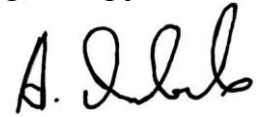


На правах рукописи



Яковлев Александр Алексеевич

**Исследование и разработка технологии получения слитков
алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc с целью
изготовления из них деформированных полуфабрикатов без
использования операций гомогенизации и закалки**

Специальность 05.16.04 – «Литейное производство»

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва 2015

Диссертационная работа выполнена на кафедре технологии литейных процессов
Национального исследовательского технологического университета «МИСиС»

Научный руководитель:

Профессор, доктор технических наук

Белов Николай Александрович

Официальные оппоненты:

Доктор технических наук,
профессор,
главный научный сотрудник ОАО «ВИЛС»

Конкевич Валентин Юрьевич

Доктор технических наук,
член-корреспондент РАЕН, заместитель гене-
рального директора по развитию ООО «Ин-
термикс Мет»

Напалков Виктор Иванович

Ведущее предприятие:

**ФГАОУ ВПО «Дальневосточный
федеральный университет»**

Защита диссертации состоится «25» июня 2015г. в 10:00 на заседании диссертацион-
ного совета Д 212.132.02 при Национальном исследовательском технологическом уни-
верситете «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 6,
ауд. 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 учре-
ждения) отправлять по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, Учёный
совет. Копии отзывов можно присылать на email: misistlp@mail.ru.

Автореферат разослан «24» апреля 2015 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.132.02,
к.т.н., доцент



Колтыгин А.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

В настоящее время имеется острая потребность в новых материалах, обладающих малой плотностью и достаточно высокой прочностью при повышенных температурах. Наиболее сбалансированным комплексом эксплуатационных, технологических и экономических характеристик обладают алюминиевые сплавы (в частности в виде деформированных полуфабрикатов). Среди стандартных деформируемых сплавов наиболее высокими характеристиками жаропрочности обладают сплавы системы Al-Cu-Mn (типа 1201¹) и сплавы легированные железом и никелем (типа АК4-1²). Однако рабочие температуры деформированных полуфабрикатов из этих сплавов не превышают 250 °С и повысить этот уровень в рамках традиционного легирования вряд ли возможно. Технологические процессы производства марочных алюминиевых сплавов данной группы требуют обязательных операций гомогенизации (для слитков) и закалки (для деформированных полуфабрикатов). Проведение этих операций приводит к снижению производительности, повышенному энергопотреблению, а также к необходимости иметь специализированное оборудование. Радикальным способом избавлением от этих недостатков является разработка новых по составу алюминиевых сплавов и освоение технологии производства из них слитков и деформированных полуфабрикатов.

В работах МИСиС под руководством проф., д.т.н. Н. А. Белова, была предложена группа сплавов нового поколения на базе системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc (далее АЛТЭК³, см. таблицу 1). По уровню механических свойств предлагаемые сплавы примерно одинаковы с известными марочными жаропрочными алюминиевыми сплавами типа 1201. При этом технологический цикл получения деформированных полуфабрикатов существенно короче. Для освоения промышленного производства деформированных полуфабрикатов необходимо решение по научному обоснованию параметров технологии получения слитков и деформированных полуфабрикатов из предлагаемых сплавов.

Цель работы

Научное обоснование составов, разработка технологии получения из сплавов на базе системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc слитков и деформированных полуфабрикатов, исключаяющей операции гомогенизации и закалки.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

¹ 1201, ГОСТ 4784-97: Cu 5,8-6,8%; Mn 0,2-0,4%; Zr 0,1-0,25%; V 0,05-0,15%; Ti 0,02-0,15%; Mg <0,02%; Zn <0,1%; Fe <0,3%.

² АК4-1, ГОСТ 4784-97: Cu 1,9-2,7%; Fe 0,8-1,4%; Ni 0,8-1,4%; Ti 0,02-0,1%; Mg 1,2-1,8%; Mn <0,2%; Zn <0,3%; Cr <0,1%

³ Патент РФ № 2446222, публ. 27.03.2012. Хим. состав приведен в таблице 1.1

1. Количественный анализ фазового состава системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc, в том числе для условий неравновесной кристаллизации.
2. Обоснование, с использованием расчетных и экспериментальных методов, оптимального химического состава сплава АЛТЭК, включая определение концентрационных границ появления первичных кристаллов интерметаллидных фаз.
3. Изучение закономерности влияния легирующих элементов на структуру и фазовый состав сплавов типа АЛТЭК в процессе кристаллизации и деформационно-термической обработки.
4. Разработка основы технологического процесса получения слитков из сплава АЛТЭК, в частности методом непрерывного горизонтального литья.
5. Определение базовых механических (в том числе при 300 °С) и физических свойства сплава АЛТЭК сравнительно с марочными сплавами типа 1201

Научная новизна

1. Расчетным и экспериментальным путем проведен количественный анализ фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc, в том числе для условий неравновесной кристаллизации. Показано, что в области концентраций 1-2%Cu, 1-2%Mn, 0,2-0,4%Zr и до 0,1%Sc возможно получить структуру, в которой доля вторичных выделений фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и Al_3Zr (или $Al_3(Zr,Sc)$) существенно больше, чем в марочных сплавах типа 1201. Это предполагает возможность существенного повышения жаропрочности.
2. Показано, что при таких концентрациях легирующих элементов, возможно получить слиток, имеющий в литом состоянии почти однофазную структуру в которой доля эвтектических включений фазы Al_2Cu минимальна, а сами включения имеют глобулярную форму. Такая литая структура благоприятна для проведения деформационной обработки слитков без использования гомогенизации.
3. На примере модельных сплавов системы Al-Cu-Mn обнаружено сложное влияние концентрации меди на удельную электропроводность (УЭП) после разных режимов отжига (от 150 до 600 °С), что можно объяснить сложным влиянием температуры на концентрации Cu и Mn в алюминиевом твердом растворе. Показано, что после отжига при 400-450 °С с увеличением содержания меди в сплаве до 4% включительно наблюдается значительный рост УЭП. В частности, в сплаве Al-1%Mn-1%Cu отжиг при 450 °С приводит к росту УЭП на 34%, по сравнению с литым состоянием, против роста УЭП на 3% у сплава без меди (Al-1%Mn).
4. Изучено влияние режимов термической обработки на твердость и УЭП слитков сплавов типа АЛТЭК и модельных сплавов. Показано, что наилучшего сочетания этих свойств можно добиться при термообработке, включающей отжиг при 400-450 °С, что отвечает максимальному распаду алюминиевого твердого раствора при сохранении размера выделений фазы $L1_2 < 20$ нм.

Практическая значимость работы

1. Обоснован состав алюминиевых сплавов нового поколения типа АЛТЭК на базе систем Al-Cu-Mn-Zr (экономнолегированный) и Al-Cu-Mn-Zr-Sc (для литья крупных слитков).

2. Показано, что при введении в расплав циркония в виде таблетированной лигатуры (80% Zr+20% флюс) и катодной меди (марки М0) в области температур от 750 до 800 °С, в отсутствие перемешивания, устанавливается достаточно медленное выравнивание состава жидкости (гомогенизации расплава) по объему тигля. При повышении температуры до 850 °С усвоение легирующих элементов происходит быстрее. При разработке технологии литья слитков рекомендуется использовать индукционное оборудование.

3. Разработаны технологические рекомендации на плавку, литье и деформационно-термическую обработку алюминиевых сплавов типа АЛТЭК на базе систем Al-Cu-Mn-Zr и Al-Cu-Mn-Zr-Sc, исключаящие гомогенизацию и закалку.

4. Разработан технический регламент на получение слитков. Проведено опытное опробование технологии получения слитков из нового деформируемого сплава АЛТЭК методом непрерывного горизонтального литья в цехе опытного производства ИЦ «ЛТМ» НИТУ «МИСиС».

Апробация работы

По результатам работы был выигран конкурс У.М.Н.И.К. Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере, 7 октября 2011 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС». Доклад на тему диссертационной работы был номинирован на 2-ю Молодежную Премию в области науки и инноваций НИТУ «МИСиС», 20 апреля 2012 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС».

Основные материалы диссертационной работы обсуждены на 66-х, и 67-х днях науки студентов МИСиС (2011, 2012 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС»); 6-ой и 7-ой международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (24-28 октября 2011 года, 11-15 ноября 2013 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС»), международной научно-практической конференции «Перспективы использования инновационных материалов и технологий в промышленности» (25-27 февраля 2015, г. Москва, МВЦ Крокус Экспо) и на научных семинарах кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» (2010 - 2015 гг.).

Результаты диссертации отражены в 8 публикациях, в том числе 3 в журналах, входящие в перечень ВАК. Получено свидетельство о регистрации НОУ-ХАУ (№59-004-2014 ОИС).

Достоверность научных результатов

Достоверность полученных результатов подтверждается использованием современных методик исследования (программа расчёта фазовых диаграмм Thermo-Calc) и аттестованных измерительных установок и приборов (спектрометр ARL 4460, электронные сканирующие микроскопы JEOL JSM-6480LV и Tescan Vega 3, оптический микроскоп Axio Observer MAT, универсальная испытательная машина Zwick/Roell Z250 и др.). Текст диссертации и автореферата проверен на отсутствие плагиата с помощью программы "Антиплагиат" (<http://antiplagiat.ru>).

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 7 глав, общих выводов и 2 приложений. Работа изложена на 211 страницах формата А4, содержит 64 таблицы, 4 формулы, 101 рисунок. Библиографический список включает 145 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Обзор литературы

В обзоре литературы рассмотрены основные системы легирования, структура, свойства марочных жаропрочных сплавов и способы их получения.

