

На правах рукописи

Матвеева Ирина Артуровна

**Исследование и разработка технологии производства алюминиевой
катанки с добавкой циркония способом непрерывного литья и прокатки с
целью получения из нее термостойких проводов ЛЭП**

Специальность 05.16.04. – «Литейное производство»

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва 2014

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

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

Профессор, доктор технических наук

Белов Николай Александрович

ОФИЦИАЛЬНЫЕ ОППОНЕНТЫ:

Профессор, доктор технических наук

Белый Диамар Иванович

Председатель Совета директоров

СП «Кабикс Консалтинг»

Кандидат технических наук

Директор по развитию бизнеса и новых технологий,

ЗАО «Алкоа СМЗ» (Россия)

Дриц Александр Михайлович

ВЕДУЩЕЕ ПРЕДПРИЯТИЕ:

ОАО «Научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта»

Защита диссертации состоится « 27 » марта 2014 г. в 10 часов на заседании
Диссертационного совета Д 212.132.02 при Национальном исследовательском
технологическом университете «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, ГСП–1,
Ленинский проспект, д.6, ауд. 305.

Справки по телефону:

Автореферат разослан « 25 » февраля 2014 г.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Национального исследова-
тельского технологического университета «МИСиС»

Ученый секретарь

Диссертационного совета,

кандидат технических наук, доцент



Колтыгин А.В.

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Одной из важнейших областей применения алюминия является его использование для проводов воздушных линий электропередач (ЛЭП). По данным на 2013 г. объем производства катанки из первичного алюминия (в частности, марок типа А5Е, А7Е) в РФ составляет около 250 тыс. тонн в год. Основная часть катанки идет на производство неизолированных проводов ЛЭП.

Одной из задач модернизации существующей электроэнергетической сетевой инфраструктуры является применение новых термически стабильных материалов, которые должны сочетать высокую электропроводность и достаточную прочность, сохраняющуюся после многократных нагревов вплоть до 240 °С. Поскольку при таких температурах нелегированный алюминий сильно разупрочняется, то марки типа А5Е и А7Е для термостойких проводов не подходят. Для решения этой проблемы наиболее перспективным направлением является создание низколегированных алюминиевых сплавов с добавкой циркония. Ряд широко известных зарубежных компаний – производителей проводов, таких как: Lamifil (Бельгия), 3М (США), J-Power Systems (Япония) и другие, ведут разработки в области создания термостойких (“heat resistant”) проводов, в которых используется проволока именно из алюминиево-циркониевых сплавов. Назначение малой добавки циркония (0,1–0,4 масс.%) состоит в том, чтобы сформировать в конечной структуре наночастицы фазы Al_3Zr ($L1_2$), которые позволяют резко повысить температуру рекристаллизации.

Исходной заготовкой для алюминиевой проволоки, из которой делают провода, является катанка, которую, как правило, получают способом непрерывного литья и прокатки (СНЛП), в частности на установках типа Properzi и Southwire. Достижение требуемых характеристик на Al–Zr проволоке (прежде всего удельного электрического сопротивления (УЭС) и прочностных характеристик) определяется заданной микроструктурой катанки, формирование которой происходит при обеспечении заданных режимов плавки и литья, а также режимов деформационно-термической обработки. Именно эти режимы определяют конечный уровень механических и физических характеристик катанки и полученной из неё проволоки. Оптимизация этих режимов является непростой задачей, что обусловлено сложностью процесса СНЛП, существенно отличающегося от традиционных способов, в которых литье слитков и последующая их деформационная обработка разделены.

Цель работы

Целью работы является создание научных основ технологии получения алюминиевой катанки с добавкой циркония способом непрерывного литья и прокатки для последующего производства проволоки, обеспечивающей заданный комплекс механической прочности, электросопротивления и

термостойкости за счет формирования в их структуре наночастиц фазы Al_3Zr (L1_2).

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Изучить влияние режимов приготовления расплава в плавильной печи, при которых достигается полное растворение циркония, и режимов литья, обеспечивающих отсутствие первичных кристаллов фазы Al_3Zr .

2. С использованием расчетных и экспериментальных методов исследовать распад пересыщенного цирконием алюминиевого твердого раствора ((Al)) с выделением вторичных частиц фазы Al_3Zr в процессе охлаждения после окончания кристаллизации и последующей деформационно-термической обработки.

3. Применительно к промышленным условиям завода ОК РУСАЛ обосновать режимы получения катанки и ее термообработки для последующего изготовления термостойкой проволоки, отвечающей требованиям марок АТ1 и АТ3 (в соответствии со стандартом ИЕС 62004).

Научная новизна

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов обоснованы технологические параметры производства алюминиевой катанки с добавкой циркония свыше 0,2% способом непрерывного литья и прокатки. Показано, что температура расплава на колесе-кристаллизаторе должна составлять не менее 720 °С при 0,2%Zr и не менее 760 °С при 0,3%Zr.

2. Изучена кинетика усвоения расплавом циркония из различных лигатур. Показано, что в отсутствии перемешивания для растворения 0,3%Zr из таблетированной лигатуры (80%Zr) требуется более 2-х часов, а для растворения из литой лигатуры Al–15%Zr достаточно 1 часа.

3. Показано, что достижение минимального уровня УЭС на Al–Zr катанке за время выдержки не более 10 часов можно добиться только за счет ее отжига по многоступенчатому режиму при температуре последней ступени в интервале 400–450 °С. При 350 °С требуется выдержка более 500 часов, а при температурах отжига свыше 450 °С происходит снижение прочности ниже допустимого уровня.

4. Установлено, что кремний, который в алюминии электротехнических марок (А5Е, А7Е) рассматривается как вредная примесь, при наличии добавки циркония может быть полезным элементом, который позволяет уменьшить время отжига за счет ускорения выделения фазы Al_3Zr из алюминиевого твердого раствора.

Практическая значимость

1. Разработаны технологические рекомендации на получение алюминиевой катанки с добавкой циркония (согласно требованиям, предъявляемым к маркам АТ1 и АТ3 в соответствии с международным стандартом ИЕС 62004) способом непрерывного литья и прокатки, в том числе

применительно к условиям алюминиевого завода ОАО «ИрКАЗ-СУАЛ» (ОК РУСАЛ).

2. Разработаны технологические рекомендации по термической обработке алюминиевой катанки с добавкой циркония в промышленных печах.

Апробация работы

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях: 142-й международной конференции и выставке «The Minerals, Metals & Materials Society» (TMS), 2-7 марта 2013 г., Сан-Антонио (Техас), США; 5-й международном конгрессе и выставке «Цветные Металлы - 2013», 4-6 сентября 2013 г., Красноярск; 7-й международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии», 11-15 ноября 2013 г., Москва, НИТУ «МИСиС».

Результаты работы отражены в 6 публикациях (в том числе 4 входящих в перечень ВАК).

Достоверность научных результатов

Достоверность научных результатов подтверждается использованием современных методик исследования и поверенных измерительных установок и приборов (оптико-эмиссионный спектрометр марки ARL 4460, универсальная испытательная машина Zwick Z250, прибор по определению удельной электрической проводимости ВЭ-26НП и др.)

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, 6 глав, выводов, библиографического списка из 105 источников и 1 приложения. Работа изложена на 149 страницах, содержит 39 таблиц и 60 рисунков.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Обзор литературы

В данном разделе рассмотрены основные этапы технологии получения катанки способом непрерывного литья и прокатки (рис.1). Дан обзор по оборудованию для производства катанки, показаны основные отличия процесса при применении различного оборудования (Properzi, Southwire, ВНИИМЕТМАШ).

Рассмотрены особенности приготовления Al–Zr расплава (включая способы введения циркония) и литья. Показано, что для достижения требуемых показателей электропроводности и механических свойств необходимо проводить отжиг катанки, в процессе которого формируются вторичные выделения фазы Al_3Zr . Приведено обоснование оптимальной концентрации циркония, позволяющей, с одной стороны, добиться заданных свойств катанки и проволоки, и, с другой стороны, обеспечить устойчивость технологического процесса в промышленных условиях.

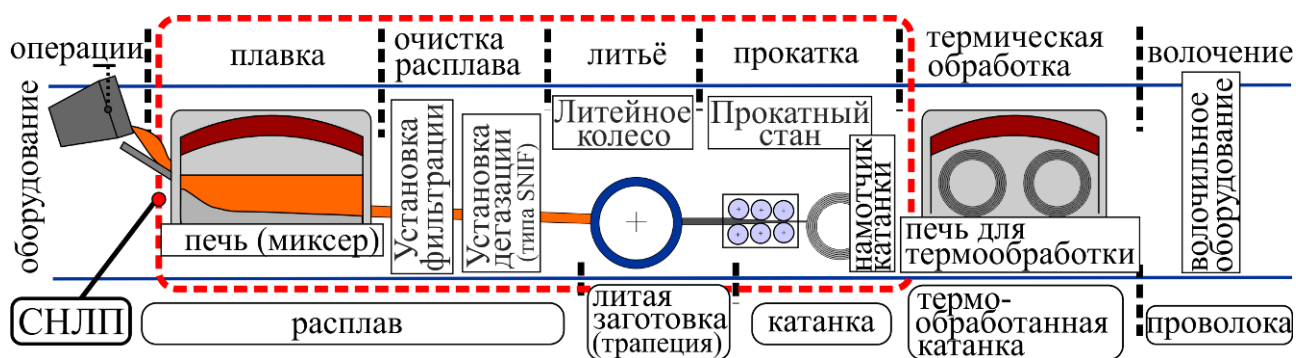


Рис.1. Основные технологические этапы получения катанки и проволоки из Al–Zr сплава

При анализе литературного обзора показано, что действующая технология литья и прокатки, применяемая на действующем оборудовании завода ОАО «ИркАЗ-СУАЛ» (далее – ИркАЗ), позволяют получать катанку из сплава Al-Zr заданного качества. При этом нет необходимости проведения модернизации данного оборудования, т.е. производство катанки Al-Zr возможно без дополнительных капитальных вложений, что является чрезвычайно важным аспектом в текущих экономических условиях.

