирования фазового состава перспективных проводниковых сплавов системы Al-Fe-Si-Zr:

- моделирование фазового состава с шагом 0,25 мас. % по концентрации Si и 0,15 мас.% Zr для обеспечения возможности использования полученных результатов в производстве;

- моделирование проводили при максимальной концентрации Fe (табл. 3), выявляя концентрации Si и температуры, при которых в структуре образуется фаза Al_3Fe_2Si и не образуются фазы $Al_3Fe(Al_6Fe)$, Al_3FeSi , (Si).

- моделирование осуществляется во всем температурном диапазоне для последующего обоснования режимов деформационно-термической обработки.

Анализ политермического разреза, приведенного на рис.2(а) показывает, что требуемая структура в сплавах системы Al-Fe-Si-Zr при 1% Fe и 0,3% Zr реализуется

при содержании около 0,25 мас.% Si. Область концентраций Si и Zr при 450 °С (эта температура отвечает пределу температуры отжига катанки) показана на рис.2(б).

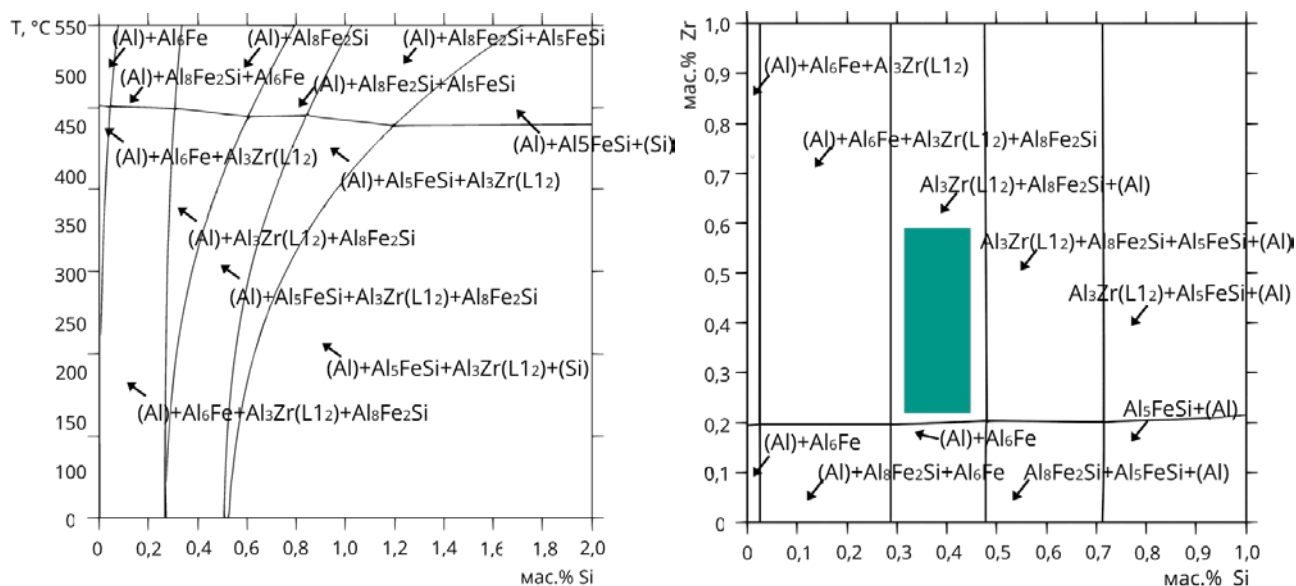


Рисунок 2. Политермическое (а) и изотермическое (б) сечения системы Al-Fe-Si-Zr при 1% Fe: а) при 0,3% Zr, б) при 450 °С

Для экспериментального изучения результатов качественного моделирования фазового состава было выбрано 20 сплавов, химический состав которых приведен на рис.1(а). При выборе сплавов 1-15 исходили из дальнейшего построения моделей методом симплекс-планирования (модель полной четвертой степени).

В целях количественной оценки концентраций элементов, входящих в состав твердого раствора сплавов системы Al-Fe-Si-Zr, был произведен расчет с помощью программного обеспечения Thermo-Calc (база данных TTAL5), в условиях образования метастабильной фазы Al₃Zr (L1₂) для сплавов, в состав которых входил Zr. Для температурных режимов свыше 500 °С выбраны условия образования стабильных модификаций Fe- и Zr-содержащих фаз – Al₃Fe и Al₃Zr(D0₂₃). Также с помощью программного обеспечения расчетным методом были получены температуры ликвидуса и солидуса сплавов выбранного химического состава рассматриваемой системы легирования. По результатам данного расчета были заданы температуры плавки и литья, диапазон которых составил 800-950 °С. Максимальной температуре соответствует температура плавки и литья для сплава с максимальным содержанием Zr (0,6 мас.%).

Полученные результаты расчета показали, что содержание Zr в сплаве не оказывает влияния на растворимость Si в (Al), а влияние соотношения Fe и Si велико. Также анализ полученных данных показал, что перспективными представляются сплавы с концентрацией 0,25 мас. % Si (рис.3), поскольку только в интервале температур 550-600 °С (за пределами диапазона, показанного на рис.3) кривые этих сплавов пересекают порог 0,1 мас. % - наиболее низкую концентрацию Si в (Al). Это значение сопоставимо с концентрацией кремния в электротехническом алюминии марки А5Е, значение УЭС которого составляет 28,0 мкОм·мм. Поскольку значение электропроводности материала определяется долей матричного раствора (Al), и содержанием в нем примесей,

то в процессе первичной оценки результатов проведенного моделирования количественного расчета состава (Al) был введен коэффициент электропроводности (далее K_3), учитывающий перечисленные факторы, и значение которого тем больше, чем выше значения обоих показателей. В табл. 4. приведены значения концентрации алюминия в твердом растворе (Al) ($w(Al)_{\alpha(Al)}$), а также значения массовой доли твердого раствора (Al) (далее $Q_{m(Al)}$) и рассчитанные значения K_3 , в том числе для первичного алюминия марок А99 и А5Е по ГОСТ 11069-2001.

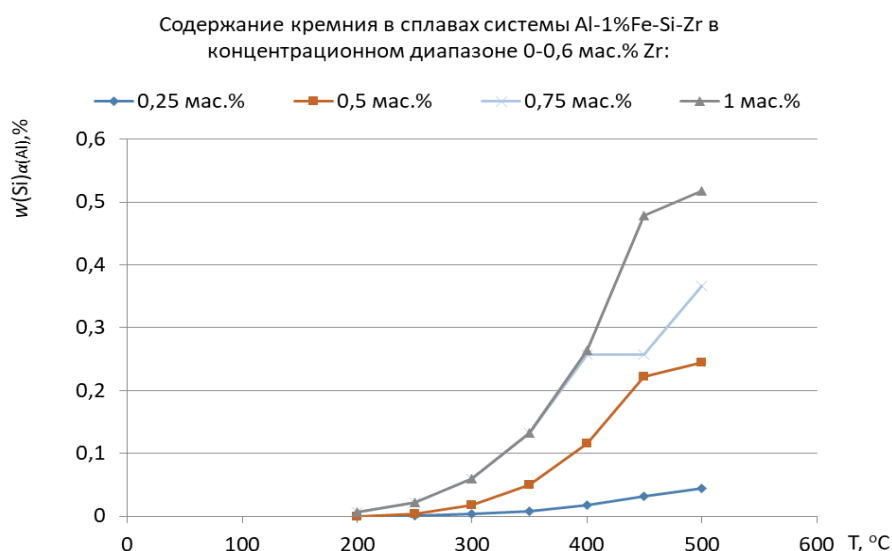


Рисунок 3. Расчетные значения растворимости Si в твердом растворе алюминия ($w(Si)_{\alpha(Al)}$) в температурном диапазоне 200 °C - 500 °C.