Особое внимание уделено современным подходам к легированию жаропрочных сплавов, в том числе и переходными металлами. Наиболее перспективно использование циркония в качестве упрочняющей добавки в новых системах легирования деформируемых сплавов. Для получения максимального эффекта упрочнения необходима технология, отличная от традиционных.

На основе выводов обзора литературы обоснованы задачи по разработке технологии и слитков из нового жаропрочного экономнолегированного алюминиевого деформируемого сплава.

2. Методика исследования

Основными объектами исследования в работе являлись слитки и листы сплавов АЛТЭК и АЛТЭК со скандием, а также экспериментальные модельные сплавы содер-

жащие медь, марганец, цирконий, кремний, железо. Исходя из обзора литературы, объектами сравнения являлись известные марочные деформируемые сплавы (типа 1201 и другие). Химический состав сплавов АЛТЭК и марочных деформируемых сплавов приведен в таблице 1.

Таблица 1- Химический состав экспериментальных сплавов АЛТЭК и марочных деформируемых сплавов

Маркировка сплава	Концентрация, % по массе						
	Cu	Mn	Zr	Sc	Si	Fe	Al
АЛТЭК ⁴	0,9-1,9	1-1,8	0,2-0,6	-	<0,1	<0,4	Осн.
АЛТЭК-Sc ⁴	0,9-1,9	1-1,8	0,2-0,6	0,1	<0,1	<0,4	Осн.

⁴ Патент РФ № 2446222, публ. 27.03.2012

Экспериментальные сплавы готовили в индукционной плавильной печи УИП-100-2,4-0,07 с использованием чистых компонентов и двойных лигатур собственного производства (Al-10%Mn; Al-12,5%Zr; Al-50%Cu) и лигатур производства ООО «Интермикс Мет», Россия и компании «HOESCH», Германия. Контроль химического состава сплавов проводился на эмиссионном спектрометре ARL 4460.

Слитки и деформированные полуфабрикаты исследуемых сплавов подвергались термообработке в муфельных электрических печах SNOL 58/350 и SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры ± 5 °С. Режимы термообработки экспериментальных сплавов приведены в таблице 2).

Таблица 2- Режимы термообработки экспериментальных сплавов

Обозначение	Режим	Обозначение	Режим
S200	200 °С, 3ч	S450	S400+450 °С, 3ч
S250	S200+250 °С, 3ч	S500	S450+500 °С, 3ч
S300	S250+300 °С, 3ч	S550	S500+550 °С, 3ч
S350	S300+350 °С, 3ч	S600	S550+600 °С, 3ч
S400	S350+400 °С, 3ч	-	-

Во время проведения операций деформации и промежуточного отжига (схема приведена на рисунке 1) происходит формирование вторичных дисперсоидов, преимущественно Т-фазы ($\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$) и $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Sc})$, стабилизирующих деформированную структуру полуфабриката.

Для проведения испытаний на растяжение были изготовлены листы, из которых вырезали образцы. Литые слитки подвергали холодной деформации на лабораторном прокатном стане, с усилием обжатия 10 тонн, за период от 9 до 12 проходов с суммарной степенью обжатия от 88 до 96%. Испытания на растяжение всех образцов проводились по ГОСТ 21631-76, измерение твердости по ГОСТ 9012-59.

Электропроводность (Ω) образцов исследовалась на вихревом структуроскопе ВЭ-26НП. Встроенный термометр позволяет учесть влияние температуры окружающей среды и повысить точность измерений.

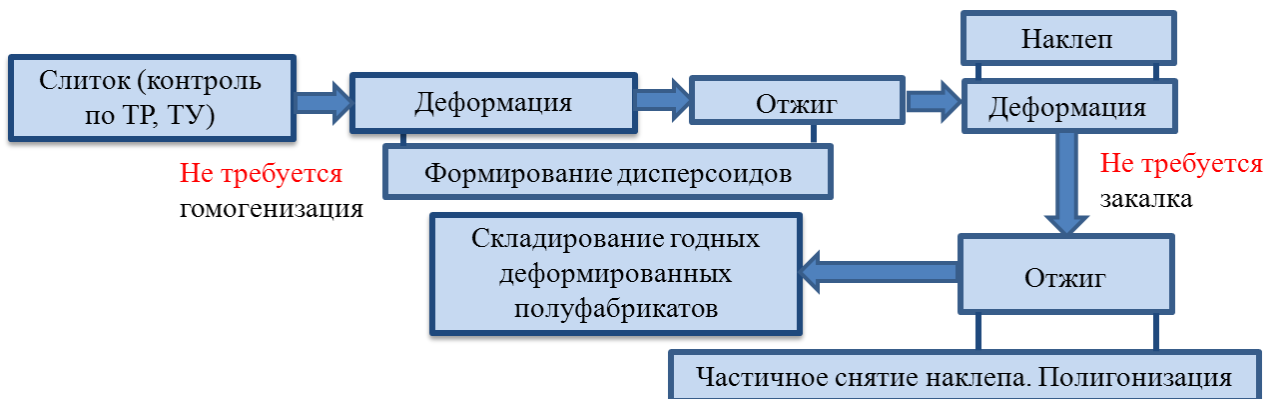


Рисунок 1 - Схема получения деформированных полуфабрикатов из сплавов АЛТЭК

Для проведения прямого термоанализа использовался термоизмеритель ОВЕН ТРМ200. Нагрев образцов сплавов проводился в силитовой печи сопротивления СШОЛ 0,02 в алундовом тигле.

Изучение усвоения циркония и меди в алюминиевом сплаве проводилось в лабораторном миксере LAC 90/13. Объектами исследования являлись: таблетированная лигатура (80% цирконий, 20% флюс) производства компании «HOESCH», Германия и катодная медь марки М0, Россия.

Определение плотности (ρ) проводилось методом гидростатического взвешивания при помощи комплекса аналитического оборудования AND HR-202i.

Оценка свариваемости образцов определялась при помощи ручной аргонодуговой сварки на сварочном инверторе ESAB caddy tig 2200i AC/DC. В качестве присадочной проволоки использовались прутки, полученные из сплава АЛТЭК. Стыковые соединения образцов сваривали без разделки кромок (тип С6, ГОСТ 14806-69).

Оценка в литых изделиях внутренних (скрытых) дефектов, таких как: поры, неметаллические включения, раковины и т.п. проводилась рентгентелевизионной системой FILIN-239/225.FP2020.C-ARM.

Металлографические исследования проводились на световом микроскопе Axio Observer MAT и электронных сканирующих микроскопах JSM-6610LV и TESCAN VEGA 3, которые укомплектованы энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments и программным обеспечением (INCA Energy и Aztec соответственно). Изучение тонкой структуры проводилось на просвечивающем электронном микроскопе высокого разрешения JEM2100 с ускоряющим напряжением равном 200 кВ.

3. Расчетный анализ фазового состава сплавов на базе системы Al-Cu-Mn-Zr с целью обоснования состава жаропрочного алюминиевого сплава

Область концентраций для расчета фазового состава была выбрана на основе качественного анализа тройных и четверных диаграмм системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc. Из литературных данных и предварительных экспериментальных результатов следует, что для разработки новой термически стабильной деформируемой алюминиевой композиции наилучшим образом удовлетворяет система Al-Cu-Mn. Стоит отметить, что на базе этой системы разработан ряд жаропрочных алюминиевых сплавов однако, как уже говорилось, их рабочие температуры не превышают 250 °С. Известно, что высокая жаропрочность сплавов на основе системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc обеспечивается вторичными выделениями, в частности, фаз $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и $\text{Al}_3\text{Zr}/\text{Al}_3(\text{Zr},\text{Sc}) (\text{L}1_2)$, за счет их высокой стойкости к нагреву вплоть до температуры равной 300 °С. При более высоких температурах происходит существенное снижение механических свойств, что связано с огрублением основной фазы-упрочнителя Al_2Cu . С учетом этого, состав новой композиции преимущественно должен обеспечить максимальное содержание фаз $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_3Zr .

Первичные кристаллы интерметаллидов образуются при сравнительно небольших концентрациях переходных металлов, поэтому на первом этапе рассчитывалась поверхность границы ликвидуса для тройной системы Al-Cu-Mn. Обнаружено, что с увеличением содержания меди граница появления первичных кристаллов марганецсодержащих фаз ($\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_6Mn) сдвигается в сторону меньших концентрации марганца. Этот результат является первым доводом в пользу экономнолегированного (в частном случае по меди) сплава АЛТЭК по сравнению со сплавами типа 1201, содержащими более 6% меди.

В системе Al-Cu-Mn расчет границ солидуса также показывает, что с повышением содержания меди (до 5,7%) существенно снижается растворимость марганца в алюминиевом твердом растворе (Al). Расчет параметров кристаллизации сплава АЛТЭК показывает, что небольшие добавки циркония и скандия почти не влияют на характер кристаллизации сплава. В неравновесных условиях кристаллизации растворимость марганца в алюминии возрастает и образование тройного соединения подавляется. Поэтому в таких сплавах вместе с (Al) существует фаза Al_2Cu , которая образуется по эвтектической реакции при 547 °С. Добавки Mn, Zr и Sc (в рамках состава сплава АЛТЭК) в литом состоянии полностью входят в (Al).

Из анализа политермических разрезов системы Al-Cu-Mn-Zr следует, что медь и марганец оказывают незначительное влияние на температуру ликвидуса, которая определяется лишь концентрацией циркония в сплаве (рисунок 2). Так при 0,4% Zr температура ликвидуса повышается до ~800 °С. С увеличением концентрации меди происходит заметное снижение температуры солидуса (T_s). Цирконий в алюминиевых сплавах при кристаллизации должен распределяется в (Al). Появление первичных кри-

сталлов фазы Al_3Zr (D0_{23}) является недопустимым, а предотвращение их образования может контролироваться использованием соответствующих режимов при литье. Температура литья (в частности, при непрерывном литье температура непосредственно у входа в кристаллизатор) должна быть не ниже 850°C , скорость охлаждения при кристаллизации сплава должна быть не менее $10^\circ\text{C}/\text{с}$.