2. Методика исследования

На основании выводов по обзору литературы и результатов, полученных в рамках совместных работ НИТУ «МИСиС» и ОК РУСАЛ, была определена стратегия эксперимента. Основными объектами исследования явились сплавы на основе алюминия, содержащие 0-0,6%Zr, 0-0,3%Fe, 0-0,7%Si, приготовленные в лабораторных условиях (в виде слитков, листов и проволоки), а также катанка, полученная в промышленных условиях завода ИркАЗ. В качестве объектов сравнения использовали алюминий марок А5Е, А7Е и А99 (ГОСТ 11069-2001).

Экспериментальные сплавы в лабораторных условиях готовили в индукционной печи РЭЛТЭК и печи сопротивления РТ 90/13 (фирма LAC) на базе первичного алюминия марок А5Е, А7Е и А99. Цирконий вводили в виде различных лигатур (преимущественно Al-15%Zr, ГОСТ 53777-2010) при температурах $\sim 790^{\circ}\text{C}$ и выше - в зависимости от содержания циркония в отдельно взятом сплаве. Анализ химического состава образцов проводили на оптико-эмиссионном спектрометре марки ARL 4460. Основные исследования проводили на плоских слитках (20x120x250 и 10x40x200 мм) и листах (толщиной 1-2 мм). Отжиг экспериментальных образцов (литых заготовок и деформированных полуфабрикатов) проводили в муфельной электропечи по многоступенчатым режимам в интервале температур от 200 до 650°C . Листы получали на лабораторном прокатном стане по разным режимам (с предварительным нагревом литых заготовок и без него).

Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на световом (СМ) и электронном сканирующем (СЭМ) микроскопах: Axio Observer MAT и JSM-6610LV соответственно. Микроскоп JSM-6610LV укомплектован

энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments и программным обеспечением INCA Energy для проведения микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Объектами исследований служили шлифы и изломы. Использовали как механическую (Struers Laborol-5), так и электролитическую полировку, поскольку эти два метода дополняют друг друга, что дает более полное представление о микроструктуре. Электролитическую полировку шлифов проводили при напряжении 12 В в электролите, состоявшем из 6 частей этилового спирта, 1 части хлорной кислоты и 1 части глицерина.

Для оценки скорости охлаждения при кристаллизации (в частности, на трапециях алюминия марки А5Е и сплаве АВЕ, полученных в условиях Ирка-За) определяли средний линейный размер дендритной ячейки первичных кристаллов алюминиевого твердого раствора, который связан со скоростью охлаждения. Содержание водорода в расплаве определялось методом, измеряющим количество водорода, который экстрагируется в вакууме из пробы, находящейся при повышенной температуре в твердом состоянии (метод вакуум-нагрева). Измерение проводили на анализаторе водорода АВ-1.

Механические свойства листов, катанки и проволоки (временное сопротивление - σ_b , условный предел текучести - $\sigma_{0,2}$ и относительное удлинение - δ) определяли по результатам испытания на одноосное растяжение на универсальной испытательной машине Zwick Z250. Скорость испытания составляла 10 мм/мин. Испытания проводили по ГОСТ 1497-84.

Значения удельной электрической проводимости (УЭП) определялись методом вихревых токов на приборе ВЭ-26НП и пересчитывались в УЭС (как обратная величина удельной проводимости).

Температуру ликвидуса (T_L) и другие параметры фазового состава определяли экспериментальными методами и расчетом в программе Thermo-Calc. Для экспериментального определения значений T_L сплавов с цирконием была использована закалочная методика. Это было обусловлено тем, что термический анализ (в том числе дифференциальный) не обладает достаточной чувствительностью из-за малого теплового эффекта, связанного с образованием первичных кристаллов фазы Al_3Zr .

3. Особенности приготовления расплава и литья алюминиевых сплавов с добавкой циркония

Первыми и определяющими этапами получения катанки из сплава Al-Zr (см. рис.1) являются приготовление расплава и литье (получение литой заготовки в виде трапеции). Несмотря на малое количество циркония, технологические режимы этих операций (прежде всего, это относится к температуре) существенно отличаются от режимов, используемых для нелегированного алюминия (марок А5Е и А7Е). В данной главе рассматриваются особенности приготовления Al-Zr расплава (включая способы введения циркония) и литья. Также приводится обоснование оптимальной концентрации циркония, позволяющей, с одной стороны, добиться заданных

свойств катанки и проволоки, а, с другой стороны, обеспечить устойчивость технологического процесса в промышленных условиях.

Исходя из фазовой диаграммы Al–Zr, с ростом содержания циркония в алюминии резко повышается температура ликвидуса (T_L). Из этого следует, что первым необходимым условием полного вхождения циркония в алюминиевый твердый раствор (в катанке) является поддержание температуры расплава на всех стадиях (от печи до разливки на колесо) выше значения T_L . Именно это условие позволяет обеспечить отсутствие в расплаве первичных кристаллов фазы Al_3Zr перед разливкой.

Экспериментальные сплавы 1-ой серии готовили на основе алюминия марки А7Е, в индукционной печи. Первым приготовили сплав, содержащий 0,5% Zr, затем дошихтовкой алюминием марки А7Е были приготовлены остальные три сплава с меньшими концентрациями циркония, химический состав которых по данным спектрального анализа представлен в табл.1. Заливку расплава в графитовые формы осуществляли с температуры около 900 °С, что заведомо выше линии ликвидуса – значения T_L .

Таблица 1

Составы экспериментальных сплавов с разным содержанием циркония и температуры ликвидуса по данным спектрального анализа

№	Концентрации масс. %			T_L , °С			
	Si	Fe	Zr	TTAL5	COST2	TCAL1	Эксп.
1	0,072	0,139	0,180	710	716	716	675-700
2	0,074	0,131	0,283	751	758	757	~750
3	0,080	0,140	0,380	780	786	788	775-800
4	0,075	0,133	0,476	803	810	809	800-825

Металлографический анализ шлифов полученных образцов всех четырех сплавов показал отсутствие первичных кристаллов фазы Al_3Zr , что может свидетельствовать о полном вхождении циркония в твердый раствор (Al). Для дополнительного подтверждения этого факта на литых образцах проводили измерение УЭП (и соответственно, УЭС). Аналогичный эксперимент был проведен и для сплавов, приготовленных на алюминии высокой чистоты. Как видно из рис.2, между УЭС и концентрацией циркония в сплаве (C_{Zr}) имеется линейная зависимость, что позволяет рассчитывать содержание Zr в (Al) (далее $C_{Zr-(Al)}$).

Далее проводили переплав навесок (массой ~15 г) исследуемых сплавов в муфельной печи (в алундовых тиглях) при температурах 675–850 °С с шагом 25 °С. После 1-часовой выдержки проводили закалку тигля (с расплавом) в воде, что позволяло зафиксировать равновесное состояние при соответствующей температуре. На рис.3 (в правой части) схематично показаны возможные варианты нахождения первичных кристаллов в микроструктуре сплава после заковки в зависимости от температуры выдержки. Если при заданной температуре в расплаве присутствовали первичные кристаллы Al_3Zr , то в результате ликвации по плотности, они оседали на дно тигля и при микроструктурном анализе обнаруживались в донной части закристаллизовавшегося расплава. Если фазы, со-

державшие эти элементы, выделялись в процессе охлаждения, то они более или менее равномерно распределялись в вертикальной плоскости шлифа. Наличие или отсутствие первичных кристаллов исследовали методами СЭМ и МРСА.

Введение циркония (как и других тугоплавких металлов) в алюминиевый расплав сопряжено с трудностями, которые значительно возрастают при переходе от лабораторных условий к промышленным. В данной работе цирконий вводили путем применения различных шихтовых материалов: иодидный цирконий, лигатура Al–3,5%Zr (полученная путем введения иодидного циркония в алюминиевый расплав), лигатура Al–15%Zr (производства компании ООО «Интермикс Мет», Россия), таблетированная лигатура 80% Zr (производства компании «HOESCH», Германия).

