

**Чеверикин Владимир Викторович**

**«Влияние эвтектикообразующих элементов на структуру и свойства высокопрочных сплавов системы Al – Zn – Mg»**

Специальность 05.16.01

«Металловедение и термическая обработка металлов»

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Москва 2007

Диссертационная работа выполнена на кафедре металловедения цветных  
металлов Московского государственного института стали и сплавов  
(технологического университета)

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

Профессор, доктор технических наук Белов Н.А.

НАУЧНЫЙ КОНСУЛЬТАНТ:

Профессор, доктор технических наук Золоторевский В.С.

ОФИЦИАЛЬНЫЕ ОППОНЕНТЫ:

Доктор технических наук Захаров В.В.

Кандидат технических наук Антипов В.В.

ВЕДУЩЕЕ ПРЕДПРИЯТИЕ:

ОАО «Авиакомплекс им. С.В. Ильюшина»

Защита диссертации состоится « 28 » июня 2007 г. в 15<sup>30</sup> часов на заседании  
Диссертационного совета Д 212.132.08 при Московском государственном институте  
стали и сплавов (технологическом университете) по адресу: 119049, г. Москва, ГСП–1,  
Ленинский проспект, д.4, ауд. 436

Справки по телефону: 237–84–45

Автореферат разослан « 28 » мая 2007 г.

Ученый секретарь

Диссертационного совета, проф.



Мухин С.И.

## **ВВЕДЕНИЕ**

### **Актуальность работы**

Развитие современной техники предъявляет все более высокие требования к материалам. Стандартные литейные и деформируемые сплавы на основе алюминия часто не отвечают этим требованиям, что вынуждает использовать более дорогие материалы, в частности, полученные по специальным технологиям (сверхбыстрая кристаллизация, механическое легирование, замешивание в расплав ультрадисперсных частиц и т.д.). Высокая стоимость последних существенно ограничивает производство и потребление готовых изделий.

В связи с этим для фасонного литья актуален поиск состава сплавов, из которых можно получать на имеющемся оборудовании высококачественные фасонные отливки с более высоким уровнем эксплуатационных свойств, чем у отливок из известных сплавов. Наилучшими литейными свойствами обладают сплавы, имеющие достаточно большое количество эвтектической составляющей. Среди промышленных алюминиевых сплавов к ним относятся силумины (на базе алюминий-кремниевой эвтектики), которые нашли очень широкое применение. Однако для изделий новой техники уровень прочности ( $\sigma_b < 400$  МПа), обеспечиваемых силуминами, часто оказывается недостаточным. С другой стороны, наиболее прочные известные литейные сплавы на базе систем Al–Cu (типа AM5) и Al–Zn–Mg–Cu (БАЛ12) отличаются очень низкой технологичностью при получении фасонных отливок. Поэтому повышение прочности новых сплавов должно обязательно сочетаться с высокой коррозионной стойкостью и хорошей технологичностью при литье всеми прогрессивными методами с использованием многоразовых металлических форм.

Среди деформируемых алюминиевых сплавов наиболее высокопрочными являются сплавы на основе системы Al–Zn–Mg–Cu. Их недостатком является то, что повышение прочности за счет увеличения концентраций цинка, магния и меди (сплавы типа В96Ц-3) приводит к снижению пластичности, трещиностойкости, коррозионной стойкости и повышению чувствительности к примесям. Это вынуждает использовать высокочистые шихтовые материалы, что удорожает сплавы, и более мягкие режимы старения (Т2 вместо Т1), что приводит к потере прочности. Кроме того, высокопрочные сплавы на базе системы Al–Zn–Mg–Cu отличаются низкой технологичностью, в частности, при литье слитков, обработке давлением и сварке плавлением.