Таблица 4. Значения коэффициента K_3 для алюминия и алюминиевых сплавов.

Материал	Температура, °C	$(w(Al)_{\alpha(Al)}, \%)$	$Q_{m(Al)}, \%$	K_3
А99 по ГОСТ 11069-2001	300 °C	99,989	99,986	>0,999
А5Е по ГОСТ 11069-2001	300 °C	99,935	99,154	0,992
Al-1%Fe (Al ₆ Fe)	300 °C	99,998	96,260	0,963
Al-1%Fe (Al ₃ Fe)	300 °C	99,994	97,426	0,974
Al-1%Fe-0,3%Zr	300 °C	99,962	95,604	0,956
Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si	300 °C	99,959	96,325	0,963
Al-1%Fe-0,3%Zr-1%Si	300 °C	99,959	95,003	0,950

Результаты произведенного расчета коэффициента K_3 в зависимости от температуры для сплавов системы Al-Fe-Si-Zr показали, что наилучший показатель K_3 среди сплавов с добавкой Zr у сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si. Величина K_3 , сохраняет практически линейную зависимость до 450 °C. У сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-1%Si величина K_3 несколько ниже, что объясняется большей концентрацией Si в сплаве и, как следствие, меньшим значением величины $Q_{m(Al)}$.

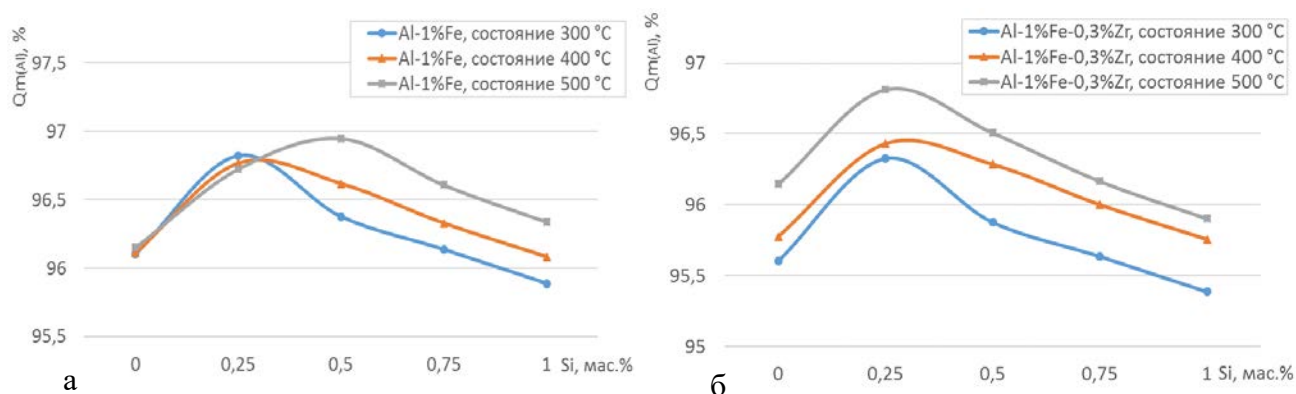


Рисунок 4. Зависимость $Q_{m(Al)}$ от концентрации Si в сплавах Al-1%Fe (а) и Al-1%Fe-0,3%Zr (б)

Анализируя полученные зависимости, приведенные на рис.4(а), можно сделать вывод о том, что в условиях нагрева при температурах 300 °C и 400 °C предпочтительной является концентрация кремния около 0,25 мас.%, поскольку при такой концентрации достигается максимальное значение доли твердого раствора (Al). Также следует отметить, что при этой концентрации достигается минимальная разница в значениях $Q_{m(Al)}$, что может говорить о стабильности фазового состава. Анализируя полученные зависимости, приведенные на рис.4(б), можно сделать вывод о незначительном влиянии добавки Zr. Поскольку эта добавка содержится преимущественно в частицах фазы Al_3Zr , доля (Al) несколько снижается.

Общая тенденция к снижению концентрации алюминия в (Al) ($w_{(Al)}\alpha_{(Al)}$) на рис.5(а) с повышением концентрации Si вызвана, прежде всего, с увеличением концентрации Si в (Al). С повышением температуры эта концентрация также возрастает, поэтому зависимость при 500 °C располагается ниже остальных. Неизменные значения $w_{(Al)}\alpha_{(Al)}$ в диапазоне концентраций 0,6-1 мас. % и 0,8-1 мас. % для состояний 300 °C и 400 °C обусловлены попаданием в фазовую область (Al)+ Al_5FeSi +(Si). На рис.5(б) при 300 °C, когда растворимость Zr в (Al), как и Si незначительна, зависимость $w_{(Al)}\alpha_{(Al)}$ от концентрации Si в сплаве примерно такая же, как в сплаве Al-1%Fe (рис.5(а)). При 400 °C из-за ощутимого повышения растворимости Zr в (Al) для метастабильного равновесия между (Al) и фазой Al_3Zr ($L1_2$) отмечается снижение $w_{(Al)}\alpha_{(Al)}$. При 500°C, когда следует ожидать стабильного равновесия между (Al) и фазой Al_3Zr ($D0_{23}$) растворимость Zr в (Al) может быть даже меньше, чем при 400 °C.