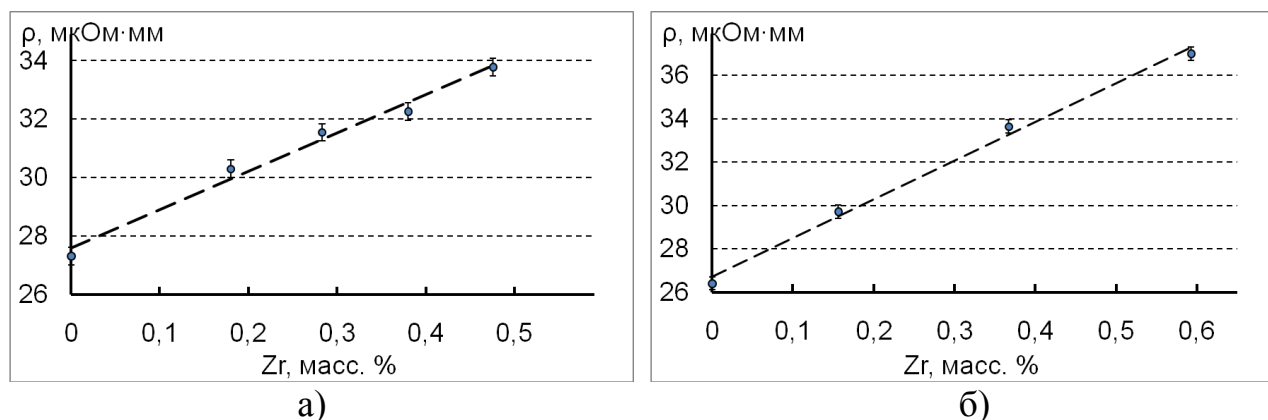


Рис.2. Зависимость удельного электросопротивления (ρ) от содержания Zr в сплавах (слитки), приготовленных на алюминии марок А5Е (а) и А99 (б)

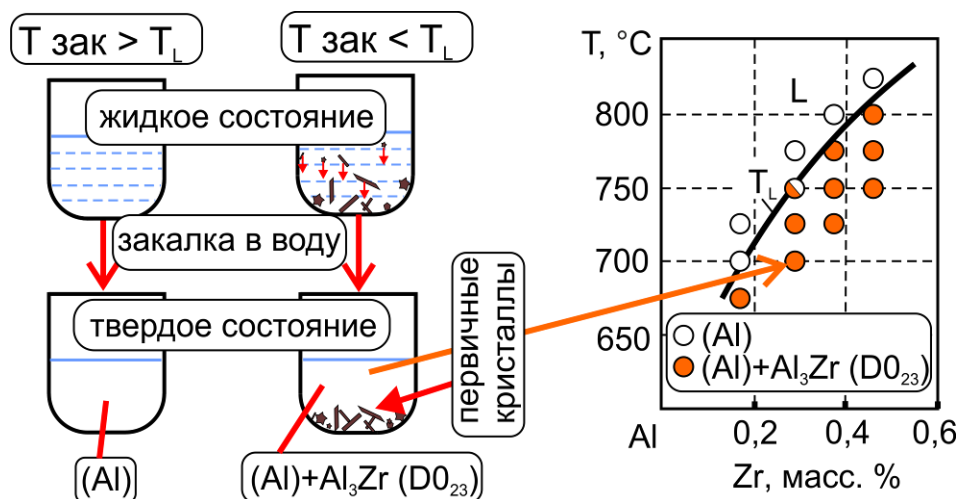


Рис.3. Справа: экспериментально построенная линия ликвидуса в системе Al–Zr: белые кружки обозначают отсутствие первичных кристаллов Al_3Zr , красные – их наличие (после закалки с соответствующей температуры); слева: схема определения линии ликвидуса методом закалки расплава.

Изучение усвоения лигатуры алюминиевым расплавом проводили в лабораторной печи по следующей методике. Основным объектом исследования был низколегированный сплав (на основе алюминия А7Е) с расчетным содержанием циркония 0,3 %, который готовили в печи сопротивления общим весом 5 кг в

графито-шамотном тигле. Температура расплава поддерживалась на уровне 800-815 °С (т.е. заведомо выше T_L). Основная задача эксперимента - анализ растворимости лигатуры, содержащей цирконий в условиях отсутствия интенсивного перемешивания расплава. Для этого каждые 15 минут из расплава отбирали пробы. Анализ химического состава образцов проводили на эмиссионном спектрометре ARL 4460. Результаты лабораторного эксперимента для лигатуры 80 % Zr, используемой на ИркАЗе, представлены в табл. 2. Изучение результатов химического состава проб, прежде всего по цирконию (рис.4), показывает непрерывное увеличение циркония в алюминиевом расплаве с увеличением времени выдержки (до 2 часов). Следует отметить, что введенная лигатура полностью растворилась, о чем свидетельствует отсутствие кусков шихты на дне тигля. При этом расчетная 0,3 % (заданная) концентрация циркония так и не была достигнута. Это указывает на достаточно медленное выравнивание состава жидкости (гомогенизации расплава) по содержанию циркония по объему тигля в условиях отсутствия перемешивания даже после 2-х часов выдержки. При введении циркония из лигатур Al-3.5%Zr и Al-15%Zr его усвоение происходит намного быстрее, а из иодидного циркония, наоборот, медленнее (рис.4). Полученные результаты были учтены при организации плавов с повышенным содержанием циркония в промышленных условиях, когда в миксере отсутствует принудительное перемешивание расплава.

Таблица 2

Изменение состава алюминиевого расплава при растворении циркониевой лигатуры 80 % Zr при отсутствии перемешивания

№ пробы	Время, мин	T, °C	Zr, масс. %	Fe, масс. %	Si, масс. %
1	-	800	0,001	0,180	0,073
-	0	810	Ввод лигатуры		
2	15	810	0,082	0,168	0,071
3	30	815	0,143	0,163	0,070
4	45	815	0,173	0,167	0,071
5	60	805	0,197	0,172	0,077
6	75	801	0,221	0,156	0,069
7	90	805	0,241	0,170	0,070
8	105	808	0,253	0,155	0,068
9	120	815	0,263	0,163	0,069

Полное усвоение циркония расплавом и литье с температуры выше T_L позволяет получить в литой заготовке структуру на основе пересыщенного (Al). Такая структура является нестабильной, что предполагает ее изменение при нагреве. Оценку степени влияния температуры отжига на литую структуру проводили на сплавах с разным содержанием циркония (табл.1). В качестве примера на рис.5 показаны зависимости твердости (НВ) и УЭС от температуры последней ступени отжига, который проводили, начиная с 250 °С. Как следует из экспериментальных данных, при 3-часовой выдержке заметное упрочнение

наблюдается в сплавах с 0,38%Zr и 0,48%Zr при температурах выше 350 °С, достигая максимума при 400-450 °С (рис.5а). Анализ тонкой структуры в этом состоянии выявляет наночастицы фазы $L1_2$ (рис.6а). Температурная зависимость УЭС также показывает минимум при 450 °С (рис.5б), что свидетельствует о минимальном значении $C_{Zr-(Al)}$. С повышением температуры происходит снижение твердости и увеличение УЭС, что является результатом нескольких процессов: формирования стабильной фазы $D0_{23}$, частицы которой существенно грубее (рис.6б), и повышения концентрации Zr в (Al). В менее легированных сплавах (т.е. с 0,18%Zr и 0,28%Zr) упрочнение при отжиге не наблюдается, однако снижение УЭС также достигает максимума после отжига при 400-450 °С.

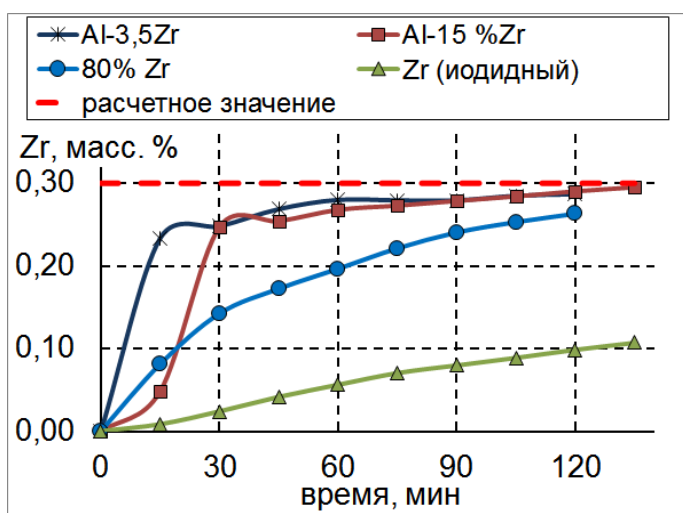


Рис.4. Кинетические зависимости средней концентрации циркония в расплаве при его введении из разной шихты