Проведенные в последние годы на кафедре металловедения цветных металлов МИСиС работы по исследованию влияния добавки никеля на структуру и свойства литейных и деформируемых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu (типа БАЛ12 и В95) показали возможность в существенной степени устранить вышеперечисленные недостатки. В результате был создан сплав АЦ6Н4, который является наиболее прочным ( $\sigma_b \sim 530$  МПа) из известных свариваемых алюминиевых сплавов. Однако наличие в этом сплаве меди приводит к недостаточной общей коррозионной стойкости а также расширяет интервал кристаллизации, ухудшая литейные свойства. Кроме того, медь, образующая в

алюминиевых сплавах соединения с никелем и заметно снижающая температуру солидуса, что мешает достижению более высоких механических и технологических свойств.

Решению задачи получения высокой прочности безмедистых литейных и деформируемых сплавов на базе системы Al–Zn–Mg в сочетании с хорошими технологическими свойствами за счет оптимального легирования эвтектикообразующими элементами (Ni, Fe и Si) и посвящена данная работа.

**Цель работы:** Повышение эксплуатационных и технологических свойств высокопрочных литейных и деформируемых сплавов с использованием в качестве базовой системы Al–Zn–Mg–ЭД, где ЭД – эвтектикообразующая добавка.

Для достижения поставленной цели необходимо было установить закономерности влияния ЭД (Fe, Ni и Si) на структуру, механические, коррозионные и технологические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg и на основе полученных закономерностей дать рекомендации по составу новых высокопрочных литейных и деформируемых сплавов, превосходящих промышленные аналоги по совокупности основных характеристик.

**В работе решались следующие конкретные задачи:**

1. Построение фрагментов фазовых диаграмм системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si и выявление наиболее перспективных композиций;
2. Установление влияния эвтектикообразующих элементов (Fe, Ni и Si) на структуру, механические, коррозионные и технологические свойства сплавов системы Al–Zn–Mg;
3. Разработка высокопрочных алюминиевых сплавов эвтектического типа с улучшенным комплексом эксплуатационных и технологических свойств по сравнению с известными аналогами, а также технологических режимов получения из них фасонных отливок и деформированных полуфабрикатов.

### **Научная новизна**

1. Построены фрагменты многокомпонентных фазовых диаграмм системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si, что послужило научной основой для выбора композиций, которые позволили оптимизировать состав и структуру высокопрочных литейных и деформируемых сплавов на основе термически упрочняемой алюминиевой матрицы с эвтектическими фазами.
2. На примере композиций Al–7%Zn–3%Mg–4%Ni (с фазой Al<sub>3</sub>Ni), Al–7%Zn–10%Mg–4%Si (с фазой Mg<sub>2</sub>Si) и Al–7%Zn–3%Mg–1%Ni–0,8%Fe (с фазой Al<sub>9</sub>NiFe) показано, что добавки эвтектикообразующих элементов приводят к повышению прочностных свойств за счет глобулярных частиц эвтектических фаз и улучшению литейных свойств (в частности показателя горячеломкости) в результате сужения эффективного интервала кристаллизации по сравнению с базовым сплавом Al–7%Zn–3%Mg.

3. Показано, что наличие глобулярных относительно равномерно распределенных включений эвтектических фаз ускоряет распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора при старении и препятствует образованию грубых зернограничных выделений фазы  $T-Al_2Mg_3Zn_3$ , характерных для сплавов системы  $Al-Zn-Mg$ . Благодаря этим структурным эффектам происходит переход от межзеренного к внутризеренному разрушению, что приводит к повышению характеристик прочности, пластичности и стойкости против коррозионного растрескивания.

#### **Практическая значимость работы**

1. Предложен и запатентован высокопрочный литейный алюминиевый сплав  $Al_7Mg_3Zn_4$  (патент РФ № 2245388 МПК<sup>7</sup> C22C21/00, 2005 г.), обладающий наилучшим сочетанием литейных и механических свойств ( $\sigma_b > 600$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 500$  МПа,  $\delta > 5\%$ ) по сравнению с самыми прочными промышленными аналогами типа АМ5 и ВАЛ12, а также экспериментальным сплавом  $Al_6Mg_4$ .