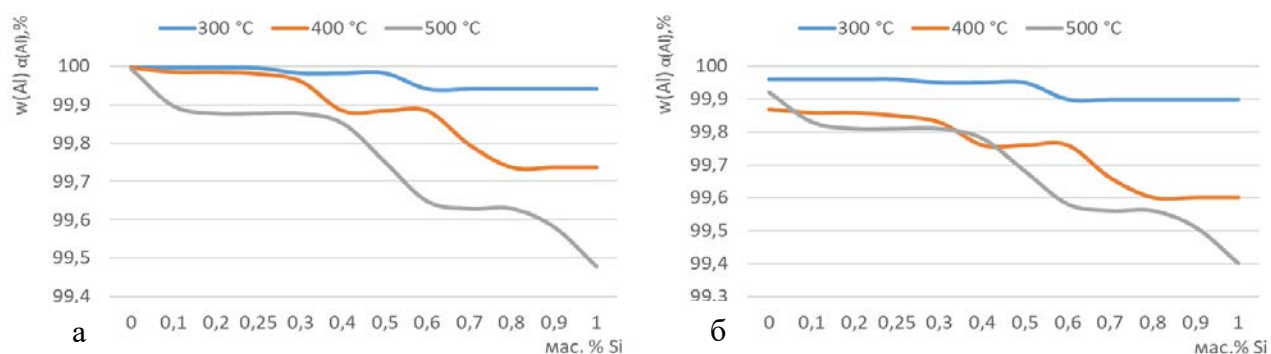


Рисунок 5. Зависимости $w_{(Al)}\alpha_{(Al)}$ от концентрации Si в сплавах Al-1%Fe (а) и Al-1%Fe-0,3%Zr (б) при критических температурах

Проведенный качественный и количественный расчет фазового состава системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr. показал возможность получения благоприятного фазового состава за счет образования фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ при концентрационном диапазоне Fe и Si 0,3-0,5% и 0,1-0,3%, соответственно (табл.2). На основе расчетных данных обоснована возможность использования лома алюминиевых банок в качестве основы для выплавки термостойких проводниковых сплавов с повышенной прочностью (типа АЛТЭК). Также по результатам расчета критических температур для выбранных химических составов сплавов определены температуры плавки и литья, диапазон которых составил 850-900 °C.

Анализ полученных данных качественного и количественного расчета системы Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc выявил возможность получения благоприятного фазового состава литой структуры, в состав которого входит мелкодисперсная четверная эвтектика (Al)+ Al_4Ca + Al_2CaSi_2 + $Al_{10}CaFe_2$ и пересыщенный по Zr и Sc твердый раствор (Al). Выбор химического состава сплава (табл.3), обеспечивающего вышеприведенный фазовый состав, производился из расчета стехиометрического состава Si- и Fe-содержащих фаз и составил, соответственно 0,5 мас.% Fe и 0,2 мас.% Si для минимизации концентрации Si в (Al). Концентрация Ca в сплаве выбрана таким образом, чтобы суммарное количество эвтектических фаз было примерно таким, как и в сплаве Al-1%Fe-0,25%Si (рис.1(а)). Плавку и литье данного сплава по результатам расчета в программном обеспечении Thermo-Calc следует проводить при температуре не менее 750 °C.

Глава 4 Структурные исследования сплавов системы Al-Fe-Si-Zr

4.1 Металлографические исследования сплавов системы Al-Fe-Si-Zr

При моделировании в лабораторных условиях промышленных технологических процессов плавки и литья с целью получения литой заготовки для последующей деформации, в первую очередь анализировалась литая структура образцов экспериментальных сплавов. Было установлено, что методика плавки и литья, рассмотренная в главе 2, обеспечивает полное вхождение Zr в состав (Al) в сплавах, содержащих до 0,41 мас.% включительно.

Также в процессе исследования литой структуры установлено, что при выбранной скорости охлаждения слитка (15 °C/с) при содержании Si в диапазоне от 0,25 до 1 мас.% практически все железо кристаллизуется в виде фазы Al_8Fe_2Si . Сплав Al-1%Fe-0,25%Si содержит незначительное количество включений Al_3Fe , массовая доля которого при температуре 300 °C составляет 0,2%. При этом с увеличением концентрации Si в сплаве растет объемная доля эвтектики (Al)+ Al_8Fe_2Si . В процессе отжига формируются глобулярные включения фазы Al_8Fe_2Si (рис.6(г)). Также установлено, что в сплавах без Si независимо от концентрации Zr в сплаве формируется метастабильное соединение Al_6Fe в составе высокодисперсной эвтектики (Al)+ Al_6Fe (рис.6(а)). При отжиге при температурах выше 500 °C это соединение трансформируется в стабильную фазу Al_3Fe , частицы которой имеют иглообразную форму (рис.6(б)). Поскольку провода в составе ВЛ эксплуатируются десятки лет, то нестабильность структуры можно рассматривать как отрицательный фактор (особенно для высокотемпературного приме-

ния). В этой связи фаза $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, для образования которой неизбежно требуется добавка кремния, представляется более предпочтительной по сравнению с метастабильной фазой Al_6Fe .

Анализ полученных данных фактического состава экспериментальных сплавов и анализ литых микроструктур выявил, что добавка Si снижает концентрацию циркония, при которой образуются первичные кристаллы фазы Zr-содержащей фазы. Фактические химические составы, при которых выявляются данные кристаллы, отмечены красными точками в форме треугольника на рис.7. Синими круглыми точками отмечены сплавы, в структуре которых они не выявлены. Из рисунка видно, что при введении около 0,4 мас.% Zr допустимой, с точки зрения получения структуры без первичных кристаллов фазы Al_3Zr , является концентрация Si до 0,4-0,5 мас. %. Также из рис. 7 вытекает закономерность, что при увеличении концентрации Zr в сплаве, концентрация Si должна снижаться во избежание появления фазы Al_3Zr (D0_{23}). Так, в сплаве с 0,62 мас.% Zr и 0,02 мас.% Si реализуется благоприятный вариант структуры, в то время как в сплаве с 0,6 мас.% Zr и 0,21 мас.% Si образуются первичные кристаллы Al_3Zr .