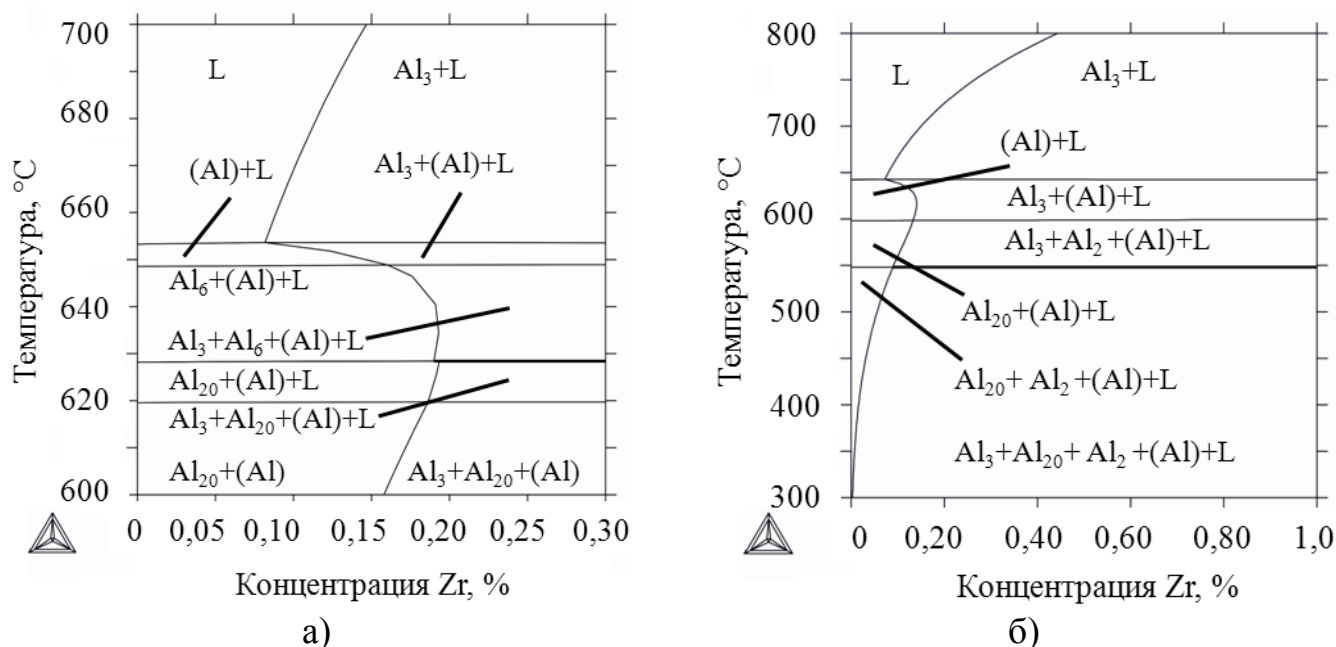


Рисунок 2 - Политермические разрезы системы Al-Cu-Mn-Zr при 2%Cu и 1,5%Mn (а); 6,5%Cu и 0,5%Mn (б) (сокращения на разрезах: Al_3 - Al_3Zr ; Al_2 - Al_2Cu ; Al_{20} - $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$; Al_6 - Al_6Mn)

Из анализа изотермического сечения системы Al-Cu-Mn при 450°C и 0,4%Zr, (рисунок 3а) следует, что оптимальная микроструктура может быть достигнута в области концентраций от 1 до 2,5% Cu и от 1 до 2% Mn. При этом медь и марганец распределяются между (Al) и соединениями $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_3Zr (т.е. фазы Al_6Mn и Al_2Cu отсутствуют). Из политермического разреза этой четверной системы при 2%Cu и 0,4%Zr (рисунок 3б) следует, что снижение температуры ниже 450°C не должно приводить к столь значимым изменениям фазового состава сплавов рассматриваемой области концентраций.

Из результатов расчета неравновесной кристаллизации следует, что в слитках сплава АЛТЭК можно реализовать почти однофазную структуру (с минимальным количеством фазы Al_2Cu эвтектического происхождения), что позволяет обеспечить высокие деформационные характеристики (в частности, при проведении операции холодной деформации) без использования гомогенизации.

Расчет объемных долей фаз показывает, что при характерных температурах термообработки возможно существенно увеличить объемную долю фаз-упрочнителей

$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_3Zr в сплаве АЛТЭК по сравнению со сплавами типа 1201. Расчетные значения объемной доли вторичных выделений приведены в таблице 3.

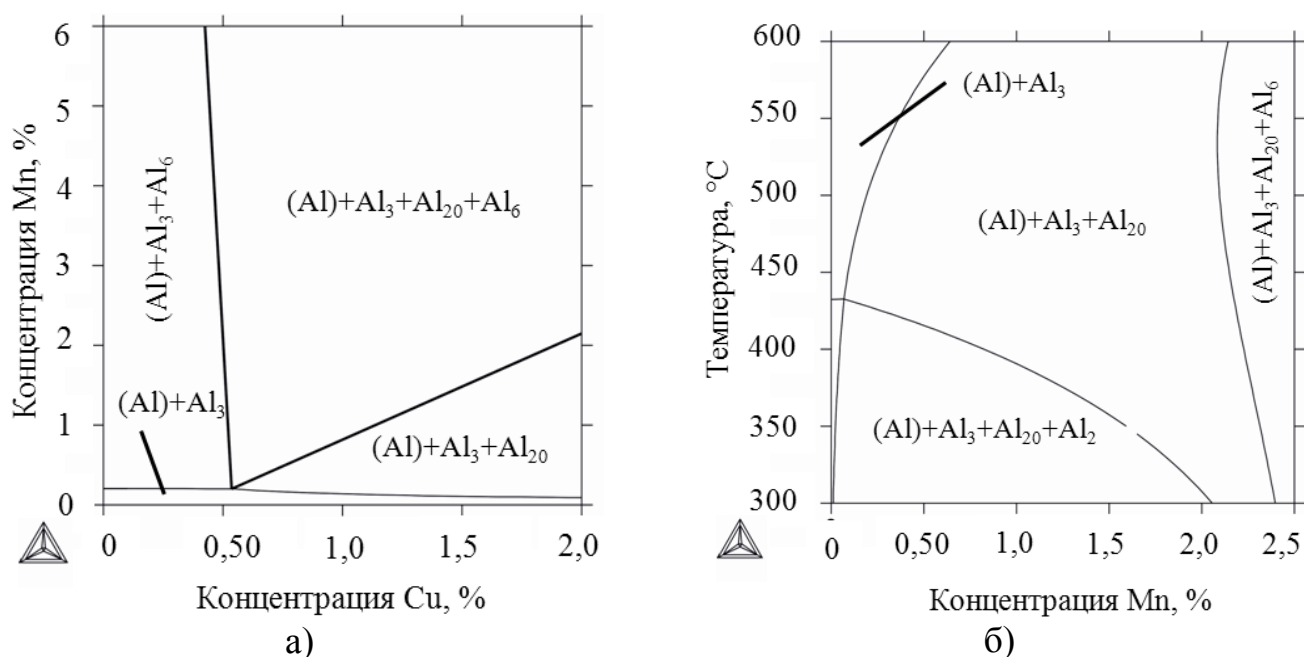


Рисунок 3- Изотермический при 0,4 % Zr и 450 °C (а) и политермический при 0,4% Zr и 2% Cu (б) разрезы системы Al-Cu-Mn-Zr (сокращения на разрезах: Al_3 - Al_3Zr ; Al_2 - Al_2Cu ; Al_{20} - $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$; Al_6 - Al_6Mn)

Таблица 3 - Расчетные значения объемных долей вторичных выделений

Сплав	T, °C	Q _v вторичных выделений в Al-матрице (об.%)		
		Al_2Cu	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_3\text{Mn}_2$	$\text{Al}_3\text{Zr}(\text{Ll}_2)$
1201 ⁵	540	0,00	0,43	0,14
	350	5,16	1,09	0,17
	200	5,94	1,18	0,24
2Cu1,6Mn	350	0,00	4,35	0,00
АЛТЭК ⁶	350	0,00	4,35	0,43

⁵1201(Al-6,3%Cu-0,3%Mn-0,2%Zr)

⁶АЛТЭК (Al-2%Cu-1,6%Mn-0,4%Zr)

Таким образом, при рабочих температурах сплав АЛТЭК содержит только фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_3Zr в отличие от марочных сплавов, в которых матрица содержит в основном вторичные выделения фазы Al_2Cu . Именно это различие и предполагает более высокую жаропрочность экспериментальных сплавов. Следует отметить, что в микроструктуре сплавов типа 1201 в литом состоянии может наблюдаться высокое количество фазы Al_2Cu , что потребует проведение операции гомогенизации для её растворения, в отличие от алюминиевого сплава АЛТЭК, где количество этой фазы существенно меньше.

4. Исследование влияния легирующих элементов и примесей на литую структуру слитков сплава АЛТЭК

Кристаллизация сплава АЛТЭК начинается с образования первичных кристаллов (Al), затем происходит выделение фазы Al_2Cu по эвтектической реакции $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu}$ (при 547°C), которая определяет завершение кристаллизации. В экспериментальных сплавах с концентрацией меди не более 5%, эта реакция является полностью неравновесной. Это следует из политермического сечения диаграммы Al-Cu-Mn при 1% Mn, которое приведено на рисунке 4.