2. Предложен и запатентован высокопрочный деформируемый свариваемый сплав 019705 на основе алюминия (патент № 2288965 МПК<sup>7</sup> C22C21/10, 2006 г.), обладающий прочностными свойствами ( $\sigma_b > 700$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 680$  МПа при  $\delta > 5\%$ ) и технологичностью выше, чем у промышленных аналогов типа В96Ц-3.

3. Разработаны режимы (включая технологическую документацию) получения и термообработки фасонных отливок и деформированных полуфабрикатов из новых сплавов (НОУ-ХАУ № 116-013-2005; НОУ-ХАУ № 117-013-2005; НОУ-ХАУ № 118-013-2005; НОУ-ХАУ № 119-013-2005).

4. Высокопрочный литейный сплав  $Al_7Mg_3Zn_4$  успешно прошел опробование при получении фасонных отливок литьем в серийные кокиля в условиях предприятий ОАО “Авиакомплекс им. С.В. Ильюшина” и ОАО “Воронежское акционерное самолетостроительное объединение” (ВАСО).

#### **Апробация работы**

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены:

- на 2-й Евразийской научно-практической конференции “Прочность неоднородных структур. ПРОСТ-2004”, 20–22 апреля 2004 г., МИСиС;
- на семинаре «Научно-технологическое обеспечение деятельности предприятий, институтов и фирм, МИСиС, 17.11.2004 г.;
- на семинаре “New Advanced Materials and Coatings”, Прага, 30 ноября 2004 г.;
- На Всероссийской выставке научно-технического творчества молодежи, Москва, ВВЦ, 20 – 24 июня, 2006 г.;
- На 10-й Международной конференции «Aluminium Alloys», Ванкувер, Канада, 9 – 13 июля 2006 г.

Результаты диссертационной работы отражены в 5 публикациях. По результатам работы получены 2 патента РФ и 4 НОУ–ХАУ, а также составлена технологическая документация.

**Структура и объем работы.** Диссертация состоит из введения, 6 глав, выводов, библиографического списка из 111 источников и 7 приложений. Работа изложена на 179 страницах машинописного текста, содержит 37 таблиц и 73 рисунка.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

### **1. Обзор литературы**

В данном разделе рассмотрены опубликованные результаты исследований влияния эвтектикообразующих элементов на фазовые превращения, структуру и свойства высокопрочных сплавов систем Al – Zn – Mg, Al – Zn – Mg – Cu. Проанализированы установленные закономерности повышения литейных и механических характеристик сплавов за счет легирования алюминиевых сплавов эвтектикообразующими элементами и термической обработки. Рассмотрено также влияние небольших добавок циркония и скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов и основные закономерности коррозионного поведения сплавов систем Al–Zn–Mg и Al–Zn–Mg–Cu в зависимости от их состава и структуры.

По обзору литературы были сделаны следующие основные выводы:

а) сплавы системы Al–Zn–Mg–(Cu) являются самыми прочными среди промышленных алюминиевых сплавов, но из-за плохих литейных свойств они практически не могут использоваться как литейные;

б) для повышения литейных свойств высокопрочных сплавов на базе системы Al–Zn–Mg целесообразно использовать добавки никеля, железа и кремния при условии, что эти элементы входят в состав фаз эвтектического происхождения, в частности  $Al_3Ni$ ,  $Al_9FeNi$ ,  $Mg_2Si$ ;

в) поскольку четверные и более сложные фазовые диаграммы системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si практически не изучены, необходимо экспериментальное построение наиболее важных, с практической точки зрения, фрагментов этих диаграмм.

### **2. Методики исследования**

На основании выводов по обзору литературы и новейших результатов, полученных на кафедре металловедения цветных металлов, были выбраны объекты исследования и экспериментальные методики.