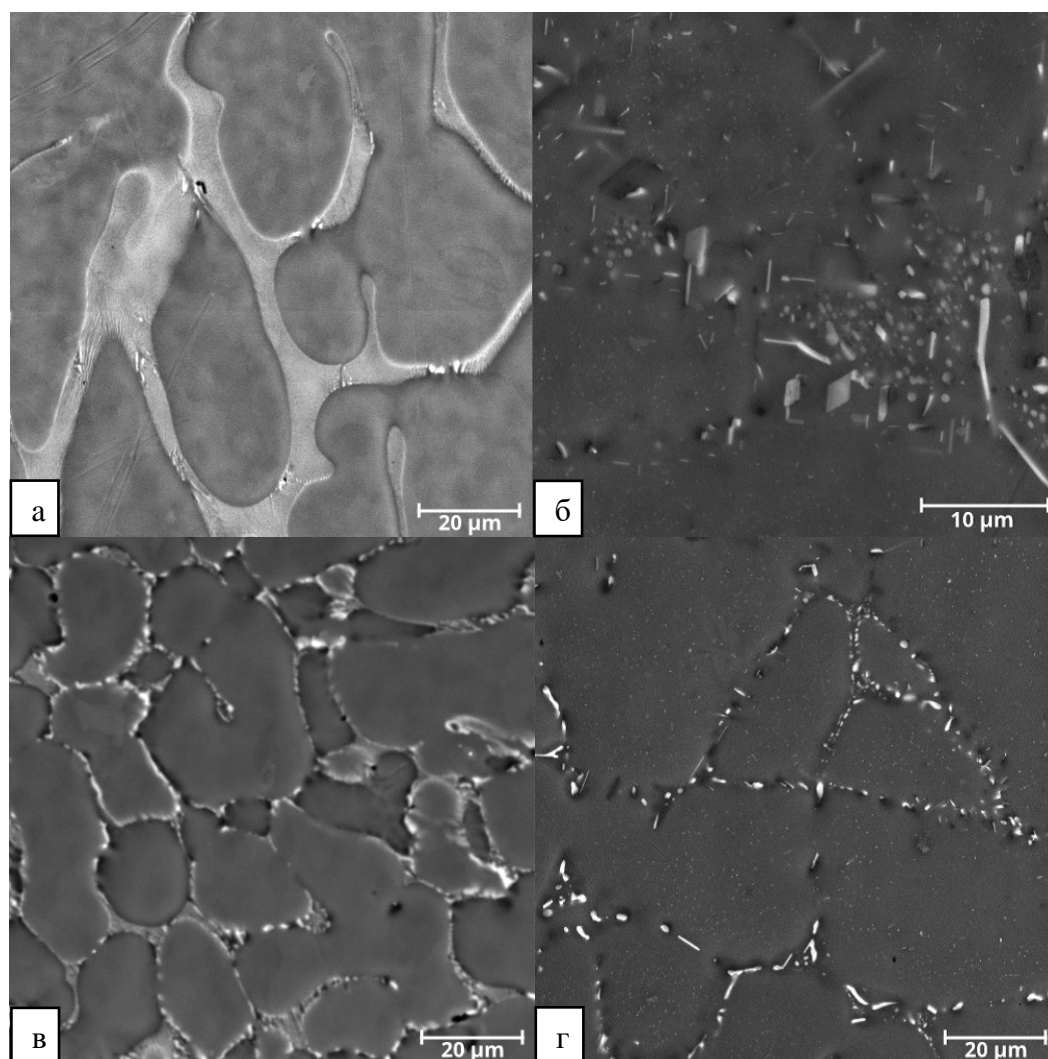


Рисунок 6. Микроструктуры сплава Al-1\%Fe-0,3\%Zr с переменной концентрацией кремния (мас.% по расчетному составу) в исходном состоянии (слева) и после отжига при $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ (справа): (а,б) – 0%; (в,г) – 0,25%.

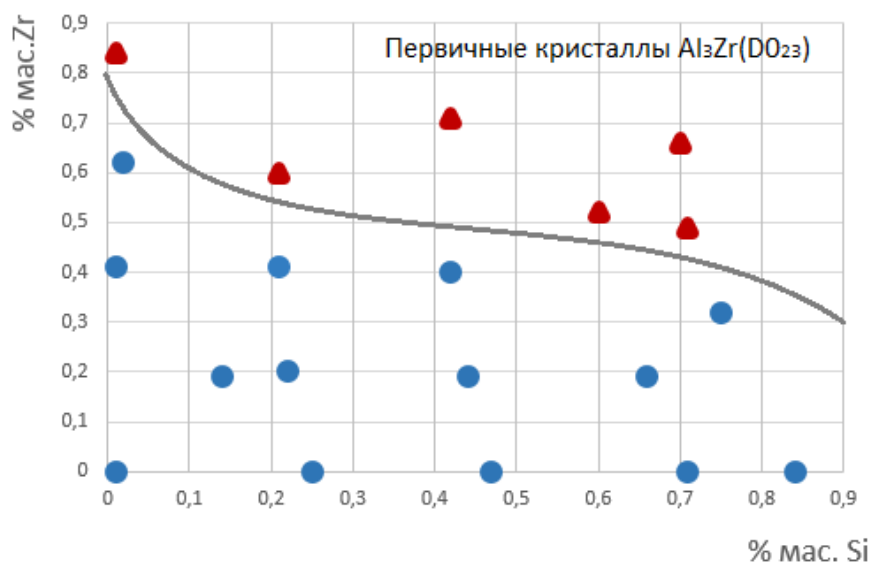


Рисунок 7. Граница появления первичных кристаллов фазы Al_3Zr в сплавах системы Al-1%Fe-Si-Zr в зависимости от концентрации Si и Zr

4.2 Микрорентгеноспектральный анализ состава твердого раствора алюминия

Поскольку определяющим фактором, влияющим на удельную электропроводность, является легированность твердого раствора, то для ее оценки использовали результаты микрорентгеноспектрального анализа (МРСА).

Анализ химического состава первичных кристаллов Zr-содержащей фазы не выявил заметного количества кремния, что позволяет их идентифицировать как двойное соединение Al_3Zr ($D0_{23}$). По результатам количественного расчета состава (Al) в главе 3 наибольшим коэффициентом K_z обладают сплавы Al-1%Fe-0,25%Si и Al-1%Fe-0,5%Si, не содержащие Zr. Также особенности фазовых переходов железокремнистых включений в литой микроструктуре сплавов с добавкой Zr (Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si, Al-1%Fe-0,3%Zr-0,5%Si) и без него (Al-1%Fe-0,25%Si, Al-1%Fe-0,5%Si) выявили необходимость анализа состава твердого раствора в сплавах с добавкой Zr и в сплавах, показавших наибольшее значение K_z .

Полученные экспериментальные данные о концентрации Si в составе твердого раствора (Al) в центре дендритной ячейки показывают содержание Si около 0,1 мас.% (что сопоставимо с содержанием Si в (Al) для технического алюминия марки А5Е ГОСТ 11069–2001) для сплавов Al-1%Fe-0,25%Si и Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si, и более 0,15 мас.% для сплавов Al-1%Fe-0,5%Si и Al-1%Fe-0,3%Zr-0,5%Si.

Литая микроструктура сплава с добавкой 0,3 мас.% Zr и 0,5 мас.% Si отображает визуально определяемую фазу Al_3Fe_2Si , образующую дисперсную эвтектику и не содержит первичных кристаллов фазы Al_3Zr (рис.8). Полученные экспериментальные данные о составе (Al) в спектрах S1-S3 показывают среднее значение 0,19 мас.% Si (табл.5), что практически в два раза превышает концентрацию Si в (Al) для сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si. При этом средняя величина концентрации Zr показывает заниженные значения в спектрах S1-S3, а наибольшее (0,46 мас.%) - в составе эвтектики.

Имеющиеся включения в эвтектике, составом которых отвечают спектры S4 и S5, не являются первичными кристаллами фазы Al_3Zr . По стехиометрическому составу данные соединения отвечают соединению $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. Эти кристаллы можно рассматривать как зародыши эвтектических колоний (Al)+ $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (спектры S6-S8).