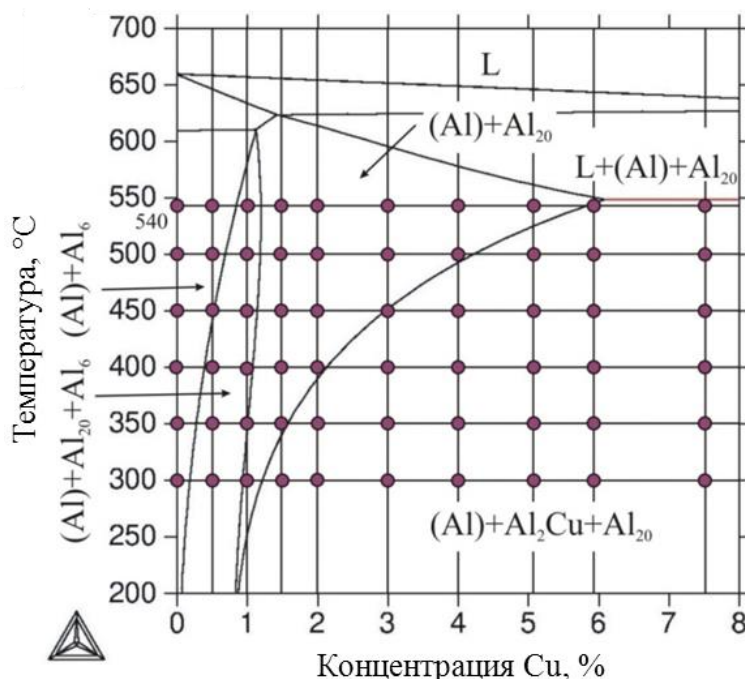


Рисунок 4 - Политермический разрез системы Al-Cu-Mn при 1% Mn (точками отмечены состояния экспериментальных сплавов при температурах отжига; сокращения на разрезе Al_{20} - $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, Al_6 - Al_6Mn)

По величине площадки на рассчитанных кривых можно оценить количество эвтектики $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu}$. При 0,5%Cu оно составляет около 1%, а при 7%Cu – более 14%. Типичные зависимости массовой доли твердых фаз (Q) от температуры для условий неравновесной кристаллизации, рассчитанные по программе Thermo-Calc (модель Шейля-Гулливера), приведены на рисунке 5.

Основными объектами для проведения прямого термического анализа были слитки сплавов системы Al-Cu-Mn, с постоянной концентрацией марганца равной 1% и концентрацией меди от 0 до 7%. Экспериментальные результаты, отраженные на рисунке 6, показывают в целом хорошее соответствие с результатами расчета. Из-за ограниченной чувствительности экспериментальной методики, площадка на кривой охлаждения, отвечающая эвтектической реакции $\text{L} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu}$, фиксировалась только в сплавах, начиная с 3%Cu. При больших концентрациях меди можно увидеть чет-

кую корреляцию между экспериментальными и расчетными величинами доли эвтектики. Оставшаяся медь (т.е. не связанная в эвтектику), очевидно, должна находиться в (Al), если скорость охлаждения после затвердевания достаточно велика для предотвращения формирования вторичных выделений фазы Al_2Cu . Экспериментальные данные по анализу микроструктуры и определению состава (Al) подтверждают выше сказанное.

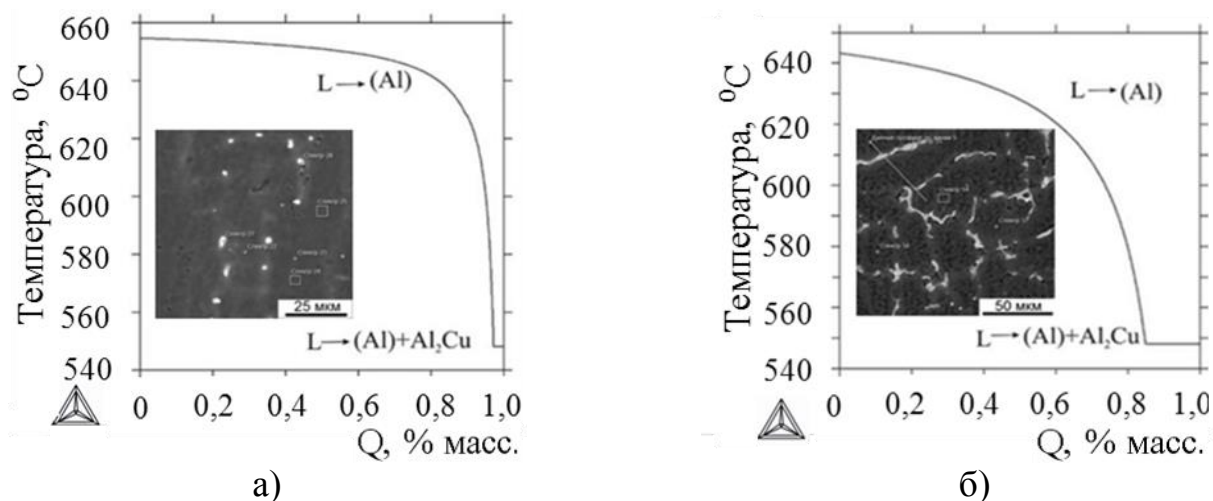


Рисунок 5 - Кривые неравновесной кристаллизации экспериментальных сплавов, рассчитанные по модели Шейля-Гулливера: а) Al-1%Mn-1,5%Cu, б) Al-1%Mn-7%Cu

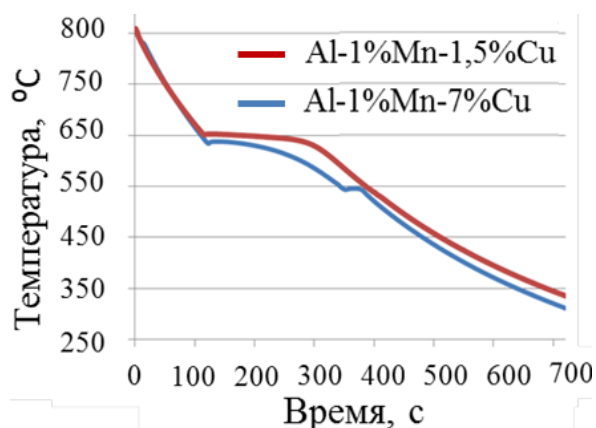


Рисунок 6 - Кривые охлаждения экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn

Результаты металлографического анализа сплавов системы Al-Cu-Mn показывают, медь оказывает существенное влияние на микроструктуру в литом состоянии. С ростом содержания меди в сплаве увеличивается количество фазы Al_2Cu эвтектического происхождения и меняется ее морфология (рисунок 7). Марганец во всех сплавах в процессе неравновесной кристаллизации полностью фиксируется в (Al) и не образует избыточных фаз. Поэтому его концентрация в (Al) в литом состоянии равна его концентрации в сплаве, т.е. около 1 %. Сплав без меди (Al-1%Mn) имеет однофазную

структуру, а в остальных сплавах присутствует фаза Al_2Cu эвтектического происхождения.

Так при концентрации меди до 1,5% фаза Al_2Cu наблюдается в виде компактных включений. При 2%Cu появляются отдельные включения вытянутой формы, с ростом концентрации меди количество прожилок увеличивается. Поскольку фаза Al_2Cu отличается хрупкостью, то слиток с подобной структурой не годится для деформационной обработки.

Следует отметить, что в сплавах типа 1201 (им близки экспериментальные сплавы $Al-1\%Mn-6\%Cu$ и $Al-1\%Mn-7\%Cu$), некоторое количество включений фазы Al_2Cu остается и после гомогенизации. Из этого следует, что структура нетермообработанных слитков сплавов с низким содержанием меди (т.е. основа сплавов типа АЛТЭК) представляется более подходящей для деформации, чем структура гомогенизированных слитков промышленных сплавов, содержащих более 5%Cu.

По совокупности полученных данных показано, что оптимальная концентрация меди должна находиться в пределах от 1 до 1,5%. Такая концентрация позволяет получить в литом состоянии микроструктуру, благоприятную для проведения деформационной обработки слитков, без гомогенизации и способствует наиболее полному выделению марганца в виде вторичных выделений фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$, положительно влияющих на жаропрочность сплава.

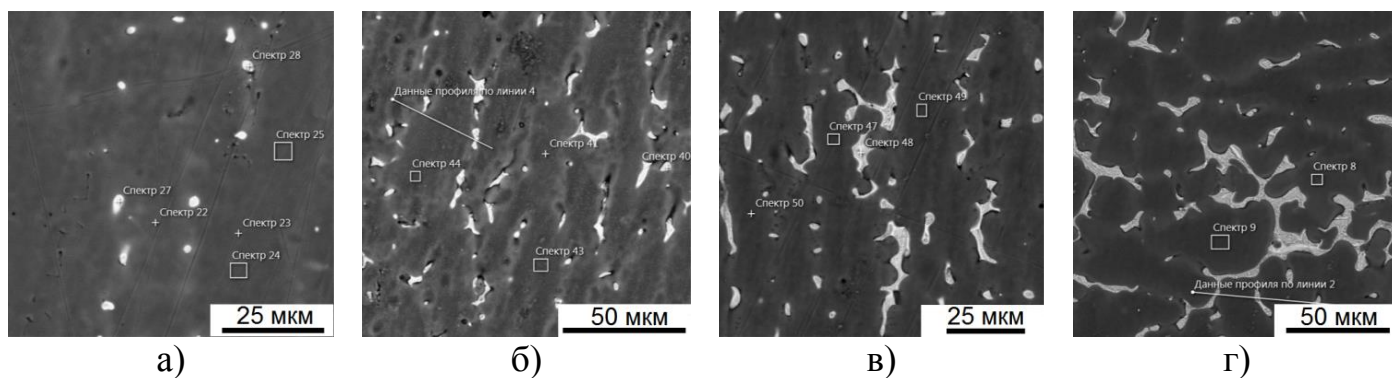


Рисунок 7 - Микроструктура экспериментальных сплавов системы $Al-Cu-Mn$ в литом состоянии (СЭМ): а) $Al-1\%Mn-1,5\%Cu$; б) $Al-1\%Mn-4\%Cu$; в) $Al-1\%Mn-5\%Cu$; г) $Al-1\%Mn-7\%Cu$

Для изучения растворимости циркония и меди в алюминиевом расплаве в качестве основы использовался низколегированный сплав марки АМц, содержащий 1,5%Mn, с расчетными концентрациями Zr и Cu равными 0,3% и 1,5% соответственно. Сплавы изготавливались в графито-шамотном тигле в лабораторном миксере LAC 90/13, в отсутствии принудительного перемешивания, навеска каждой плавки была равна 5 кг. Легирующие элементы вводились под зеркало расплава в алюминиевой фольге (в виде таблетированной лигатуры (80% цирконий, 20% флюс) производства компании «HOESCH», Германия и катодной меди марки М0, Россия). Анализ химиче-

ского состава проб после введения легирующих элементов показывает непрерывное увеличение меди и циркония в алюминиевом расплаве с увеличением времени выдержки (рис. 8). Общий вес пробы не превышал 0,5 % от общей массы плавки. Уравнения зависимости концентрации легирующих элементов в расплаве приведены в таблице 4.