Объектами исследований были сплавы следующих систем: Al–Zn–Mg, Al–Zn–Mg–Ni, Al–Zn–Mg–Fe, Al–Zn–Mg–Si, Al–Zn–Mg–Fe–Si, Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si, Al–Zn–Mg–Zr, Al–Zn–Mg–Ni–Zr, Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si–Zr–Sc. В качестве исходных материалов для изготовления сплавов использовали следующие шихтовые материалы: алюминий (99,99 %), магний (Mg90), цинк (Ц0) и лигатуры: Al–20 % Ni, Al–10 % Fe, Al–10 % Si, Al–3,5 % Zr, Al–2 % Sc.

Сплавы выплавляли в лабораторной электрической печи сопротивления в графитошамотных тиглях. Разливку производили в графитовую и стальную изложницы с внутренней полостью 15х30 мм и длиной 200 мм, средняя скорость охлаждения в этих изложницах была 5–10 и 20 К/с соответственно. При опробовании сплавы готовили в условиях литейного участка ОАО “ИЛ” в индукционной печи, а также на предприятии ОАО «ВАСО», где были получены фасонные отливки в серийные кокиля.

Показатель горячеломкости (ПГ), который характеризует склонность сплава к образованию кристаллизационных трещин при литье, определяли по карандашной пробе. Кроме того, оценку уровня литейных свойств проводили по внешнему виду тонкостенных отливок на отсутствие трещин, непроливов и других видимых дефектов.

Термический анализ, как прямой, так и дифференциальный, проводили с целью определения температур фазовых превращений в сплавах для дальнейшего построения фрагментов фазовых диаграмм на дифференциальном сканирующем калориметре Labsys DSC–1600 фирмы Setaram.

Термическую обработку проводили в муфельных электрических печах СНОЛ–1,6.2,3.0,8/9–М1 с точностью поддержания температуры ~5 К и “Nabetherm” с вентилятором, где точность поддержания температуры составляла ~1 К.

Листы получали прокаткой плоских слитков (с размерами 15×30×160 мм и 15×60×160 мм) на лабораторном прокатном стане УСП – 133 до толщины ~2 мм при ~450 °С за 10 – 12 проходов. Прутки получали прессованием из цилиндрических слитков диаметром 50 мм (до 10 мм) при температуре ~400 °С.

Механические свойства при растяжении оценивали на универсальной машине ИР 5057–50 со скоростью деформирования 4 мм/мин и на разрывной машине ФР 10/1 при скорости движения траверсы 1 мм/мин (ГОСТ 1497–84). Твердость определяли на твердомере ТШ–2 (по Бринеллю) с диаметром стального шарового индентора 5 мм и нагрузкой 2500 Н в течение 30 с (ГОСТ 9012–59) и твердомере ТП–2 (по Виккерсу) с алмазным индентором и нагрузкой 50 Н (ГОСТ 2999–75) в течение 30 с.

Механические свойства при испытании на одноосное растяжение оценивали по значениям временного сопротивления ( $\sigma_b$ ), условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и относительного удлинения ( $\delta$ ). Цилиндрические образцы имели следующие размеры: диаметр рабочей части 5 мм и 4 мм и рабочую длину 25 и 20 мм соответственно (ГОСТ 1497–73). Плоские образцы толщиной 2 мм вырезали из листов размером 10×160 мм, разделяли рабочую длину на три зоны по 20 мм, а относительное удлинение рассчитывали в зоне, где произошло разрушение.

Испытания на высокоцикловую усталость ( $\sigma_{-1}$ ) проводили на цилиндрических образцах согласно ГОСТ 25.502 – 79 на установке УКИ–60000–2.

Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре 2010 КМ-30. Образцы имели вид стержня с квадратным сечением 10×10 мм и длиной 55 мм с U-надрезом, согласно ГОСТ 9454-78.