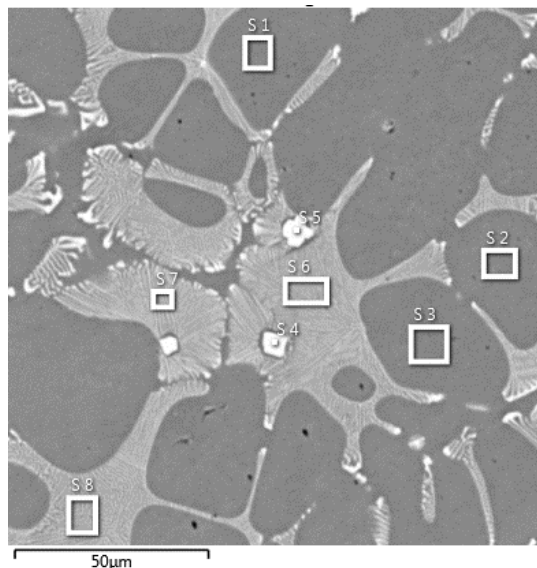


Рисунок 8. Области микроанализа в микроструктуре сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,5%Si (к табл.5)

Таблица 5. Концентрации химических элементов в выбранном анализируемом спектре образца сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si (к рис.8)

Наименование спектра	Концентрация химического элемента в спектре, мас.%			
	Al	Si	Fe	Zr
S 1	99,54	0,18	0,19	0,09
S 2	99,33	0,18	0,15	0,33
S 3	99,60	0,20	0,10	0,10
S 4	66,67	4,36	28,9	0,04
S 5	65,92	3,98	30,1	0,00
S 6	92,29	1,08	6,17	0,46
S 7	92,59	1,17	6,11	0,14
S 8	93,02	1,02	5,81	0,15

Глава 5 Анализ влияния деформационно-термической обработки на физико-механические свойства сплавов Al-Fe-Si-Zr

Проведенный литературный анализ показал, что УЭП и прочность, как правило, величины обратно пропорциональные. Такой механизм зависимости объясняется тем, что при легировании сплавов элементами, задача которых повысить прочностные характеристики, значение УЭП снижается, ввиду искажения решетки матричного раствора инородными атомами, что приводит к ухудшению пропускной способности.

Для оценки вклада в физико-механические свойства деформированных полуфабрикатов термической обработки первоначально исследовались характеристики образцов в виде слитков в литом состоянии и после многоступенчатой термообработки.

На рис. 9. приведены зависимости УЭС (величины обратной УЭП) и твердости от температуры отжига для сплавов с 0,3 мас.% Zr.

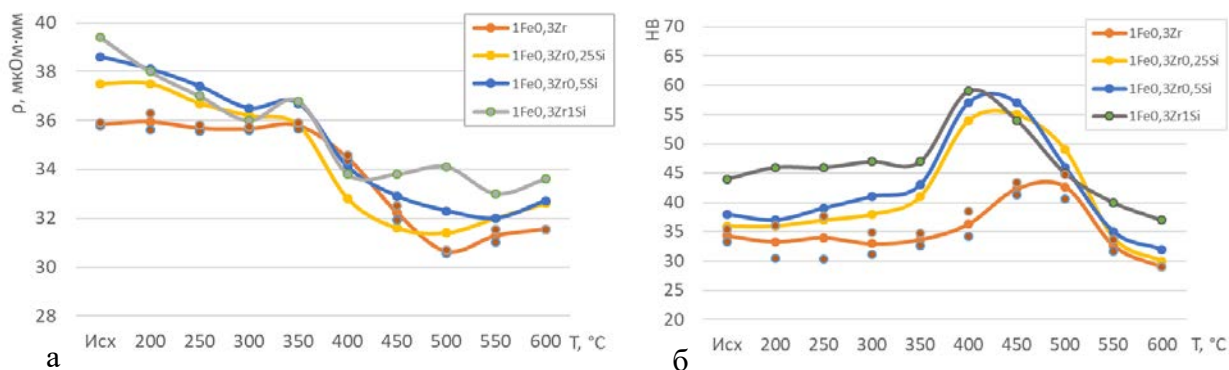


Рисунок 9. Влияние Si на УЭС и твердость сплава Al-1%Fe-0,3%Zr в зависимости от температуры отжига

Наиболее высокие значения УЭС (рис.9(а)) фиксируются у сплавов в исходном состоянии, что объясняется максимальной легированностью (Al). У сплава Al-1%Fe-0,3%Zr изменения УЭС сопоставимы с погрешностью прибора до температуры 350 °C. Такой характер зависимости можно объяснить присутствием в (Al) циркония, не оказывающего влияния на изменение УЭС до этой температуры. Снижение УЭС для сплавов, в состав которых входит Si, при температуре 300 °C также объясняется началом выделения из твердого раствора (Al) метастабильных частиц $Al_3Zr(L1_2)$. Для сплавов, содержащих 0,25 и 1 мас.% Si, разница в значениях УЭС между ступенями отжига при 350 °C и 400 °C составляет 3,0 мкОм·мм для каждого, а для образца 1Fe0,3Zr – 1,3 мкОм·мм. При этом сплав 1Fe0,3Zr0,25Si (Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si) имеет более низкое значение УЭС на ступени отжига при 400 °C (32,8 мкОм·мм) по сравнению с 1Fe0,3Zr (34,5 мкОм·мм). По совокупности полученных данных зависимостей УЭС от ступени отжига для сплавов с расчетным содержанием 1мас.% Fe, (0-1) мас.% Si, (0-0,6) мас.% Zr можно сделать вывод об ускорении кремнием распада твердого раствора по цирконию.

Сплавы с добавкой кремния характеризуются более высокой твердостью в исходном литом состоянии (рис.9(б)), чем кривая сплава 1Fe0.3Zr, поскольку Si частично находится в составе (Al) и вносит вклад в растворное упрочнение. При этом наибольшее значение твердости фиксируется у сплава с максимальной концентрацией Si (1 мас.%) – 59 HВ при отжиге при 400 °C. Образцы с добавкой 0,5 и 0,25 мас.% Si, достигая максимума при 400 °C (57 и 54 HВ соответственно), сохраняют этот показатель и при 450 °C, в то время как сплав с 1 мас.% Si испытывает разупрочнение до 54 HВ. Такой характер зависимости объясняется повышением растворимости Si в (Al) с ростом температуры и его количеством, перешедшим в состав (Al) за счет эвтектических включений, преимущественно у образца 1Fe0.3Zr1Si (сплав Al-1%Fe-0,3%Zr-1%Si (рис.1)). Далее сплавы 1Fe0.3Zr0.25Si и 1Fe0.3Zr0.5Si после отжига при 450 °C испытывают разупрочнение – сказывается влияние Si в (Al). Снижение твердости у сплавов

с добавкой Zr после 500 °C объясняется трансформацией частиц фазы Al_3Zr из модификации $L1_2$ в $D0_{23}$. Сравнивая образцы $1Fe0,3Zr$ и $1Fe0,3Zr0,25Si$, можно сделать вывод что при температуре максимального распада твердого раствора (Al) по Zr (450 °C) добавка Si в количестве 0,25 мас.% приводит к повышению твердости на 13 HB. Отжиг по режиму T400 позволяет повысить твердость на 10 HB у сплава $1Fe0,3Zr0,25Si$ и на 16 HB у $1Fe0,3Zr0,5Si$ по сравнению с образцом $1Fe0,3Zr$, что подтверждает ускорение выделения частиц Al_3Zr из (Al) при повышении концентрации Si.