При введении легирующих элементов в расплав, имеющего температуру 750 и 800 °С, расчетные (заданные) концентрации меди и циркония так и не были достигнуты по окончании двух часов. Это указывает на достаточно медленное выравнивание состава жидкости (гомогенизации расплава) по объему тигля в условиях отсутствия принудительного перемешивания. При введении легирующих элементов при температуре расплава 850 °С усвоение происходит намного быстрее и, с одной стороны, расчетная концентрация циркония была достигнута по истечению полуторачасовой выдержки. С другой стороны, расчетная концентрация меди так и не была достигнута по истечению двухчасовой выдержки. Такое усвоение расплавом меди и циркония необходимо учитывать при разработке технологии.

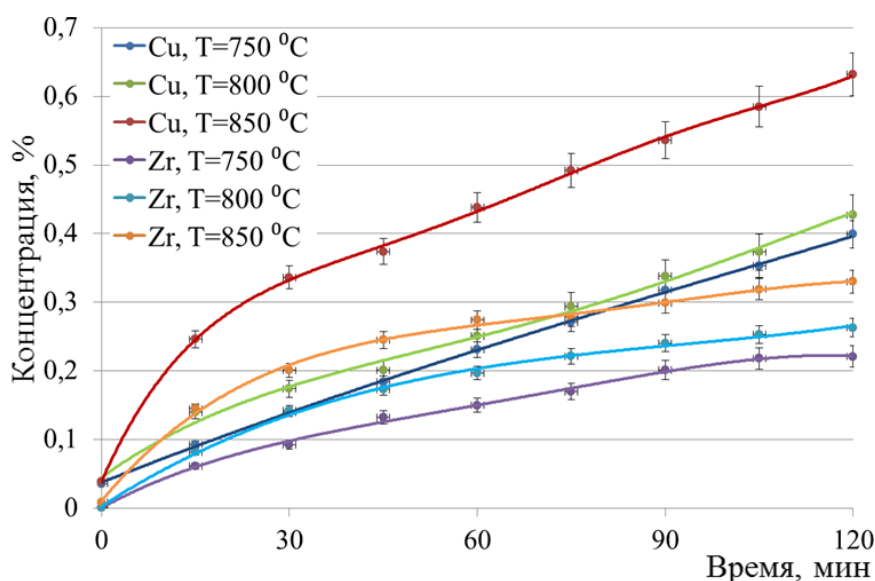


Рисунок 8 - Кинетические зависимости концентрации легирующих элементов (меди, циркония) в расплаве при введении на разных температурах

Таблица 4 – Уравнения зависимости концентрации легирующих элементов в расплаве при введении на разных температурах

Элемент	T, °C	Уравнение	Коэф. достоверности аппроксимации, R ²
Cu	750	$C_{Cu} = -3E-06 \cdot \tau^2 + 0,0034 \cdot \tau + 0,039$	0,9996
Cu	800	$C_{Cu} = 2E-07 \cdot \tau^3 - 3E-05 \cdot \tau^2 + 0,0049 \cdot \tau + 0,0513$	0,9940
Cu	850	$C_{Cu} = 5E-07 \cdot \tau^3 - 0,0001 \cdot \tau^2 + 0,0119 \cdot \tau + 0,059$	0,9924
Zr	750	$C_{Zr} = -1E-05 \cdot \tau^2 + 0,0031 \cdot \tau + 0,008$	0,9926
Zr	800	$C_{Zr} = 2E-07 \cdot \tau^3 - 5E-05 \cdot \tau^2 + 0,0059 \cdot \tau + 0,0031$	0,9977
Zr	850	$C_{Zr} = 4E-07 \cdot \tau^3 - 0,0001 \cdot \tau^2 + 0,009 \cdot \tau + 0,0167$	0,9935

5. Исследования процесса образования марганец-содержащих дисперсоидов, наночастиц фазы $L1_2$ и оптимизация режимов деформационно-термической обработки

Исходя из того, что между степенью легированности (Al) и значением УЭП имеется сильная связь, в работе строилась зависимость изменения величины УЭП от концентрации меди на модельных сплавах системы Al-Cu-Mn (рис.9). Уравнения зависимости УЭП от концентрации меди приведены в таблице 5.

Сплавы подвергались серии отжигов в интервале температур от 150 до 600 °С с шагом 50 °С и выдержкой на каждой ступени в течении трех часов. Для каждого режима измерялись УЭП и твердость. Из рисунка 9 следует, что в литом состоянии медь снижает значение УЭП, что вполне объяснимо: при одинаковой концентрации марганца (1%), увеличение концентрации Cu в сплаве увеличивается и ее концентрация в (Al).

После отжига по режиму S300 влияние меди снижается, а после отжига по режиму S350 намечается даже рост УЭП. С ростом температуры изменения становятся более существенными. В частности, в сплаве с 1%Cu отжиг по режиму S450 приводит к росту УЭП на 34% по сравнению с литым состоянием против 3% у сплава без меди. Следует также отметить, что отжиг при 540 °С выявляет снижение УЭП, начиная с 3% Cu. Эти сложные зависимости можно объяснить конфликтованием разных процессов: растворением Cu в (Al), формированием выделений Al_2Cu (при низких температурах) и формированием Mn-содержащих дисперсоидов.

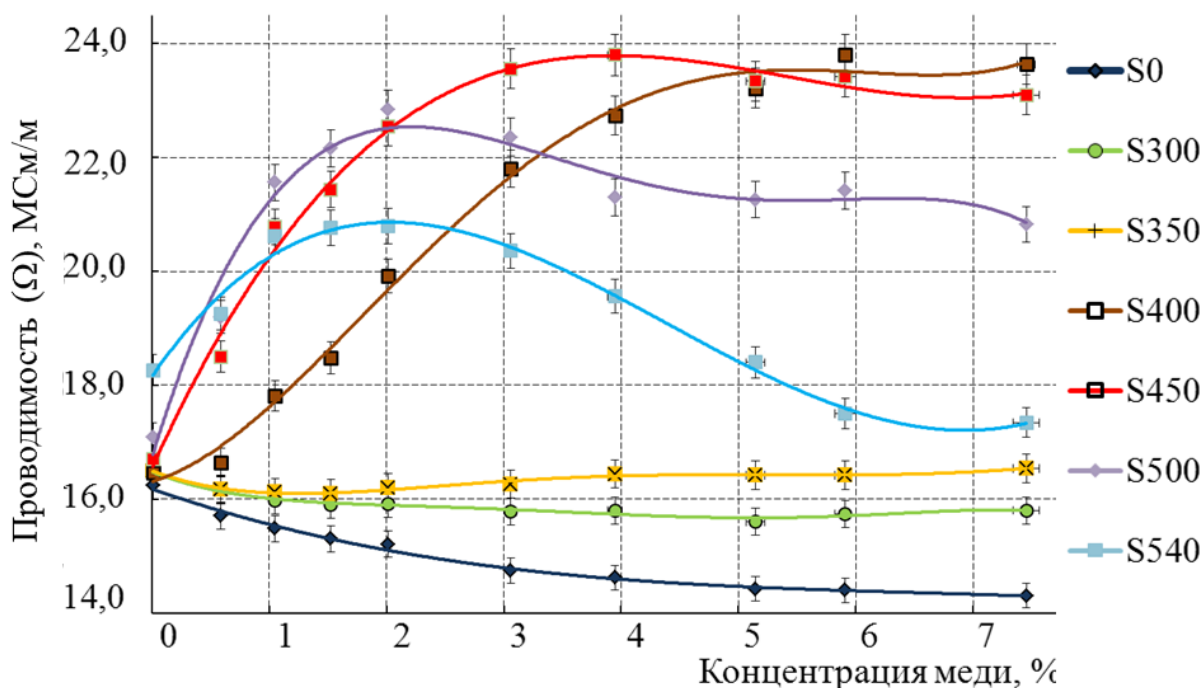


Рисунок 9 - Зависимости электропроводности от концентрации меди (при 1% Mn) при разных температурах отжига

Таблица 5 – Уравнения зависимости УЭП от концентрации меди (при 1% Mn) при разных температурах отжига

Режим отжига	Уравнение	Коэф. достоверности аппроксимации, R^2
S0	$\Omega = -0,0051 \cdot C^3 + 0,1008 \cdot C^2 - 0,719 \cdot C + 16,181$	0,9920
S300	$\Omega = -0,0037 \cdot C^3 + 0,0691 \cdot C^2 - 0,3922 \cdot C + 16,405$	0,9805
S350	$\Omega = -0,0077 \cdot C^3 + 0,0967 \cdot C^2 - 0,2811 \cdot C + 16,39$	0,9899
S400	$\Omega = -0,0155 \cdot C^3 - 0,0066 \cdot C^2 + 1,9223 \cdot C + 15,98$	0,9948
S450	$\Omega = 0,0559 \cdot C^3 - 0,9089 \cdot C^2 + 4,5554 \cdot C + 16,535$	0,9919
S500	$\Omega = -0,0222 \cdot C^4 + 0,4153 \cdot C^3 - 2,7038 \cdot C^2 + 6,8228 \cdot C + 16,714$	0,9862
S540	$\Omega = 0,0671 \cdot C^3 - 0,9007 \cdot C^2 + 2,8716 \cdot C + 18,181$	0,9943

Также для экспериментального изучения были приготовлены листы модельных сплавов системы Al-Zr. Фазовые изменения, происходящие в процессе отжига, сильно сказываются на электропроводности (рис. 10).