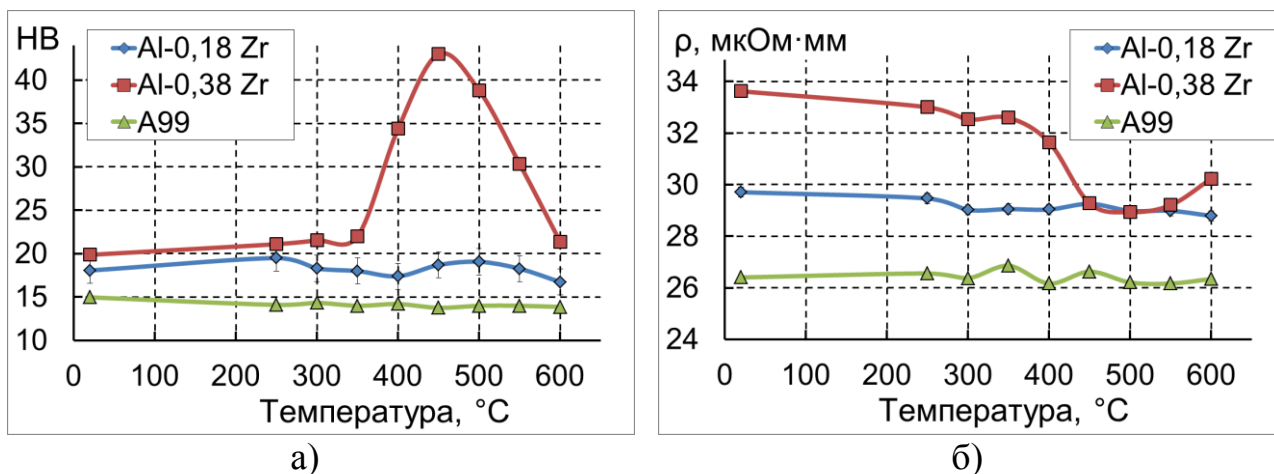


Рис.5. Влияние температуры отжига на твердость (а) и удельное электросопротивление (б) слитков сплавов Al-0.38%Zr и Al-0.18%Zr

Для объяснения полученных результатов был проведен количественный анализ фазового состава с использованием программы Thermo-Calc. Трудность расчета состоит в том, что в Al-Zr сплавах процесс формирования структуры может происходить по двум вариантам: с выделением стабильной фазы $D0_{23}$ или метастабильной фазы $L1_2$. С учетом накопленных данных, весь температурный диапазон можно разбить на три части. В низкотемпературной области (примерно до 450 °С) заведомо реализуется метастабильный вариант, поскольку

фиксируются только наночастицы фазы $L1_2$ (рис.6а). Эти наночастицы сохраняются даже после длительных нагревов при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в течении 500 часов).

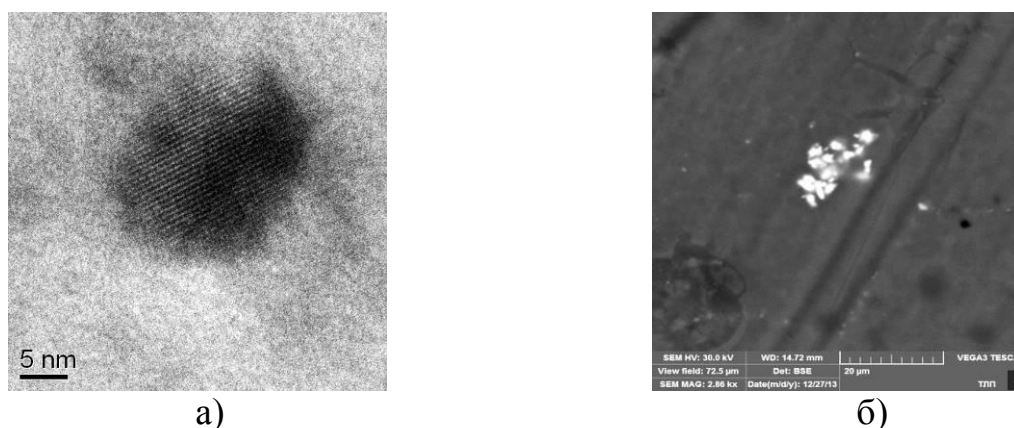


Рис.6. Типичная морфология вторичных выделений фаз $L1_2$ (а) и DO_{23} (б) в сплаве с 0,55%Zr после отжига: а) режим S450 (последняя ступень $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 часа), ПЭМ, б) режим S600 (последняя ступень $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 часа), СЭМ

Таблица 3

Расчетные параметры структуры экспериментальных сплавов при разных температурах

Zr ¹ , масс.%	Темпера- тура, $^{\circ}\text{C}$	Стабильное равновесие		Метастабильное равновесие	
		$C_{\text{Zr-(Al)}}^2$, масс.%	Q^3 , масс.%	$C_{\text{Zr-(Al)}}^2$, масс.%	Q^3 , масс.%
0,18	300	0,003	0,33	0,037	0,27
	400	0,019	0,30	0,125	0,10
	450	0,038	0,27	0,180	0
	650	0,180	0	—	—
0,28	300	0,003	0,52	0,037	0,46
	400	0,019	0,49	0,125	0,29
	450	0,038	0,46	0,203	0,14
	650	0,267	0,02	—	—
0,38	300	0,003	0,71	0,037	0,65
	400	0,019	0,68	0,125	0,48
	450	0,038	0,65	0,203	0,33
	650	0,267	0,21	—	—
0,48	300	0,003	0,90	0,037	
	400	0,019	0,87	0,125	
	450	0,038	0,84	0,203	
	650	0,267	0,40	—	—

¹ см. в табл.1, ² концентрации циркония в (Al), ³ массовая доля фазы Al_3Zr

С другой стороны, в высокотемпературной области (выше $\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$) заведомо реализуется стабильный вариант. При этом формируются достаточно крупные частицы фазы DO_{23} , которые легко выявляются в сканирующем микроскопе (рис.6б). В промежуточной области (а именно она представляет

наибольший практический интерес) ситуация наиболее сложная. Поэтому расчет фазового состава экспериментальных сплавов (см.табл.1), результаты которого приведены в табл.3, проводили для обоих вариантов.

С точки зрения получения наибольшего упрочнения весь цирконий должен быть связан в наночастицы фазы $L1_2$ (рис.6а), а для этого температура отжига должна быть наименьшей, поскольку в этом случае равновесные значения C_{Zr-Al} минимальны (табл.3). Однако, при низких температурах диффузия циркония в алюминиевом твердом растворе настолько мала, что процесс полного распада последнего потребует огромного времени: по литературным данным даже 500-часовой отжиг при 300 °С недостаточен. Очевидно, что для практического применения этот путь неприемлем. Кроме того, необходимо принять во внимание тот факт, что термостойкие сплавы следует подвергать стабилизирующей термообработке при температуре, превышающей максимальную рабочую температуру.

Из полученных данных можно сделать следующий вывод: наилучших значений твердости и УЭС для Al–Zr сплавов в виде литых заготовок (в частности, трапеции) можно добиться, если температура термообработки находится в пределах 350–450 °С.

4. Влияние деформационно-термической обработки и дополнительного легирования на свойства Al–Zr сплавов

С целью предварительного изучения влияния режима деформационно-термической обработки на электросопротивление, временное сопротивление разрыву и термостойкость катанки был приготовлен ряд характерных сплавов системы Al-Zr-Fe-Si в виде плоских слитков (15x30x180мм). Эти слитки подвергали холодной прокатке на лабораторном прокатном стане, использовали режимы как с промежуточным отжигом (Т), так и без него (F). Влияние времени выдержки при 300 °С на временное сопротивление разрыву и удельное электросопротивление холоднокатаных листов различных сплавов с добавками Zr, Fe и Si показано на рис.7а.

Из полученных результатов следует, что одноступенчатый отжиг при 300 °С не позволяет снизить электросопротивление до требуемого уровня даже при очень длительной выдержке (до 500 часов включительно), выходящей за разумные пределы для промышленного производства. В частности, в сплаве Al–0,22%Zr минимальное значение ρ составляет 29,9 мкОм·мм. С другой стороны, промежуточный отжиг (300 °С, 8 ч+450 °С, 8 ч) позволяет существенно снизить значение УЭС. Следует отметить, что кремний, который в алюминии электротехнических марок (А5Е, А7Е) рассматривается как вредная примесь, при наличии добавки циркония может быть полезным элементом. В частности, в сплаве Al–0,34%Zr–0,28%Si–0,15%Fe уже 1 часовой отжиг при 300 °С (при промежуточном отжиге) позволяет снизить электросопротивление до 28,5 мкОм·мм (рис.8б).

Это послужило основанием для эксперимента, который проводили на алюминии высокой чистоты (А99). Основными объектами исследования были слитки 7 алюминиевых сплавов, состав которых приведен в табл.4.

По микроструктуре в литом состоянии экспериментальные сплавы мало отличались друг от друга, поскольку Zr при кристаллизации полностью вошел в состав (Al). Некоторое различие обусловлено лишь наличием в Si-содержащих сплавах прожилок кремниевой фазы, которые образовались в результате неравновесной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + (Si)$. Фазовые превращения в процессе отжига оценивали косвенным путем по изменению твердости (рис.9а) и УЭС (рис.9б). Согласно расчету цирконий и кремний в экспериментальных сплавах могут находиться как в (Al), так и в фазах Al_3Zr и (Si). Как следует из полученных результатов, при использовании многоступенчатого отжига минимальные значения УЭС достигаются при 500 °С, что можно объяснить максимальным снижением легированности алюминиевого твердого раствора. Это не согласуется с расчетными данными, согласно которым концентрации Zr и Si в (Al) при этой температуре весьма значительны (табл.3). Этому можно найти два объяснения. Во-первых, при низких температурах диффузия циркония в (Al) настолько мала, что процесс полного распада последнего требует существенно большего времени. Во-вторых, при 500 °С, вероятно, следует ориентироваться на равновесную растворимость Zr и Si в (Al) (для фазы $D0_{23}$), которая существенно меньше.