По результатам полученных значений физико-механических свойств литых заготовок в зависимости от режима термообработки, а также структурных исследований (глава 4) для определения наилучшего химического состава термостойкого проводникового сплава, допускающего использование в качестве шихтовых материалов вторичное сырье выполнен расчет функции оптимизации Харрингтона, результат которого приведен на рисунке 10. Для расчета выбраны сплавы с максимально допустимой концентрацией Zr в сплаве, структурное исследование которых не выявило наличие первичных кристаллов фазы Al_3Zr . С учетом требования по расширенному концентрационному диапазону примесей Fe и Si в химическом составе сплава, из расчета также был исключен сплав Al-1%Fe-0,45%Zr. По результатам физико-механических испытаний из расчета были исключены сплавы с расчетным содержанием Zr 0,15 мас. %, поскольку по результатам механических испытаний на твердость при проведении многоступенчатой термообработки деформированных полуфабрикатов данные составы не обеспечивают стабильность свойства до температуры 300 °C. Для оптимизации химического состава и режима термической обработки были выбраны сплавы с расчетным содержанием 0,3 мас.% Zr и переменной концентрацией Si. Расчет производился для физико-механических свойств литых заготовок в температурных интервалах термообработки, обеспечивающей максимальный распад (Al) по Zr с выделением из раствора метастабильных включений фазы Al_3Zr ($L1_2$), обеспечивающих характеристику термостойкости. Как видно из рис.10, по совокупности полученных экспериментальных данных наилучшим сочетанием основных контролируемых свойств проводниковых сплавов – УЭС и прочности –обладает сплав с добавкой 0,25 мас.% Si после ступенчатого отжига при температуре 450 °C.

Выбор концентраций Zr и Si, а также режима отжига для образцов экспериментальных сплавов в холоднодеформированном состоянии также иллюстрировался зависимостями функции желательности от состава, рассчитанными методом симплекс-планирования. Были получены значения функции желательности пятнадцати холоднокатаных образцов в четырех состояниях (исходном, состояния обработки при 300 °C, 400 °C, 500 °C). Исходя из количества расчетных экспериментальных составов сплавов системы Al-Fe-Si-Zr, в структуре которых при реализации плавки и литья по технологии, описанной в главе 2, на основании проведенного литературного обзора, не ожидается появления первичных кристаллов фазы Al_3Zr , была выбрана модель симплекса четвертой полной степени.

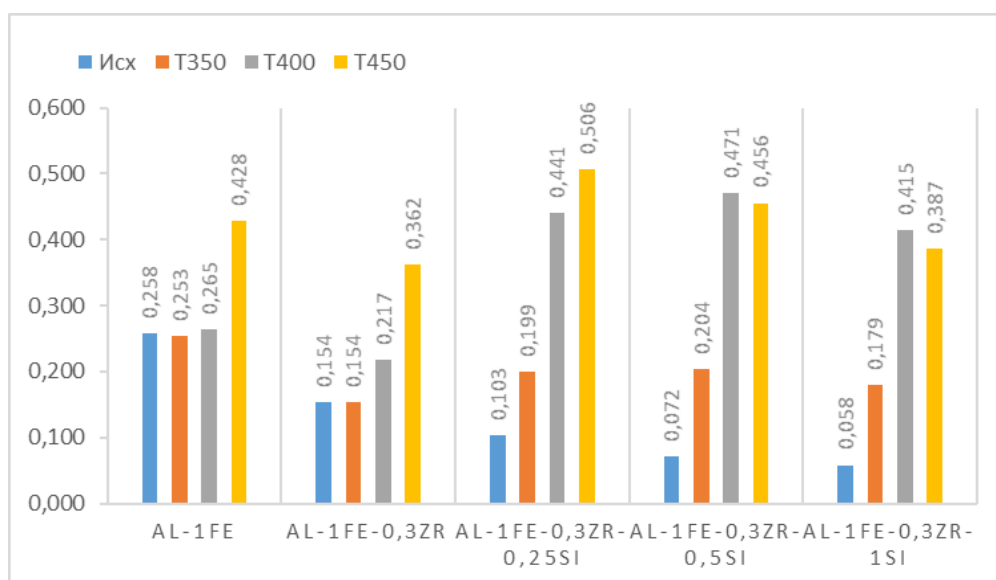


Рисунок 10. Обобщенная функция желательности Харрингтона (метод оптимизации)

Полученный массив значений УЭС системы Al-1%Fe-Si-Zr, отвечающей концентрационному диапазону (0-1) мас.% Si и (0-0,6) мас.% Zr после разных режимов ДТО быть использован при выполнении опытно-технологических работ по внедрению разработанных сплавов в промышленном производстве кабельной продукции.

Глава 6 Экспериментальное исследование характеристик сплавов систем Al-Fe-Si-Zr, Al-Cu-Mn-Zr-Fe-Si, Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc, и выбор химического состава и технологических режимов производства проводниковой продукции

По результатам произведенных в главе 5 измерений УЭС и твердости, как величины, характеризующей степень упрочнения, с целью получения в структуре максимального количества упрочняющих дисперсоидов $Al_3Zr(L1_2)$, при условии реализуемости технологии получения литых заготовок в производственных условиях без переоснащения существующего оборудования, были выбраны сплавы с расчетной концентрацией 0,3 мас.% Zr. Также были получены экспериментальные образцы четырех сплавов системы Al-Fe-Si-Zr химического состава, приведенного в табл.6, по технологии плавки и литья, описанных в главе 2.

Таблица 6. Химический состав экспериментальных сплавов Al-Fe-Si-Zr

№ п/п	Обозначение	Концентрация элемента, мас.%			
		Zr	Si	Fe	Al
1	103000	0,28	0,11	0,87	Основа
2	103025	0,18	0,28	1,06	
3	103050	0,18	0,52	1,05	
4	103100	0,37	1,11	1,13	

В лабораторном технологическом эксперименте участвовали образцы в трех состояниях – литое, образцы после горячей деформации и образцы, последовательно прошедшие горячую и холодную деформацию. Все три состояния моделировали каж-

дое в отдельности: литую заготовку трапецеидального сечения, катанку и проволоку. Целью эксперимента являлось моделирование производственного процесса получения проволоки в лабораторных условиях и изучение влияния температурного и деформационного параметров на физико-механические свойства литых и деформированных полуфабрикатов.

Полученные литые заготовки из слитков сечением 15х60 мм подвергались деформации с предварительным нагревом при температуре 350 °С в течение 1 часа со степенью обжатия $\varepsilon=87\%$, что согласно литературным источникам, позволяет получить структуру, идентичную структуре катанки. Далее полученные листы толщиной 2 мм, подвергались холодной деформации до толщины 1 мм (общая относительная степень обжатия составила 93%).