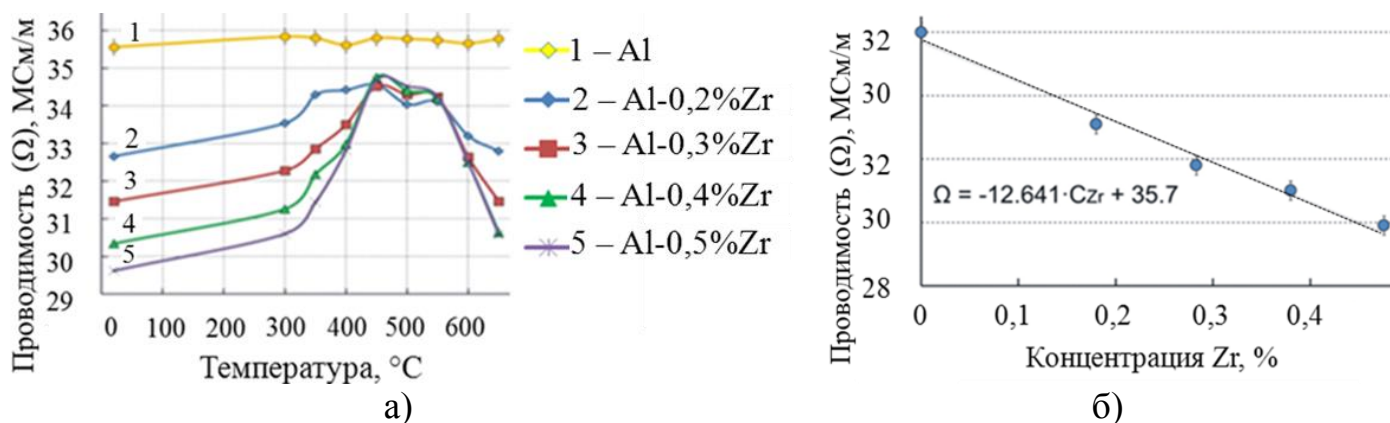


Рисунок 10 - Зависимость УЭП сплавов системы Al-Zr от температуры последней ступени отжига (а) и от концентрации циркония в литом состоянии (б)

Прежде всего, это относится к растворимости циркония, которая сильно зависит от температуры. Из рисунка 10а следует, что при использовании многоступенчатого отжига максимальное значение УЭП достигается при 450 °C, что можно объяснить максимальным снижением концентрации циркония в алюминиевом твердом растворе ($C_{Zr-(Al)}$). Это не согласуется с расчетными данными по метастабильному варианту, согласно которым величина $C_{Zr-(Al)}$ при этой температуре весьма значительна. Этому можно найти два объяснения. Во-первых, при низких температурах (ниже температуры равной 400 °C) диффузия циркония в (Al) сравнительно мала, поэтому процесс полного распада требует существенно большего времени. Во-вторых, база TTAL5, вероятно, дает завышенные значения растворимости Zr в (Al) для метастабильного варианта.

Более наглядно влияние величины C_{Zr} на изменение УЭП отражено на рисунке 10б. В исходном состоянии зависимость между изменением УЭП и C_{Zr} близка к линейной (с небольшим отклонением в сторону снижения при повышенных значениях C_{Zr}).

Это можно объяснить тем, что в процессе получения листов цирконий, в основном, остался в (Al) и только в сплавах Al-0,4%Zr и Al-0,5%Zr, вероятно, прошел небольшой распад. Зависимость УЭП - C_{Zr} для состояния S350 имеет близкий характер, но сами значения УЭП выше, что свидетельствует о частичном выделении циркония в (Al). Наиболее интересная зависимость наблюдается в состоянии S450, в котором величина УЭП практически не зависит от C_{Zr} . Из этого можно заключить, что влияние вторичных выделений Al_3Zr на УЭП намного меньше по сравнению с влиянием $C_{Zr-(Al)}$. Это следует из того, что экспериментальные сплавы в этом состоянии отличаются только количеством цирконий-содержащих частиц. После отжига при 650 °C разница между сплавами также обусловлена величиной $C_{Zr-(Al)}$, которая согласно диаграмме Al-Zr может достигать 0,28 %.

Структура сплава АЛТЭК после отжига при температуре 300 °C характеризуется наличием фаз-упрочнителей в частности, $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и Al_3Zr ($L1_2$), что обеспечит высокий уровень механических свойств. В качестве примера показана тонкая структура после отжига по режиму S300 (рис.11). Изучение тонкой структуры термообработанных полуфабрикатов (в виде листов) из сплава АЛТЭК проводилось на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ). При этой температуре присутствуют наночастицы метастабильной фазы Al_3Zr $L1_2$, средний размер этих частиц не превышает 10 нм (рисунок 11а,б). Выявление частиц фазы Al_3Zr крайне затруднено, поскольку они часто располагаются в дислокационных скоплениях. Нагрев свыше 450 °C приводит к существенному разупрочнению, что обусловлено огрублением фазы Al_3Zr , а затем трансформация в стабильную фазу $D0_{23}$. После отжига при 600 °C размер выделений стабильной фазы $D0_{23}$ достигает 1-2 мкм, что позволяет их наблюдать методом СЭМ. Поэтому использование высокотемпературных режимов нецелесообразно. Дисперсоиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$ существенно крупнее, они имеют вид стержней, размер этих частиц находится в диапазоне 100-200 нм (рисунок 11в).

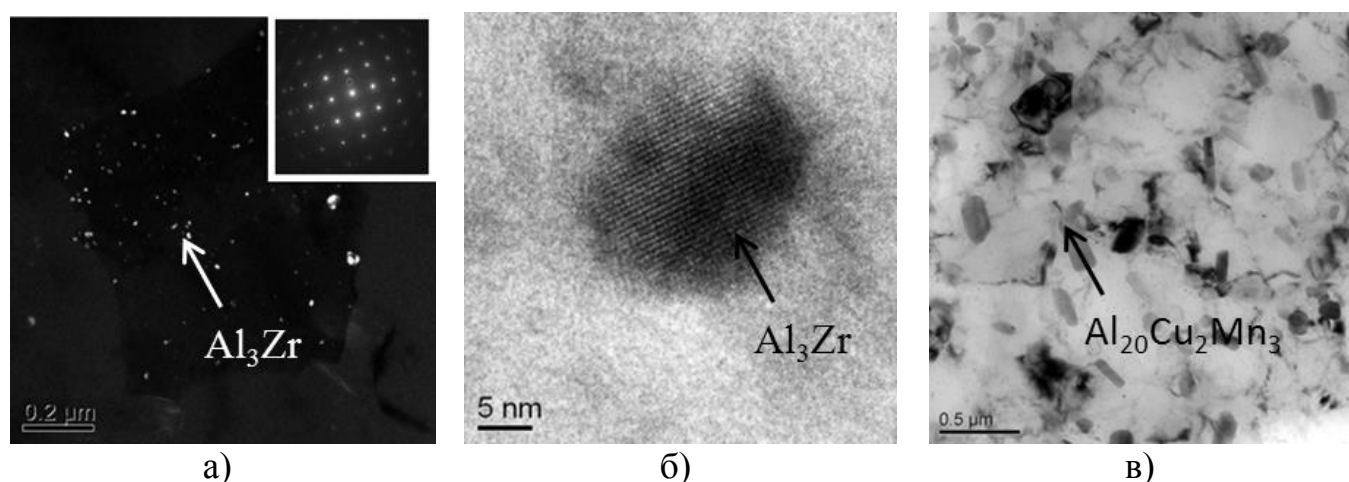


Рисунок 11 - Вторичные выделения фаз Al_3Zr $L1_2$ (а,б) и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (в) в сплаве АЛТЭК после отжига по режиму S300 (ПЭМ)

6. Опробование технологии производства слитков из алюминиевого деформируемого сплава АЛТЭК

В этой части работы была поставлена задача опробовать технологию получения слитков сплава АЛТЭК методом непрерывного горизонтального литья, обеспечивающих структуру, рассмотренную выше. В ходе работ был спроектирован и изготовлен металлоприемник, который представлял собой теплоизолированный графито-шамотный тигель на 50 марок (по меди) с установленным кристаллизатором. Конструкция позволяет поддерживать температуру перелитого расплава подающегося в кристаллизатор не ниже 950 °С, что является одним из ключевых условий для работы с алюминиевыми сплавами, легированными цирконием. Кристаллизатором металлоприемника является сварной водоохлаждаемый кожух с рабочей графитовой втулкой, свободный конец которой выступает в полость металлоприемника. Охлаждение кристаллизатора водяное, принудительное. При помощи проходного расходомера и термопара точно контролировались параметры водяного охлаждения. При выборе способа введения Zr в расплав была учтена его концентрация в сплаве, зависимость усвоения легирующих элементов в алюминиевом расплаве от температуры в условиях отсутствия интенсивного перемешивания (рисунок 8) и другие особенности (в частности размер интерметаллидов в Zr-содержащей лигатуре). Сплав АЛТЭК готовили в индукционной плавильной печи УИП-100-2,4-0,07, исходными шихтовыми материалами являлись: алюминий марки А7Е (ГОСТ 11069-2001), лигатура Al-50%Cu (собств. производства), лигатура Al-10%Mn (собств. производства), лигатура Al-3,5%Zr (собств. производства).