Структурные исследования проводили с помощью светового микроскопа Neophot-30 и электронных сканирующего JSM-35CF и просвечивающего JEM 2000-EX микроскопов (СМ, СЭМ и ПЭМ соответственно). Шлифы для СМ и СЭМ готовили методом электролитической полировки. Для выявления зеренной структуры в СМ их дополнительно оксидировали. Фольги для электронно-микроскопического анализа получали струйной электрополировкой из образцов, предварительно утоненных до 0,2 мм.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном сканирующем микроскопе JSM-35CF с четырехкристальным спектрометром.

Рентгеноструктурный анализ использовали для исследования фазового состава на дифрактометре ДРОН-3.

Оценку коррозионных свойств проводили по ускоренным методикам. При определении склонности сплавов к общей коррозии образцы выдерживали в водном растворе 5,7 % NaCl + 0,3 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> (стандарт ASTM G 110-92) в течение суток. Склонность сплавов к общей коррозии оценивали по результатам испытаний на растяжение до и после выдержки в растворе.

Для определения склонности сплавов к коррозии под напряжением проводили эксперименты в стандартном водном растворе 3% NaCl (ГОСТ 9.019-74). Испытания проводили методом заданной деформации в сложнапряженном состоянии (изгиб с кручением).

Определение линейного коэффициента термического расширения (КТР) проводили на дилатометре LINSEIS L76/1000 в интервале температур 20–600 °С в воздушной атмосфере при скорости нагрева 5 К/мин.

Значения плотности определяли методом гидростатического взвешивания в двух средах на воздухе и в воде. Взвешивание проводили на одноплечных весах фирмы «Mettler», Швейцария, погрешность которых 0,1 мг.

Статистическая обработка. Значения механических свойств рассчитывали как среднее из 5–10 измерений на точку. Для оценки значимости результатов механических испытаний рассчитывали среднеквадратичное отклонение и доверительный интервал.

Расчет фрагментов фазовых диаграмм проводили с использованием программы *Thermo-Calc* (версия TCW-4, база данных TTAL5).

### **3. Влияние никеля на структуру, механические и литейные свойства сплавов системы Al – Zn – Mg**

В настоящем разделе работы приведено комплексное изучение влияния никеля (до 6%) на структуру и свойства отливок и слитков сплавов системы Al–Zn–Mg (4-8%Zn, 1-4%Mg) после



различной термообработки с целью выяснения возможностей разработки новых высокопрочных литейных сплавов.

Из анализа литературы следует, что для улучшения литейных свойств высокопрочных литейных сплавов необходимо: а) добиваться максимального сужения интервала кристаллизации сплавов; б) подобрать такие эвтектики, составляющие фазы которых могли бы фрагментироваться и сфероидизироваться при диффузионном отжиге после литья с образованием конечной структуры, характерной для композиционных материалов с дискретными частицами упрочняющих фаз, равномерно распределенных в матрице – алюминиевом твердом растворе (Al); в) обеспечить высокую прочность матрицы (Al).

Основываясь на этих принципах создания высокопрочных литейных сплавов, нами были выдвинуты общие соображения о легирующих элементах экспериментальных сплавов (табл.1), которые относятся к системе Al – Zn – Mg (без меди – поскольку медь снижает коррозионную стойкость и расширяет интервал кристаллизации, ухудшая литейные свойства). Сплавы данной системы при высокой концентрации Zn и Mg относятся к высокопрочным сплавам, но обладают даже без меди невысокими литейными свойствами, а также сильной склонностью к замедленному разрушению на воздухе и коррозионному растрескиванию. Для повышения литейных свойств высокопрочных сплавов на базе системы Al–Zn–Mg целесообразно использовать никель, кремний, железо поскольку эти элементы образуют фазы эвтектического происхождения –  $Al_3Ni$ ,  $Al_9FeNi$ ,  $Mg_2Si$ , – которые удовлетворяют перечисленным выше требованиям. Эти фазы предположительно можно использовать для обеспечения более равномерного распределения продуктов распада (Al) при старении и устранения цепочек зернограницных выделений.