Проведенное экспериментальное исследование физико-механических свойств сплавов системы Al-Fe-Si-Zr при многоступенчатом отжиге показало, что добавка Zr около 0,2 мас.% в присутствии около 0,3 мас.% Si позволяет достичь эффекта упрочнения сопоставимого со сплавом, легированным 0,3 мас.% Zr, при этом потеря прочности при нагреве до 300 °С в течение 1 часа составляет менее 10% и величина УЭС в нагартованном состоянии составляет 30,3 мкОм·мм. Также методом МРСА выявлено, что при введении 0,28 мас.% Si его содержание в (Al) составляет менее 0,1 мас. % за счет образования фазы благоприятной морфологии $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$. Добавка около 0,5 мас. % Si приводит к большей легированности (Al), что приводит к повышению УЭС, также она не вносит существенного вклада в упрочнение. По совокупности полученных данных оптимальной концентрацией кремния в сплаве с повышенным содержанием Fe в сплаве является концентрация 0,2-0,3 мас.% Si. Также полученные экспериментальные значения по механическим свойствам выявили необходимость в исследовании тонкой структуры сплавов методом ПЭМ, по результатам которого в структуре горячекатаного образца, имитирующего катанку, выявлены частицы фазы Al_3Zr модификации L_{12} в состоянии отжига при температуре 400 °С в течение 1 часа (рис.11).

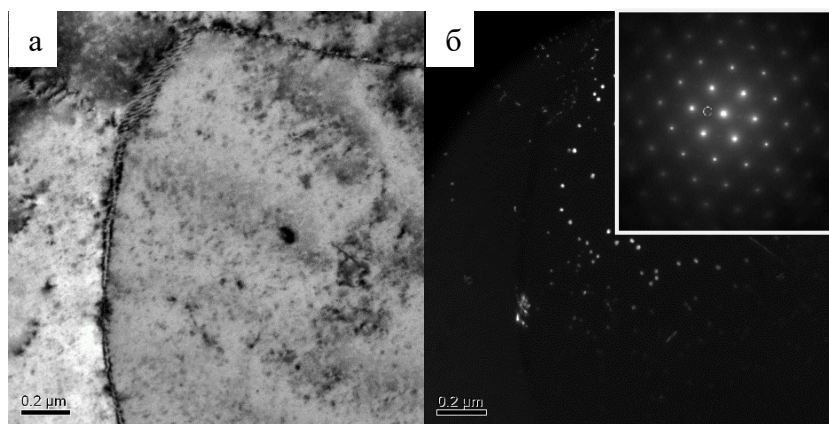


Рисунок 11. Вторичные выделения фазы Al_3Zr (L_{12}) в сплаве 103100 в состоянии горячей прокатки после отжига 400 °С, 1 час

По результатам проведенных экспериментальных исследований системы Al-Fe-Si-Zr был выбран сплав состава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si (АЖ0,3ЦК), из которого был получен прутки $\varnothing 9$ мм поперечно-винтовой прокаткой из слитка $\varnothing 60$ мм. Далее из прутка $\varnothing 9$ мм получена проволока сечением 2x2 мм и $\varnothing 1$ мм. Проволока сечением 2x2 мм, имеющая значение временного сопротивления разрыву в нагартованном состоянии 238 МПа и показатель пластичности 4%, согласно требованиям ГОСТ Р МЭК 62004-2014, по показателю «Минимальное временное сопротивление разрыву» и «Минимальное удлинение» соответствует типам проволоки АТ1, АТ2 и АТ4. Экспериментальные образцы сплава АЖ0,3ЦК приведены на рисунке 12.



Рисунок 12. Экспериментальные образцы из сплава АЖ0,3ЦК

Проведенный анализ моделирования качественного фазового состава и количественного состава твердого раствора сплавов системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr (табл.2), что для проводниковых сплавов повышенной прочности перспективной данная система легирования представляется перспективной.

Для проверки результатов качественного моделирования была получена литая структура из образцов слитков сечением 15x60 мм для трех сплавов. Анализ литой структуры и МРСА показал, что в сплавах ALTEK присутствует фаза эвтектического происхождения $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$ по границам дендритных ячеек твердого раствора (Al), что оказывает положительный эффект на формирование конечной структуры, в том числе, на равномерное распределение частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и метастабильные выделения $\text{Al}_3\text{Zr}(\text{L}1_2)$. Далее из сплава ALTEK-Fe был получен слиток $\varnothing 60$ мм, по методике плавки и литья, обеспечивающей вхождение Zr в состав (Al) и скорость охлаждения около 15 °C/с (не менее 10 °C/с). Донная часть полученного цилиндрического слитка подвергалась поперечно-винтовой прокатке до $\varnothing 12$ мм с предварительным нагревом при 350 °C. Дальнейший способ обработки полученных прутков заключался в применении интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). Эксперимент проводился в Уфимском Государственном Авиационном Университете (УГАТУ) под руководством д.ф.-м.н, проф. Валиева Р.З. и к.т.н. Мурашкина М.Ю. По результатам механических испытаний (рис.13) анализ зависимости предела прочности от состояния обработки показал, что максимальное значение фиксируется в состоянии ИПД при комнатной температуре (КТ), при этом отжиг при температуре 400 °C в течение 1 часа снижает

показатель на 58%. Состояние «ИПД при 400 °С», тем не менее, более чем на 15% превышает значения в исходных состояниях. Образец в состоянии «ИПД КТ» обладает наименьшей пластичностью (около 5%), при этом состояние «ИПД при 400 °С» выявляет интересную зависимость: среди всех анализируемых состояний, данный образец обладает максимальной пластичностью и максимальным пределом прочности на разрыв после состояния «ИПД КТ». Проведенные измерения УЭС на образцах исследуемых состояний показали, что отжиг при температуре 400 °С понижает величину УЭС более чем на 40%, и в состоянии «ИПД при 400 °С» составляет 43,0 мкОм·мм (40,1 % IACS).

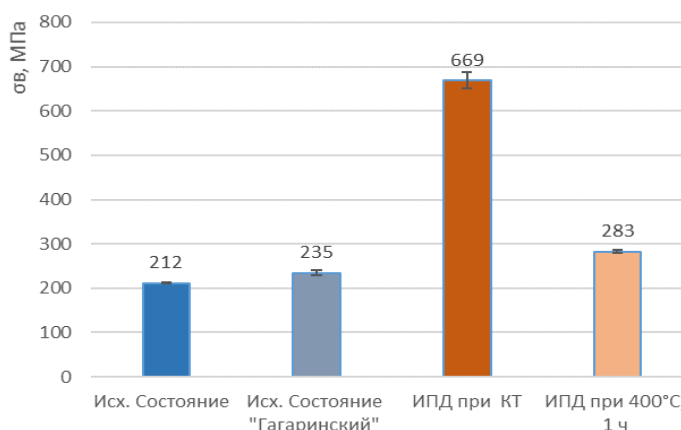


Рисунок 13. Изменение временного сопротивления разрыву (σ_b) в зависимости от режима обработки (состояния) образца для сплава ALTEK-Fe

Для проверки адекватности моделирования фазового состава сплавов системы Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc на начальном этапе были получены экспериментальные слитки сечением 15х60 мм из сплава АЖК, химический состав которого приведен в табл.3.

Проведенный анализ литой микроструктуры и МРСА показали, что содержание Si в (Al) не превышает 0,1 мас.%, а Zr полностью входит в состав (Al). В области эвтектики выявлено наличие фаз $Al_{10}CaFe_2$ и Al_2CaSi_2 по стехиометрическому составу фаз. Также присутствует соединение Al_3Fe .