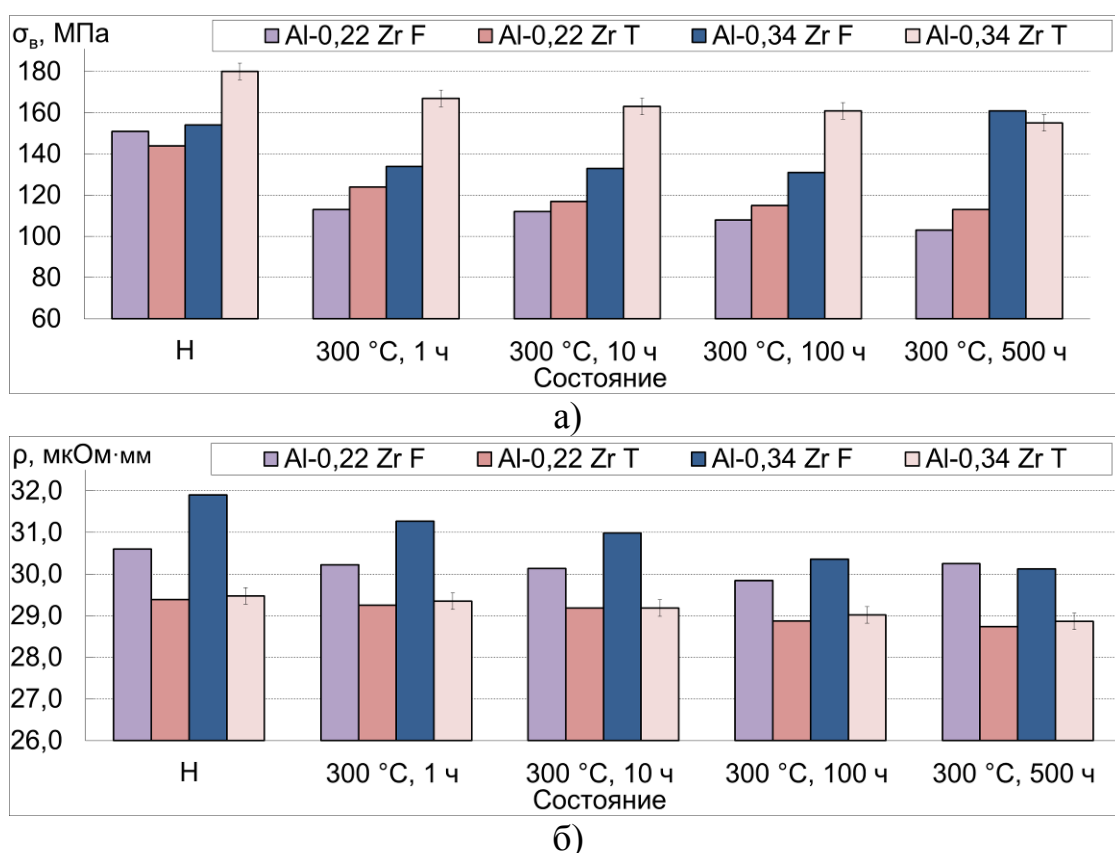
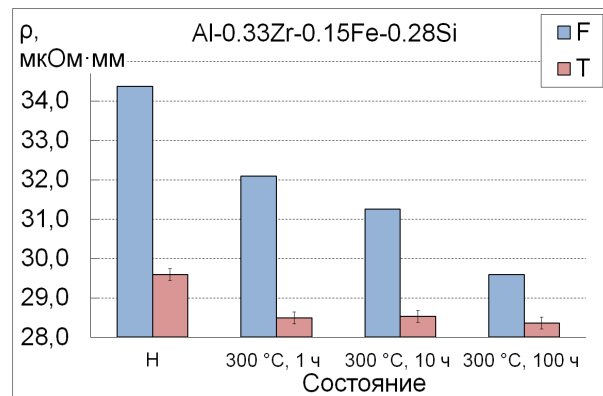
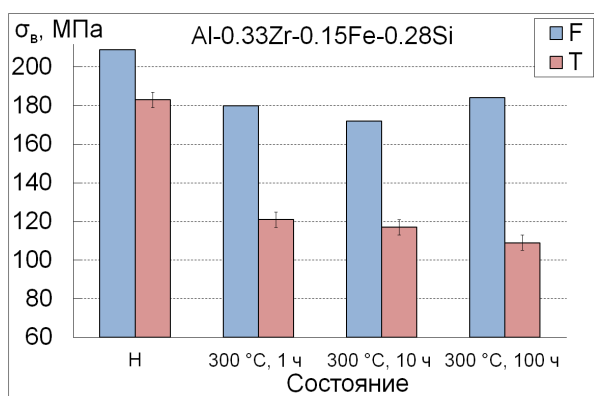


Рис.7. Влияние времени выдержки (до 500 ч) при 300 °С на временное сопротивление разрыву (а) и удельное электросопротивление (б) холоднокатаных листов сплавов: Al-0,22% Zr и Al-0,34% Zr



а)

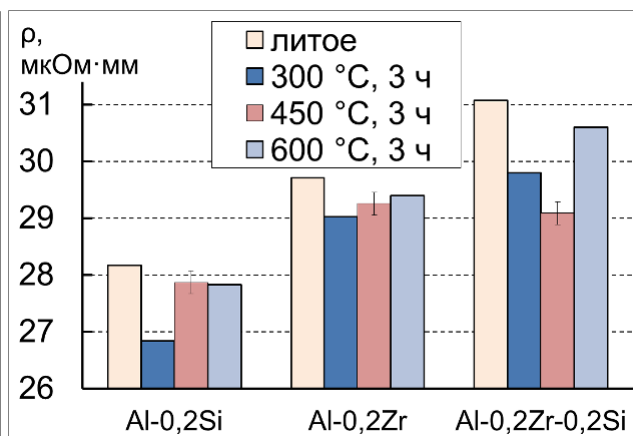
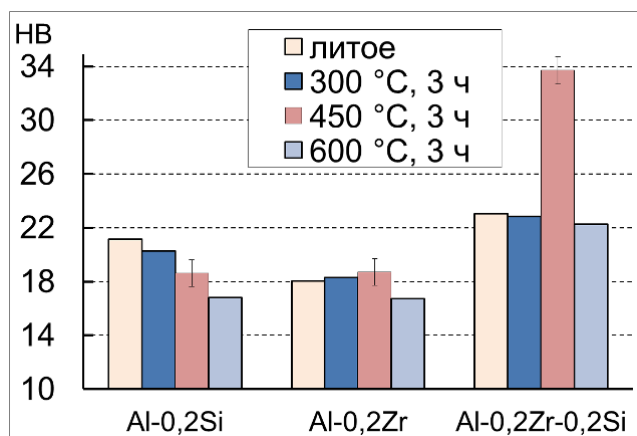
б)

Рис.8. Влияние времени выдержки при 300 °С (до 100 ч) на временное сопротивление разрыву (а) и удельное электросопротивление (б) холоднокатаных листов сплава Al-0,33%Zr-0,15%Fe-0,28%Si

Таблица 4

Химический состав экспериментальных сплавов системы Al–Zr–Si

Сплав		Концентрация, масс.%			
№	Обозначение	Zr	Si	Fe	Al
1	00Z00S	<0,001	0,023	<0,001	Основа
2	16Z04S	0,156	0,043	0,020	Основа
3	37Z04S	0,367	0,042	0,038	Основа
4	00Z20S	<0,001	0,200	<0,001	Основа
5	00Z41S	<0,001	0,414	0,002	Основа
6	16Z26S	0,155	0,264	0,019	Основа
7	15Z44S	0,148	0,437	0,020	Основа
8	30Z30S	0,303	0,296	0,040	Основа



а)

б)

Рис.9. Влияние кремния и циркония на твердость (а) и электросопротивление (б) алюминия (слитки)

Аналогичные эксперименты, проведенные на листах и проволоке, подтвердили положительное влияние кремния. При этом оптимальные температуры отжига были ниже, поскольку в деформированных полуфабрикатах распад

(Al) протекает быстрее, чем в слитках. Изучение влияния других элементов, которые часто присутствуют в алюминиевых сплавах (Cu, Mg, Zn, Mn) показало, что все они заметно повышают УЭС. Особенно сильно влияет марганец, при введении 1% этого элемента величина УЭС (в литом слитке) возрастает более, чем в 2 раза.

5. Оптимизация состава и технологических параметров для обеспечения наилучшего соотношения между прочностью, электросопротивлением и термостойкостью

На основании предварительных исследований были определены основные факторы, влияющие на распад пересыщенного цирконием алюминиевого твердого раствора с выделением вторичных частиц фазы Al_3Zr , оказывающие влияние (в той или иной степени) на достижение заданного уровня характеристик:

1. Состав сплава (прежде всего элементов, входящих в состав алюминиевой матрицы);
2. Технологические режимы плавки и литья, а также термодеформационной обработки, в том числе (рис.10):
 - Температура плавки и литья;
 - Скорость охлаждения при кристаллизации;
 - Скорость охлаждения в интервале температур 600-500 °С;
 - Температура деформации;
 - Степень деформации;
 - Режимы конечной термической обработки.