Перелив расплава в металлоприемник производился при температуре равной 950°С, после перелива с зеркала металла снимался шлак и засыпался покровный флюс. Далее начиналась операция литья цилиндрических слитков, диаметром 45 мм. Режимы литья слитков приведены в таблице 6. Производство слитков из сплава типа АЛТЭК требует жесткого соблюдения всех технологических параметров. Были разработаны технологические рекомендации (ТР) «Слитки из алюминиевого сплава АЛТЭК», согласно разработанным ТР и проводилось литье слитков сплава АЛТЭК (рис. 12). При строгом соблюдении разработанной ТР были получены годные слитки, на которых отсутствовали дефекты литейного происхождения. Образец слитка и макроструктура приведены на рисунках 13а и 13б соответственно.

Таблица 6 - Режимы литья слитков сплава АЛТЭК

Ø слитка, мм	T _{ме} , °С	V _{литья} , мм/мин	Шаг, мм	τ паузы, с	Реверс, мм	P _{воды} , кгс/мм ²
45	850-870	200-330	20-25	4,5-6	1	0,3-0,5

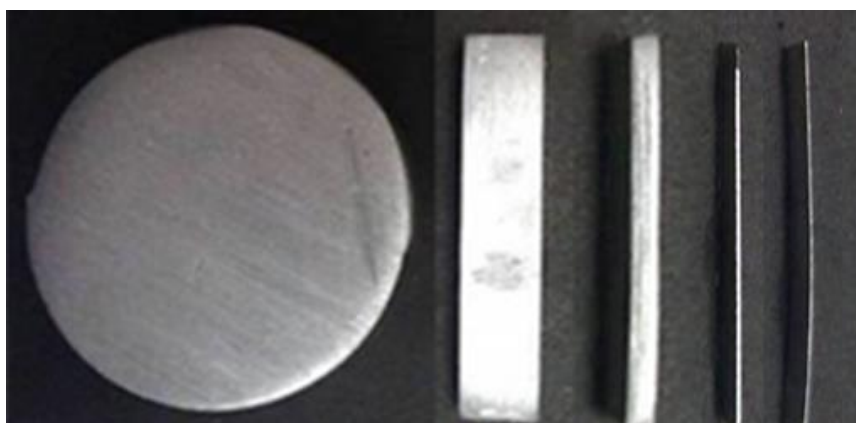


а)

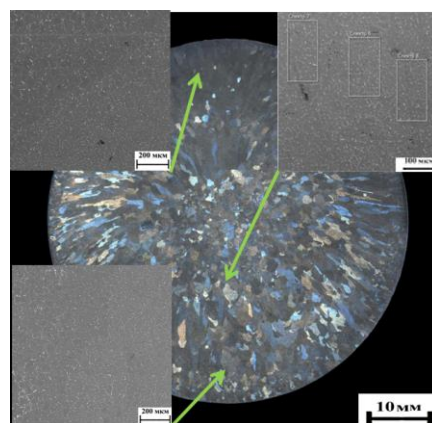


б)

Рисунок 12 - Литье слитка сплава АЛТЭК: а) начало литья слитка, б) отлитый слиток длиной два метра



а)



б)

Рисунок 13 - Слиток сплава АЛТЭК: а) слиток и листы из сплава АЛТЭК; б) структура слитка (СЭМ)

Анализ литой структуры слитка сплава АЛТЭК, полученного методом непрерывного литья показал следующее: структура состоит из (Al) и минимального количества включений фазы Al_2Cu (т.е. аналогичная той, которая показана на рисунке 7а). Из этого следует, что слиток с такой структурой может быть подвергнут деформационной обработке без гомогенизации. В качестве примера высокой технологичности сплава АЛТЭК на рисунке 13а приведены листы, полученные из цилиндрического слитка (слиток $\varnothing 45\text{мм}$, прокатка при 450°C , 6 проходов ($\epsilon=78\%$) - лист 10 мм, холодная прокатка (ХП), 5 проходов ($\epsilon=70\%$) - лист 3 мм, ХП, 5 проходов ($\epsilon=77\%$) - лист 0,6 мм).

7. Определение физических, механических и эксплуатационных свойств сплава АЛТЭК

Завершающим этапом в работе было определение механических, физических и эксплуатационных свойств (в том числе после стабилизирующего нагрева при 300 °С) сплава АЛТЭК сравнительно с и марочным сплавом 1201.

При изучении влияния режимов термообработки на структуру деформированного полуфабриката (в виде листа) сплава АЛТЭК также наблюдается сложная зависимость свойств от режимов отжига. В нагартованном состоянии значение УЭП листа равно 17,5 МСм/м, это очевидно связано с тем, что распад пересыщенного (Al) проходит с образованием дисперсоидов Al_3Zr и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. С повышением температуры наблюдается рост значения УЭП. После отжига при 300 °С значения УЭП на 69% выше, чем в нагартованном состоянии.

Поскольку УЭП является сильно структурно чувствительной характеристикой, то данная методика использовалась при изучении влияния режимов термообработки на структурные изменения в слитке. При низкотемпературном отжиге (200 °С) значение УЭП практически не меняется. При более высоких температурах (до 350 °С) выявляется некоторое снижение значений УЭП.

При помощи рентгентелевизионной системы FILIN-239/225.FP2020.C-ARM в литых слитках, диаметром 45 мм, сплава АЛТЭК проводилось изучение внутренних (скрытых) дефектов. Контроль проводился на слитке, полученного методом непрерывного литья, длиной 1500 мм (рисунок 15а), который был разбит на пять участков. На снимках слитка сплава АЛТЭК в поперечном направлении скрытые дефекты в виде усадочных пор, неметаллических включений, ликвации отсутствуют (рисунок 15б). При получении продольных снимков поверхность никак не обрабатывалась. Для изучения скрытых дефектов в поперечном направлении, были вырезаны темплеты шириной равной 60 мм, поверхность которых подвергалась механической полировке. На снимках этих темплетов (рисунок 15в) также отсутствуют скрытые дефекты в виде усадочных пор, неметаллических включений, ликвации.

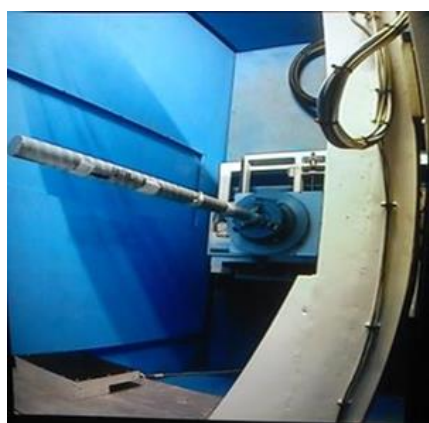
В работе была оценена свариваемость деформированных полуфабрикатов из сплава АЛТЭК. Сварные соединения на листах толщиной 4 мм формировались хорошо при сварке в аргоне. Лицевая поверхность шва покрывалась налетом, характерным для сварных соединений сплава. Проплав имел блестящую неокисленную поверхность. Из результатов металлографического анализа следует, что при проведении качественной аргоно-дуговой сварки, возможно получить микроструктуру сварного соединения, ничем не отличающуюся от микроструктуры основного металла (за исключением более мелкого размера зерна в области шва).

Из полученных результатов можно сделать вывод о том, что при соблюдении технологических режимов плавки и литья можно получить качественный, однородный

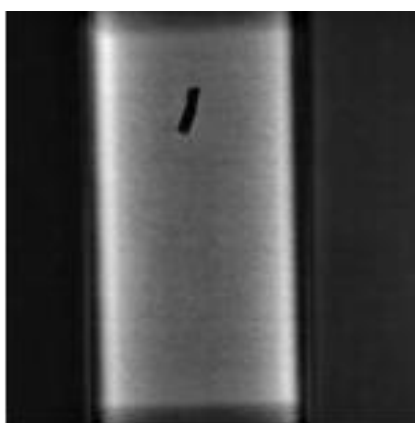
и бездефектный слиток, который будет удовлетворять основным качественным требованиям:

1. соответствие химического состава сплава заданному;
2. отсутствие на поверхности и внутри слитков трещин, оксидных плен и газонаполненных или крупных усадочных пор;
3. отсутствие в структуре первичных кристаллов фазы Al_3Zr ;
4. отсутствие в структуре грубых дефектов в виде крупных кристаллов, в частности, иглообразных включений Fe-содержащих фаз.

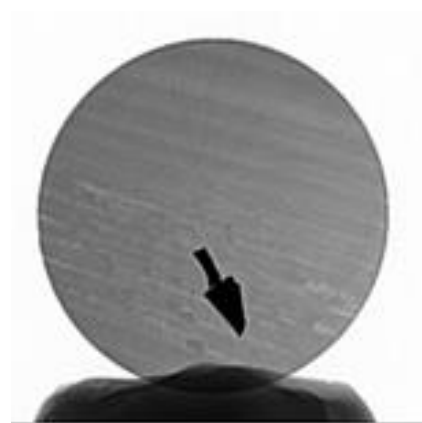
Результаты испытаний для определения механических, физических и эксплуатационных, в частности, свойств после стабилизирующего нагрева при температуре равной 300 °С. Из полученных результатов следует, что сплав АЛТЭК имеет преимущество перед марочным сплавом по большинству физических свойств: ρ , Ω , T_s . Основное преимущество сплава АЛТЭК проявляется в стабилизированном состоянии, которое в большей мере является критерием прочности для материалов, предназначенных для работы при повышенных температурах (см. таблицу 7).