Деформированные полуфабрикаты (листы) толщиной 2 мм, полученные методом горячей прокатки, и холоднокатаные листы толщиной 1 мм, полученные по методикам, описанным в главе 2, подвергались ступенчатой термической обработке, методика проведения которой описана в главе 2 с целью оценки вклада термической обработки на физико-механические свойства литой заготовки и деформированных полуфабрикатов.

Проведенное экспериментальное исследование физико-механических свойств сплава системы Al-Ca-Fe-Si-Zr-Sc выявило возможность использования новой системы легирования в электротехнических целях, в частности для получения проволоки. Значение УЭС холоднокатаных листов составляет 30,0 мкОм·мм, временное сопротивление разрыву составляет около 150 МПа, относительное удлинение – 4%, потеря прочности при нагреве до 300 °С – менее 10%.

ВЫВОДЫ

1. Проведен качественный и количественный расчет фазового состава системы Al-Fe-Si-Zr применительно к проводниковым алюминиевым сплавам, содержащим 1%Fe. В зависимости от состава, условий кристаллизации и температуры отжига в четверных сплавах рассматриваемой системы возможно наличие следующих фаз: Al_3Fe , Al_6Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi , (Si), Al_3Zr (L12) и Al_3Zr (D0₂₃).
2. Для сплавов данной системы рассчитаны зависимости доли алюминиевого твердого раствора и концентрации в нем алюминия от содержания кремния в сплаве для разных температур. На основе этих зависимостей показано, что при 0,2-0,3%Si может быть реализована наиболее благоприятная структура, которой отвечает полное связывание железа в фазу $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ и минимальная концентрация кремния в алюминиевом твердом растворе при отжиге до 400°C.
3. На примере сплавов системы Al-1%Fe-Si-Zr экспериментальными методами установлена нелинейная зависимость удельной электропроводности от концентраций Si и Zr после разных режимов деформационно-термической обработки (ДТО). С использованием функции желательности показано, что наилучшим сочетанием прочности, электропроводности и термостойкости обладает сплав с 0,3% Zr и 0,25% Si.
4. Получен массив значений удельной электропроводности сплавов системы Al-1%Fe-Si-Zr, отвечающей концентрационному диапазону (0-1) мас. % кремния и (0-0,6) мас. % циркония после разных режимов ДТО. Этот массив может быть использован при выполнении опытно-технологических работ по внедрению разработанных сплавов в промышленном производстве кабельной продукции.
5. Показана возможность получения благоприятной структуры в сплавах системы Al-Cu-Mn-Fe-Si-Zr за счет образования фазы $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ при 0,3-0,5 мас. % железа и 0,1-0,3 мас. % кремния. На основе расчетных и экспериментальных данных обоснована возможность использования лома алюминиевых банок в качестве основы для выплавки термостойких проводниковых сплавов с повышенной прочностью (типа АЛТЭК).
6. Показано, что применение интенсивной пластической деформации позволяет достигнуть на сплавах типа АЛТЭК временного сопротивления на разрыв до 670 МПа без использования гомогенизации и закалки.
7. На основе расчетных и экспериментальных данных обоснована возможность создания проводниковых сплавов с добавкой кальция. Данный элемент позволяет связать железо и кремний в тройные соединения, эвтектические включения которых имеют благоприятную морфологию, а также существенно снизить растворимость кремния в алюминиевом твердом растворе.
8. Применительно к условиям кабельного завода ОАО «Цветлит» разработан проект технологического регламента на получении катанки из Al-Zr сплава с повышенным содержанием Fe и Si.

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ, а также индексируемые в базах цитирования WoS и Scopus

1. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, Н.О. Короткова, А.М. Достаева «Влияние деформационно-термической обработки отжига на электропроводность алюминиевых сплавов, легированных цирконием». Цветные металлы. 2015. №10. С. 13-18.
2. Н.А. Белов, А.М. Достаева, Н.О. Короткова, А.А. Яковлев, П.К. Шуркин «Влияние отжига на электросопротивление и твердость горячекатаных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас. % Zr». Изв. вузов. Цв. Metallургия. 2016. №3. С. 48-55.
3. А.Н. Алабин, Н. А. Белов, Н. О. Короткова, М.Е. Самошина «Влияние отжига на электросопротивление и упрочнение низколегированных сплавов системы Al-Zr-Si». Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallrov. 2016. №9. С. 16-20.
4. К.Р. Удалая, А.М. Беленький, Н.О. Короткова, В.Б. Деев «Сравнение физических методов оперативного контроля химического состава и микроструктуры алюминиевых сплавов Al-Mn-Cu». Цветные металлы. 2016. №3, С. 48-53.
5. N.A. Belov, T.K. Akopyan, S.S. Mishurov, N.O. Korotkova «Effect of Fe and Si on the microstructure and phase composition of the aluminium–calcium eutectic alloys». Non-ferrous Metals. 2017. No 2. P. 32-37.
6. A. Morozova, A. Mogucheva, D. Bukin, O. Lukianova, N. Korotkova, N. Belov, R. Kaibyshev «Effect of Si and Zr on the Microstructure and Properties of Al-Fe-Si-Zr Alloys». Metals. 2017. No. 7.

Прочие публикации

7. Н.А. Белов, Н.О. Короткова, С.С. Мишуров, А.Н. Алабин «Влияние добавки кремния на удельное электросопротивление и твердость сплава Al-1%Fe-0.3%Zr» Известия вузов. Цветная металлургия. 2018. №3
8. Международная межвузовская научно-исследовательская конференция «69-е дни науки студентов МИСиС». НИТУ МИСиС. 2014. Публикация тезисов. «Оптимизация состава и режима термообработки проводниковых наноструктурных алюминиевых сплавов с добавкой циркония»
9. Программа «У.М.Н.И.К.». 2014. Публикация тезисов // «Исследование и разработка технологии получения сплавов электротехнического назначения упрочняемых вторичными выделениями L12».
10. VIII Международная научно-практическая конференция «ПРОГРЕССИВНЫЕ ЛИТЕЙНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ». НИТУ «МИСиС». 2015. Публикация тезисов// «Оптимизация состава и режима термообработки проводниковых наноструктурных алюминиевых сплавов с добавкой циркония».
11. П. К. Шуркин, Н. О. Короткова, Т. К. Акопян «Влияние ГИП-обработки на структуру и механические свойства отливок из высокопрочного экономнолегированного алюминиевого сплава АЦ6Н0,5Ж с повышенным содержанием свинца»// Цветные металлы, 2016, № 9
12. Научно-техническая конференция «Metallovedenie i sovremennye razrabotki v oblasti tekhnologii litya, deformatsii i termicheskoy obrabotki legkikh spлавov». ВИАМ. 2016. Публикация тезисов// «Влияние отжига на электросопротивление и твердость горячекатаных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас% Zr»
13. Программа «У.М.Н.И.К.». 2016 осень. Публикация тезисов// «Разработка технологии получения слитков и деформированных полуфабрикатов алюминиевых сплавов системы Al-Fe-Si с добавкой циркония»