Таблица 1.

Общие соображения по составу экспериментальных сплавов

Основные легирующие элементы	Образующиеся фазы; влияние легирующих элементов на структуру и свойства сплавов
Zn, Mg – остальное (Al)	Образуют твердый раствор (Al), $T'$ , $T''$ ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ) – фазы, $\uparrow \sigma_B$
Ni	образует эвтектику (Al+ $Al_3Ni$ ), $\downarrow ПГ^*$
Fe (+Ni)	образует эвтектику (Al+ $Al_9FeNi$ ), $\downarrow ПГ$
Si	образует эвтектику (Al+ $Mg_2Si$ ), $\downarrow ПГ$
Zr, Sc	образуют дисперсоиды $Al_3(Zr,Sc)$ , антирекристаллизатор, $\uparrow \sigma_B$

\*ПГ – показатель горячеломкости (чем меньше, тем лучше)

Перед проведением трудоемких экспериментов по влиянию никеля был проведен анализ фазовой диаграммы Al-Zn-Mg-Ni, который позволил обосновать выбор состава сплавов для

дальнейших исследований, а также построен фрагмент многокомпонентной фазовой диаграммы системы Al–Zn–Mg–Ni (Рис.1).

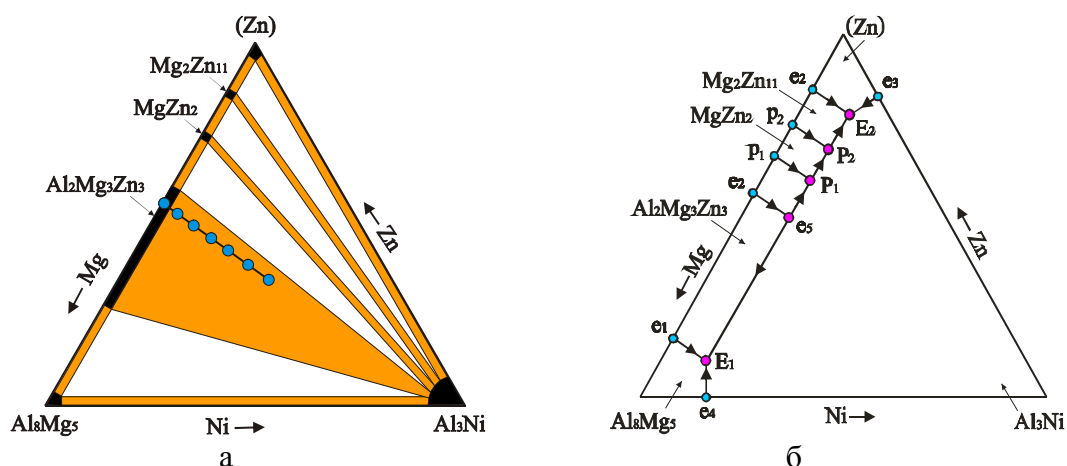


Рисунок 1. Фазовая диаграмма состояния системы Al-Mg-Zn-Ni в области алюминиевого угла: а) распределение фазовых областей в твердом состоянии; б) политермическая диаграмма.

Известно, что сплавы системы Al-Zn-Mg обладают значительным эффектом дисперсионного твердения. Прочность сплавов и эффект старения растут при увеличении суммарного содержания магния и цинка вплоть до 9-14 %. Максимальной прочностью и пластичностью обладают сплавы на разрезе Al-T (Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>). При этом ранее в работах кафедры металловедения цветных металлов МИСиС было показано, что композиция Al-7%Zn-3%Mg отличается сильным эффектом упрочнения при невысокой пластичности. Поэтому она и была выбрана в качестве базовой (далее АЦ7Mg3).