Для анализа формирования структуры катанки были рассмотрены научные основы процессов, происходящих при литье и деформационно-термической обработке, которые определяют формирование структуры катанки из Al-Zr сплавов, содержащих 0,2–0,3%Zr. Несмотря на такое малое количество, добавка циркония резко усложняет процесс формирования структуры по сравнению с нелегированным алюминием (в частности, марок А5Е и А7Е), что требует существенного изменения технологических режимов.

Согласно диаграмме состояния Al–Zr (рис.11а) в сплавах указанного диапазона равновесный ликвидус (T_1) выше температуры плавления алюминия (T_2) и составляет 710-750 °С. Из этого следует, что минимальная температура плавки и литья Al–Zr сплавов должна быть выше 750 °С. В противном случае имеется большая опасность появления первичных кристаллов фазы Al_3Zr в расплаве до начала литья. На рис.11а начальная точка литья отмечена как T_0 . Данное условие является необходимым, но недостаточным. При слишком медленной кристаллизации первичные кристаллы фазы Al_3Zr могут образоваться в процессе литья из расплава (вариант 1 на рис.12). Это неисправимый брак и последующие процессы при охлаждении уже не представляют практического интереса. Этот брак легко выявляется микроструктурным анализом, особенно методом СЭМ.

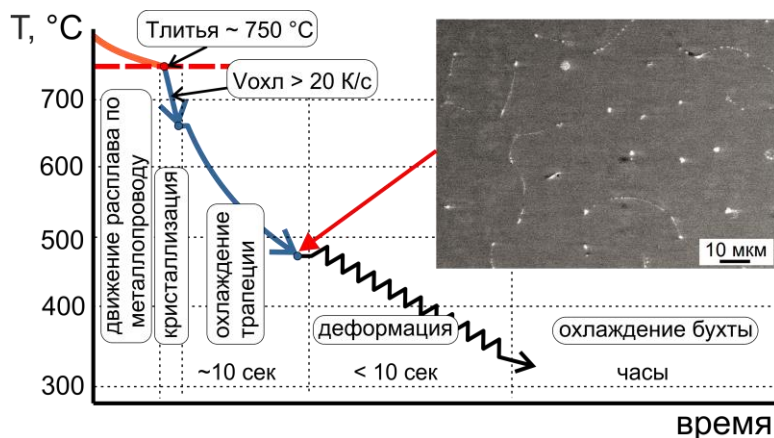


Рис.10. Температурно-технологическая схема получения катанки на оборудовании непрерывного литья и прокатки (на примере ИркАЗа)

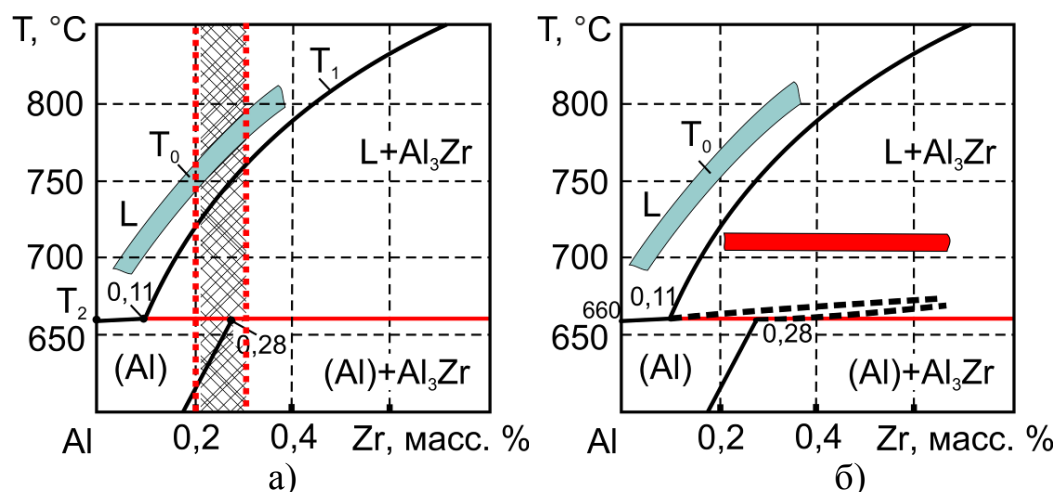


Рис.11 Равновесная диаграмма Al–Zr со стороны алюминия – (а) и ее трансформация при неравновесной кристаллизации – (б)

Если же скорость охлаждения выше определенного критического уровня (примерно 5-10 К/с, трансформация диаграммы показана пунктиром на рис.11б), то на момент окончания затвердевания сплава (литой заготовки в виде трапеции) цирконий полностью остается в (Al). Это необходимое условие, но оно также не является достаточным. Это связано с тем, что согласно диаграмме Al–Zr предельная растворимость Zr в (Al) при температурах ниже 600 °C не превышает 0,2%. Вследствие этого (Al) становится пересыщенным, что предполагает его распад при охлаждении сплава и формирование вторичных выделений фазы Al_3Zr . Вопрос заключается в скорости протекания этого процесса, что зависит, в основном, от двух факторов: температуры (которая определяет скорость диффузии) и степени пересыщенности (Al). С их ростом скорость распада должна увеличиваться. Однако при высоких температурах (свыше 550 °C) пересыщенность минимальна, а при максимальной пересыщенности (т.е. при температурах ниже 300-350 °C) мала диффузионная подвижность атомов Zr в (Al). Из этого следует, что максимальный распад следует ожидать при средних температурах (в диапазоне 350-450 °C).

На рис.12 начало распада (Al) показано линией «С-кривой». И если скорость охлаждения такова, что в процессе охлаждения катанки эта кривая пересекается (вариант 2), то можно ожидать формирования вторичных выделений Al_3Zr . Поскольку образование этих выделений должно сопровождаться сниже-

нием концентрации Zr в (Al), то для выявления данного процесса целесообразно использовать метод измерения электропроводности (электросопротивления), что следует из рис.2. Применительно к рассматриваемой партии катанки производства ИркАЗа, протекание такого процесса маловероятно, поскольку величина ρ хорошо согласуется с полным вхождением Zr в (Al).

При низких температурах возможна зонная стадия (формирование кластеров или предвыделений). Такая ситуация (вариант 3 на рис.12) возможна, если пересекается пунктирная кривая, отвечающая началу формирования зон. В этом случае измерение электрических свойств может оказаться недостаточным. Такой вариант вполне возможен при получении катанки в условиях ИркАЗа, поскольку время охлаждения в интервале 200–350 °С может составлять несколько часов. Следует также принять во внимание, что горячая деформация (на стадии получения катанки) может заметно ускорить процесс распада.

И, наконец, последнему, четвертому варианту, при котором никаких процессов при охлаждении катанки не происходит, отвечает охлаждение, обычно реализуемое в лабораторных условиях, в частности, при литье плоских слитков (15x30x180 мм) в графитовую изложницу. Именно на таких слитках и получены результаты, на основе которых даны рекомендации по выбору оптимального режима термической обработки катанки.

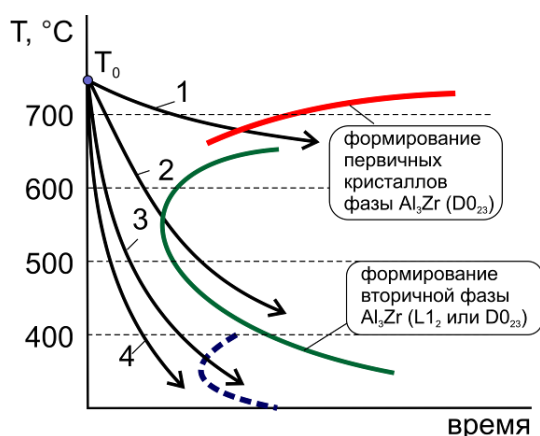


Рис.12. Схема влияния скорости охлаждения алюминиевого сплава, содержащего 0,2–0,3%Zr, на формирование литой структуры

Другим не менее важным технологическим фактором, который необходимо учитывать при разработке технологии получения катанки является степень деформации. Известно, что высокие степени деформации способствуют ускорению распада пересыщенного твердого раствора, в частности, алюминиевого пересыщенного цирконием и, как следствие, снижению УЭС. И при недостаточной степени деформации, соответственно, распад может быть затруднен.

Влияние степени деформации было изучено на образцах катанки ИркАЗ, полученной в промышленных условиях (степень деформации 98 %) и образцах, полученных путем переплава трапеции ИркАЗ в лабораторных условиях и последующей их деформации, соответствующей 82%. Технологические режимы плавки и литья в лабораторных условиях соответствовали требованиям получения Al-Zr сплавов с заданной структурой, в частности, скорость кристаллизации около 40 К/с, температура плавки 800 °С и литья - 750 °С.