а)



б)



в)

Рисунок 15 - Рентгеновская дефектоскопия слитка сплава АЛТЭК: а) слиток в рентгеновской камере, б) снимок в продольном направлении, в) снимок в поперечном направлении

Таблица 7 - Механические и физические свойства экспериментального сплава АЛТЭК и промышленного сплава 1201

Наименование показателя	Значение показателя для сплава		Разница в значениях показателя, %
	АЛТЭК ¹	1201 (АА2219) ²	
$\sigma_{0,2}$, МПа	276	120 (350)	130,0 (21,1)
σ_B , МПа	318	225 (455)	41,3 (30,1)
δ , %	6,6	16 (10)	58,8 (34)
$\sigma_{0,2}^{300}$, МПа	158	147	7,5
σ_B^{300} , МПа	175	156	12,2
НВ	115	80	43,8
ρ , кг/м ³	2766	(2824) ³	2,1
Ω , МСм/м	28,5	18,2 (17,6) ³	56,6 (61,9)
КТР α , 10 ⁻⁶ /°С (20-100 °С)	22,89	(23,8) ³	3,8
КТР α , 10 ⁻⁶ /°С (100-200 °С)	24,18	(25,3) ³	4,4

¹ холодная прокатка+ стабилизирующий отжиг при 300 °С, ²Т6+стабилизирующий отжиг при 300 °С (в скобках Т6), ³ по справочным данным

Общие выводы

1. Расчетным (с использованием программы Thermo-Calc) и экспериментальными методами проведен количественный анализ фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc. Показано, что в области концентраций 1-2% Cu, 1-2% Mn, 0,2-0,4% Zr и до 0,1% Sc возможно получить структуру, которая состоит только из вторичных выделений фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и $L1_2$ (Al_3Zr или $Al_3(Zr, Sc)$).

2. На модельных сплавах системы Al-Cu-Mn изучены закономерности формирования литой структуры в процессе кристаллизации. Показано, что морфология эвтектических частиц фазы Al_2Cu в литом состоянии зависит от концентрации меди в сплаве, меняясь от компактных включений (при концентрации меди меньше 2%) до вытянутых прожилок (при концентрации меди больше 4%).

3. Установлена зависимость концентрации меди и удельной электрической проводимости в литом состоянии, после отжига от 150 до 600 °С на примере модельных сплавов системы Al-Cu-Mn. Установленная зависимость показывает, что (в отожженном состоянии особенно начиная с 400 °С) увеличение концентрации меди в сплаве приводит к росту удельной электрической проводимости. Эта сложная зависимость объясняется изменением концентрации марганца в алюминиевом твердом растворе при изменении фазового состава.

4. На примере композиции Al-1,5%Cu-1,5%Mn-0,3%Zr изучено усвоение циркония в виде таблетированной лигатуры (80% Zr+20%флюс) и катодной меди (марки М0) в расплаве при разных температурах. Показано, что при введении легирующих элементов в расплав в области температур от 750 до 800 °С, в отсутствие перемешивания, устанавливается достаточно медленное выравнивание состава жидкости (гомогенизации расплава) по объему тигля. При повышении температуры до 850 °С усвоение легирующих элементов происходит быстрее. При разработке технологии ли-

тя слитков сплавов типа АЛТЭК следует учитывать вышесказанное и рекомендуется проводить плавку при достаточном перемешивании расплава (например, в индукционных печах).

5. Изучено влияние режимов термической обработки до 600 °С включительно на твердость и удельную электрическую проводимость литых сплавов типа АЛТЭК и модельных сплавов. Показано, что наилучшего сочетание этих свойств можно добиться при термообработке, включающей отжиг при 400-450 °С.

6. Обоснован состав алюминиевых сплавов нового поколения типа АЛТЭК на базе систем Al-Cu-Mn-Zr (экономнолегированный) и Al-Cu-Mn-Zr-Sc (для литья крупных слитков). Показано, что данные сплавы в виде деформированных полуфабрикатов (листов) в стабилизированном состоянии обладает существенно большей прочностью по сравнению с марочными сплавами (типа 1201): $\sigma_{\text{в}} > 300$ МПа, $\sigma_{0,2} > 260$ МПа.

7. Обоснована нецелесообразность гомогенизации и закалки сплавов нового поколения типа АЛТЭК, что позволяет существенно сократить производственные затраты по сравнению с промышленными сплавами типа 1201. Разработаны технологические рекомендации на плавку, получению и деформационно-термическую обработку предложенных сплавов.

8. Успешно опробована предложенная технология получения слитков из сплава АЛТЭК методом непрерывного горизонтального литья в цехе опытного производства ИЦ «ЛТМ» НИТУ «МИСиС». Показано, что можно получить слиток с заданной структурой при следующих режимах литья: \varnothing слитка 45 мм, T_{Me} 850 – 870 °С, $V_{\text{литья}}$ 200 - 330 мм/мин, шаг вытяжки 20-25 мм, $\tau_{\text{паузы}}$ 4,5 – 6 с.

Основные положения диссертации опубликованы в работах:

1. Белов Н.А., Алабин А.Н, Яковлев А.А. Влияние меди на формирование литой микроструктуры алюминиевых сплавов, содержащих 1 масс.% Mn // Цветные металлы. - 2014. - №7. - С. 66-72.

2. Белов Н.А., Алабин А.Н, Яковлев А.А. Влияние температуры отжига на фазовый состав литого сплава Al-0,55 мас.% Zr // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2013. - № 2. - С.50-55.

3. Алабин А.Н., Яковлев А.А., Белов Н.А. Влияние деформационно-термической обработки на свойства Al-Zr-Sc сплавов // Научное обозрение. - 2012. - № 5. - С. 22-26.

Принята в 2014 г к публикации:

4. Белов Н.А., Достаева А.М., Алабин А.Н., Короткова Н.О., Яковлев А.А. Влияние отжига на электросопротивление и твердость горячекатаных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 масс.% Zr // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2015.

Отзыв научного руководителя

на работу Яковлева Александра Алексеевича над диссертацией на тему «Исследование и разработка технологии получения слитков алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc с целью изготовления из них деформированных полуфабрикатов без использования операций гомогенизации и закалки», представленную на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.16.04 – «Литейное производство».

Яковлев Александр Алексеевич начал свою научно-исследовательскую деятельность на третьем курсе обучения в НИТУ «МИСиС». Неоднократно выступал на конференциях студентов, являлся их призером. В очную аспирантуру НИТУ «МИСиС» по кафедре технологии литейных процессов (ТЛП) поступил в 2012 г.

За время работы проявил себя грамотным исследователем и научным сотрудником, способным самостоятельно формулировать задачи и решать их. Диссертант освоил все необходимые экспериментальные методики, в частности, особенности плавки алюминиевых сплавов с повышенным содержанием циркония, литье в различные формы (в том числе получение слитков методом непрерывного литья), определение механических и физических свойств, методы структурных исследований. Особенно следует отметить использование расчетных методов с использованием программного обеспечения Thermo-Calc, что позволило ему теоретически обосновать оптимальные концентрации легирующих элементов.

Яковлев А.А. написал подробный обзор литературы, в котором, в частности, рассмотрены имеющиеся сведения по жаропрочным деформируемым алюминиевым сплавам. В результате критического анализа литературы, были сформулированы в общем виде основные требования к составу сплава АЛТЭК, технологии его выплавки, литья и термической обработки слитков.

Систематическое изучение влияния состава сплава и технологических параметров на структуру и механические свойства позволили Яковлеву А.А. получить интересные научные результаты, которые позволили ему успешно решить поставленные перед ним задачи.

Практическая ценность диссертационной работы Яковлева А.А. не вызывает сомнений, о чем свидетельствует разработанная с его участием технологическая рекомендация на получение слитков из алюминиевого сплава АЛТЭК.

Результаты диссертации представлены в 8 публикациях, в том числе 3 в журналах, входящие в перечень ВАК, они доложены и обсуждены на международных конференциях. Получено свидетельство о регистрации НОУ-ХАУ (№59-004-2014 ОИС).

За время выполнения диссертации Яковлев А.А. проявил себя инициативным, квалифицированным специалистом с широким кругозором, способным самостоятельно организовывать и выполнять сложные эксперименты.

Диссертация Яковлева А.А. является законченным научным исследованием и соответствует требованиям ВАК, предъявляемым к кандидатским диссертациям.

Научный руководитель:

д.т.н. Белов Н.А.

проф. каф. ТЛП НИТУ «МИСиС»

14.01.2015



ЗАВЕРЯЮ

И.М. ИСАЕВ

Объявление о защите диссертации на соискание ученой степени кандидата наук

Диссертационный совет Д 212.132.02 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС», 119049, Москва, Ленинский проспект, 6, объявляет, что **Яковлев Александр Алексеевич** представил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук «Исследование и разработка технологии получения слитков алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc с целью изготовления из них деформированных полуфабрикатов без использования операций гомогенизации и закалки» по специальности 05.16.04 – «Литейное производство».

Защита диссертации состоится 25 июня 2015 г.

Текст объявления о защите диссертации и полный текст диссертации размещены на сайте НИТУ «МИСиС» 23 марта 2015 г. по адресу: <http://misis.ru/science/naucnyj-kompleks/otdel-zasity-intellektualnoj-sobstvennosti/яковлев-александр-алексеевич>