Исследование влияния термической обработки на УЭС при сложном многоступенчатом отжиге с 300 до 450 °С, с шагом 50 °С по 3 часа и базовом (рекомендуемом) двухступенчатом отжиге по режиму 350 °С, 3 ч + 450 °С, 6 ч показало, что в обоих случаях образцы, полученные со степенью деформации 82 %, имели существенно более высокое значение УЭС (табл.5). Следует отметить, что наибольшая разница наблюдается именно на последней ступени отжига, где формируется основное количество дисперсоидов фазы Al_3Zr , что требует применения более длительного отжига при относительно небольших степенях деформации.

Таблица 5

Влияние ступенчатого отжига на изменение УЭС (мкОм·мм) катанки (0,24%Zr, 0,29%Fe, 0,66%Si) при степени деформации 98 и 82 % соответственно

Степень деформации, %	Состояние				
	Н	350 °С, 3 ч	350 °С, 3 ч	400 °С, 3 ч	450 °С, 4 ч
98*	32,61	31,79	30,41	29,01	28,36
82	32,56	31,91	30,61	29,11	28,71
Степень деформации, %	Состояние				
	Н	350 °С, 3 ч	-	-	450 °С, 6 ч
98*	32,58	31,83	-	-	28,38
82	32,60	31,75	-	-	28,82

* - реализуется в условиях действующего производства ИркаЗ

При моделировании процесса длительного отжига, реализуемого в промышленных печах, основным объектом исследования была катанка производства ИркаЗ. Отжиг катанки проводили в лабораторной печи в условиях медленного нагрева (сопоставимого со скоростью прогрева бухт в условиях предприятия ООО «МоскабельЦветМет») около 10 °С/час – «режим 1» и в условиях быстрого прогрева, составляющего около 250 °С/час – «режим 2» (рис.13).

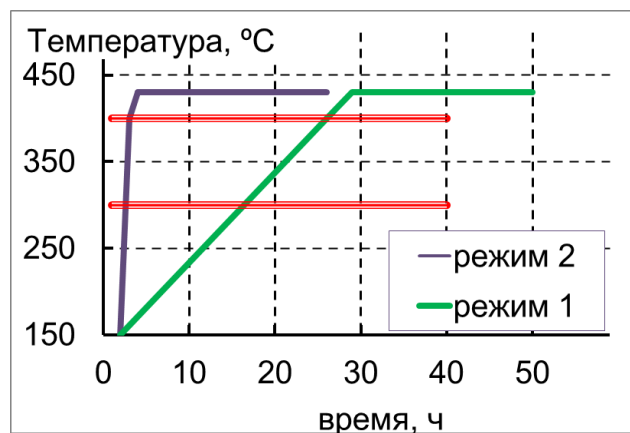


Рис.13. Графики медленного (режим 1) и быстрого нагрева катанки (режим 2) до заданных температур

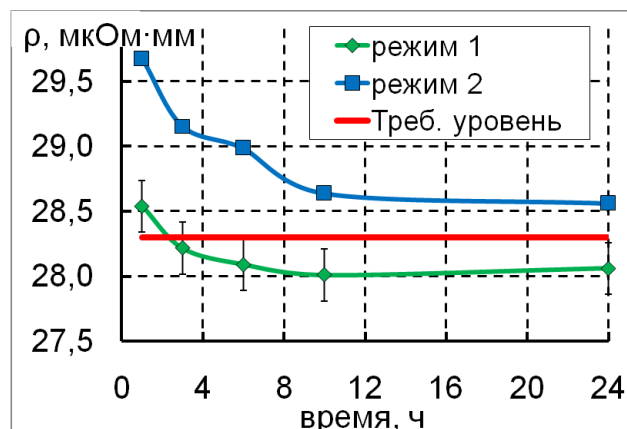


Рис.14. Зависимость изменения удельного электрического сопротивления катанки (0,24%Zr) при 430 °С от времени нагрева

Как видно из рис.14, медленный нагрев позволяет добиться требуемого снижения электросопротивления при меньшей выдержке по сравнению с быстрым нагревом. Это можно объяснить тем, что медленный нагрев, в процессе которого катанка находится при температурах 300-400 °С не менее 6 часов, по сути, выполняет функцию первой ступени.

На основании полученных результатов были сформулированы требования к контролю технологических и структурных параметров для достижения заданных свойств катанки (табл.6,7).

Таблица 6

Основные требования, предъявляемые к оптимальной структуре катанки Al–Zr сплава, позволяющей получить требуемые свойства¹

№	Структурный параметр	Влияние на свойства
1	Отсутствие первичных кристаллов Al ₃ Zr	Zr, входящий в эти кристаллы, снижает количество вторичных выделений Al ₃ Zr (наночастиц), что отрицательно сказывается на термостойкости
2	Минимальное содержание Zr в (Al)	С ростом содержания Zr в (Al) повышается ρ
3	Достаточное количество равномерно распределенных наночастиц Al ₃ Zr	Именно эти частицы обеспечивают требуемую термостойкость

¹ остальные требования должны быть на уровне требований, предъявляемым к электротехническому алюминию марок А5Е и А7Е.

Таблица 7

Технологические операции, которые необходимо контролировать для получения требуемых свойств в катанке Al–Zr сплава (0,18-0,22%Zr)

№	Технологические операция, базовые параметры	Метод контроля
1	Плавка, температура должна быть выше 800 °С, чтобы обеспечить растворение Zr-содержащей лигатуры в расплаве	Определение химического состава, взятие пробы расплава (на соответствие концентрации Zr требуемому уровню)
2	Литье, температура должна быть выше 750 °С (заведомо выше ликвидуса), чтобы не допустить образования первичных кристаллов Zr-содержащей фазы Al ₃ Zr	Микроструктурный анализ катанки (на отсутствие первичных кристаллов Al ₃ Zr), определение ρ (на подтверждение отсутствие распада (Al))
3	Температурный режим на стане непрерывной прокатки (охлаждение после литья)	Контроль температуры на характерных участках
4	Отжиг катанки по регламентированному режиму	Определение УЭС и механических свойств катанки на разрыв

6. Опытнo-промышленнoе опробoвание технологии получения катанки сплава Al-Zr (АЦЕ 25) способом непрерывного литья и прокатки в условиях завода ИркАЗ

Опытные плавки сплавов, содержащих 0,236-0,244%Zr, производились на двухзонном миксере, вместимость каждой зоны 15 тонн. Жидкий металл заливался из ковшей, поступающих из электролизных корпусов. Обработки расплава в миксере не производилось. Металлотракт от миксера до кристаллизатора имеет значительный перепад по высоте от уровня летки до точки литья. Металлотракт оборудован фильтровальной камерой с пенокерамическим фильтром пористостью 30 ppi размером 305 x 305 x 50 мм. Роторный кристаллизатор имеет внешнее открытое охлаждение, в результате в районе точки литья образуется значительное облако пара, имеет место локальное повышение влажности, что может являться дополнительным источником водорода в расплаве. Исследования макроструктуры литой заготовки подтвердили наличие в центральной части темплета газовой пористости, как на образцах, отобранных от опытной партии, так и на темплете трапеции алюминия марки А5Е, производимой на ИркАЗе.

Температура расплава непосредственно в миксере составляла около 800 °С, а температура расплава в лотке - 745-755 °С. Из этого следует, что вводить цирконий в количестве более 0,25% на данном производстве нецелесообразно. Согласно расчету скорости охлаждения на рассматриваемом литейном агрегате (при получении трапеции с сечением 3450 мм²) составляет более 20 К/с, что является достаточным для полного вхождения циркония в (Al). Отжиг образцов катанки (взятых от разных бухт) проводили в лабораторных условиях по различным режимам.

Из полученных данных следует, что отжиг (на всех бухтах) приводит к значимым изменениям в значениях УЭС (рис.15, табл.9). Начиная с 300 °С и до 450 °С значения УЭС монотонно снижаются, степень этого снижения определяется прежде всего температурой отжига. При этом заданный уровень УЭС (<28,5 мкОм·мм) достигается при выполнении ступенчатого отжига с последовательным повышением температуры на каждой ступени уже за 12 часов отжига. Величина σ_v при таком режиме мало снижается и составляет 116-121 МПа. Дальнейшее повышение температуры отжига до 500 °С приводит к увеличению значений УЭС (связано с увеличением растворимости Zr в (Al)) и снижению σ_v (из-за укрупнения выделений Al₃Zr).

На предприятии ООО «МоскабельЦветМет» были проведены технологические испытания катанки из Al-Zr сплава (марки АЦЕ25) и полученной из нее проволоки. Эти испытания включали в себя термическую обработку в промышленной печи, определение механических свойств на растяжение, удельного электросопротивления (УЭС), получение проволоки различных диаметров и определение ее свойств. Применительно к промышленным условиям был рекомендован одноступенчатый нагрев при 440-450 °С в течение 3-6 часов после

длительного плавного (монотонного) нагрева в течение 12-24 ч до указанной температуры.

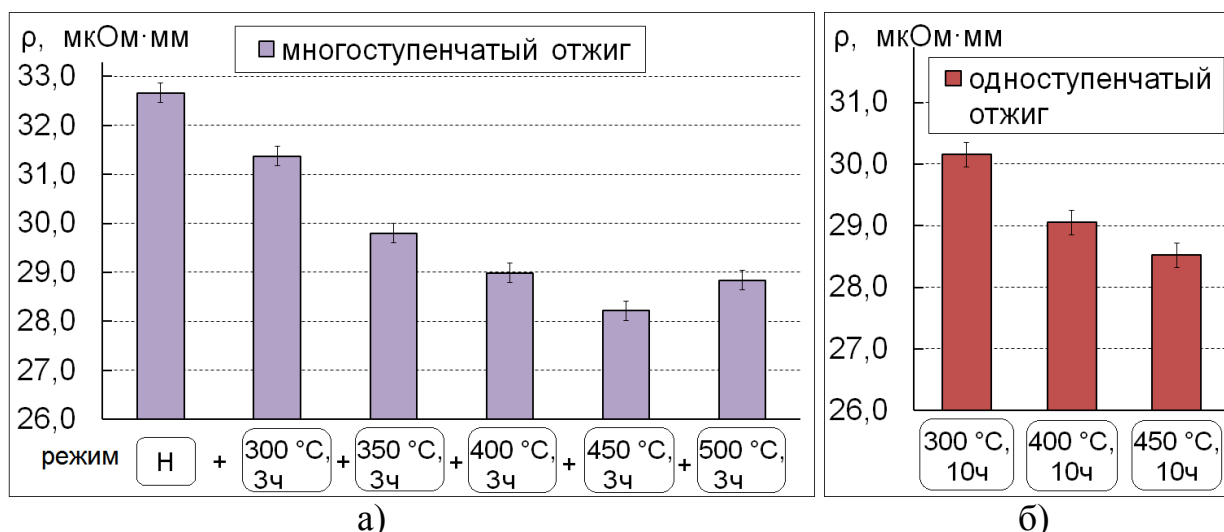


Рис.15. Зависимость УЭС катанки сплава, содержащего 0,24%Zr, от температуры последней ступени отжига

Таблица 9

Влияние ступенчатого отжига на УЭС образцов катанки сплава с 0,24%Zr

№ плавки (бухты)	Состояние			
	Н	350 °C, 3 ч	400 °C, 3 ч	450 °C, 4ч
1	32,74	30,38	29,52	28,31
2	32,79	29,99	29,26	28,30
3	32,87	30,01	29,41	28,28
4	32,72	30,08	29,46	28,44
5	32,68	30,36	29,46	28,43
6	32,38	30,58	29,39	28,39
Среднее	32,70	30,23	29,41	28,36

Таблица 10

Свойства проволоки, полученной из катанки, отожженной по одноступенчатому режиму (в скобках указаны требования стандарта ИЕС 62004)

Диаметр, мм	УЭС, мкОм·мм	σ_b , МПа	δ , %	σ_b^{230} , МПа ¹	Падение предела прочности, %
4,5	28,12 (<28,73)	176,6 (>159)	4 (>2)	169,2	95,83 (>90)
2	28,32 (<28,73)	192,5 (>159)	3 (>2)	177,7	92,31 (>90)

¹ после отжига при 230 °C в течение 1 часа

Испытания показали, что проволока, полученная из катанки согласно предложенным рекомендациям, соответствует типу АТ1 (согласно требованиям стандарта ИЕС 62004). Следует отметить, что требование к прочности термообработанной катанки (выше 120 МПа) представляется завышенным. Как видно

из табл. 10, проволока заметно превосходит минимально допустимый уровень по величине σ_B .

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. В лабораторных условиях промоделирована технология получения алюминиевой катанки с добавкой циркония для электротехнического применения применительно к ее производству способом непрерывного литья и прокатки.

2. С использованием расчетных и экспериментальных методов определены минимальные температуры расплава в печи с учетом ее падения на пути к колесу-кристаллизатору, которые позволяют предотвратить образование первичных кристаллов Al_3Zr . В частности, в условиях предприятия ИркАЗ (ОК РУСАЛ) при 0,2%Zr эта температура должна составлять не менее 790 °С, а при 0,3%Zr - не менее 840 °С.

3. Проведен сравнительный анализ усвоения расплавом циркония из разных лигатур. Показано, что в отсутствии перемешивания для растворения 0,3%Zr из таблетированной лигатуры (80%Zr+20% флюса) требуется более 2-х ч, а для растворения из лигатуры Al-15%Zr достаточно 1 ч.

4. Проанализированы основные факторы, влияющие на распад пересыщенного цирконием алюминиевого твердого раствора ((Al)) с выделением вторичных частиц фазы Al_3Zr в процессе охлаждения после окончания кристаллизации. Показано, что эффективным методом оценки содержания Zr в (Al) является измерение удельной электропроводности (УЭП) на литой заготовке (трапеции). С другой стороны, установлено, что деформация литой заготовки оказывает незначительное влияние на это свойство, что делает допустимым измерение УЭП или УЭС на катанке.

5. Установлено, что достижение необходимого уровня УЭС на катанке (для типов АТ1 и АТ3 в соответствии с требованиями стандарта ИЕС 62004) возможно только за счет ее отжига в интервале температур 350–450 °С. Показано, что одноступенчатые нагревы не позволяют получить необходимый уровень УЭС и прочности за приемлемое время. При 350 °С требуется выдержка более 500 ч, а при 450 °С происходит снижение прочности ниже допустимого уровня.

6. Для условий быстрого нагрева рекомендован двухступенчатый отжиг катанки по следующему режиму: 340-360 °С, 3-6 ч + 440-450 °С, 3-6 ч. Применительно к промышленным условиям возможен одноступенчатый нагрев при 440-450 °С в течение 3-6 часов после длительного плавного (монотонного) нагрева в течение 12-24 ч до указанной температуры. При этом время нагрева от 300 °С до 400 °С должно быть не менее 6 ч.

7. Показано, что при рекомендованных режимах отжига в катанке формируется структура, которая характеризуется наличием волокнистых (нерекристаллизованных) зёрен и наночастицами фазы Al_3Zr ($L1_2$) размером до 20 нм.

8. Установлено, что кремний, который в алюминии электротехнических марок (А5Е, А7Е) рассматривается как вредная примесь, при наличии добавки циркония может быть полезным элементом, который позволяет уменьшить время отжига. В частности, в сплаве Al-0,34%Zr-0,28%Si-0,15%Fe уже 1- часо-

вой отжиг при 300 °С позволяет снизить электросопротивление до величины 28,5 мкОм·мм.

9. В промышленных условиях завода ИркАЗ получены партии катанки (диаметром 9,5 мм) из Al-Zr сплава марки АЦЕ25 в виде бухт общей массой около 20 т. Показано, что в данных условиях возможно получение Al-Zr сплавов с температурой ликвидуса до 750 °С, что соответствует сплавам, содержащим до 0,25 % Zr.

10. На предприятии ООО «МоскабельЦветМет» были проведены технологические испытания катанки из сплава марки АЦЕ25 и полученной из нее проволоки. Эти испытания включали в себя термическую обработку, определение механических свойств на растяжение, УЭС и термостойкости. Показано, что проволока, отожженная по рекомендованному режиму, соответствует типу АТ1 (согласно требованиям стандарта IEC 62004).

Основные положения диссертации опубликованы в работах:

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК:

1. N.A.Belov, A.N. Alabin, I.A.Matveeva, "Optimization of Phase Composition of Al-Cu-Mn-Zr-Sc Alloys for Rolled Products without Requirement for Solution Treatment and Quenching", Journal of alloys and Compounds, Vol. 583 (2014), p. 206-213.
2. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, Р.А. Биктагиров, И.А. Матвеева, А.Г. Цыденов «Влияние циркония на механические свойства отожженных листов алюминиевого сплава АА3104». Цветные металлы, 2013, №11, С.75-80.
3. Н.А.Белов, А.С.Турсунов, И.А.Матвеева «Фазовый состав и структура термически упрочняемого экономнолегированного силумина Al9Si-Q». Литейщик России, 2012, №2, С. 33-37.
4. Н.А. Белов, И.А. Матвеева «Компьютерный анализ диаграммы состояния Al-Fe-Si применительно к малолегированным алюминиевым сплавам». Изв.вузов. Цв.металлургия, 2001, №1, С.34-39.

Другие публикации:

5. I. Matveeva, N. Dovzhenko, S. Sidelnikov, L. Trifonenkov, V. Baranov, E. Lopatina, "Development and Research of New Aluminium Alloys with Transition and Rare-earth Metals and Equipment for Production of Wire for Electrotechnical Applications by Methods of Combined Processing". Light Metals 2013, TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2013, p. 443-447.
6. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, И.А.Матвеева "Сравнительный анализ электропроводности, термостойкости и технологичности алюминиевых сплавов на базе систем Al-PЗМ и Al-Zr", в сб. докладов XXXI Международной Конференции «ИКСОБА», XIX Международной Конференции «Алюминий Сибири», 4-6.09.2013, Красноярск, с.964-967.

Использование результатов работы

Результаты диссертационной работы позволили решить ряд практических задач, связанных с производством Al-Zr катанки на предприятиях ОК РУСАЛ. В частности, результаты были учтены при составлении технологического регламента на плавку и термическую обработку.