Типичные микроструктуры сплавов серии АЦ7Mg3-Ni в литом состоянии показаны на рис. 2. В сплаве без никеля обнаруживаются темные прожилки фазы Т(Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>) по границам дендритных ячеек (указано стрелкой), при этом их количество невелико (рис. 2а). Это говорит о том, что большая часть Mg и Zn находится в алюминиевом твердом растворе (Al). При введении до 2 %Ni включения фазы Al<sub>3</sub>Ni эвтектического происхождения располагаются только по границам дендритных ячеек. Увеличение содержания никеля приводит к появлению эвтектических колоний (Al)+Al<sub>3</sub>Ni, которые становятся особенно заметными при 3-4%Ni (рис.2 б). Первичные кристаллы Al<sub>3</sub>Ni обнаруживаются уже при 4,5%Ni, с ростом концентрации этого элемента они становятся крупнее, количество эвтектики уменьшается, а ее строение становится более грубым. При этом следует отметить, что в сплаве с 4%Ni доля эвтектических колоний (Al)+Al<sub>3</sub>Ni не превышает 50 об. %, т.е. чисто эвтектическая структура ни при каком содержании никеля не формируется.

Для определения оптимальной концентрации добавки никеля (оптимальной считали концентрацию близкую к эвтектической, так как наилучшими литейными свойствами обладают эвтектические сплавы), на основе анализа микроструктур, данных термоанализа и программы

*Thermo–Calc* были построены политермические разрезы систем Al-(4-8%)Zn-(1-4%)Mg-Ni. Разрезы Al-7%Zn-3%Mg-Ni показаны на рис.3.

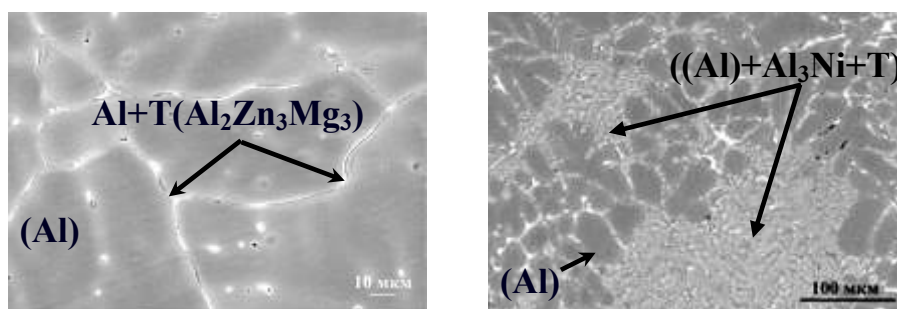


Рисунок 2. Влияние никеля на микроструктуру сплавов системы Al-7%Zn-3%Mg-Ni, в литом состоянии: а) 0% Ni; б) 4 %Ni;

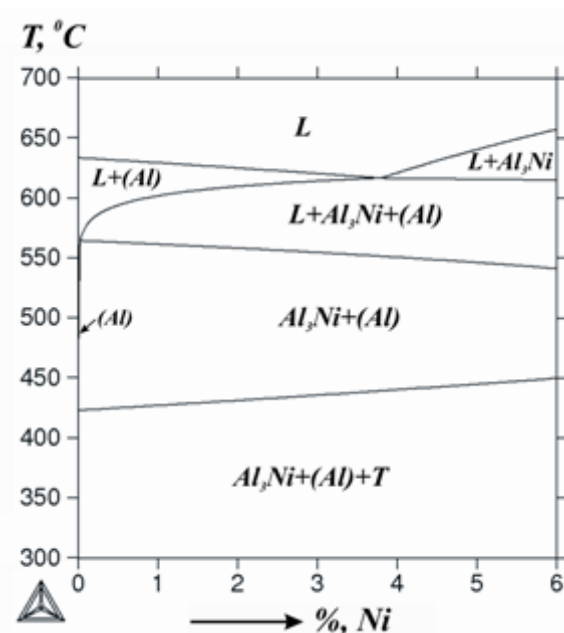
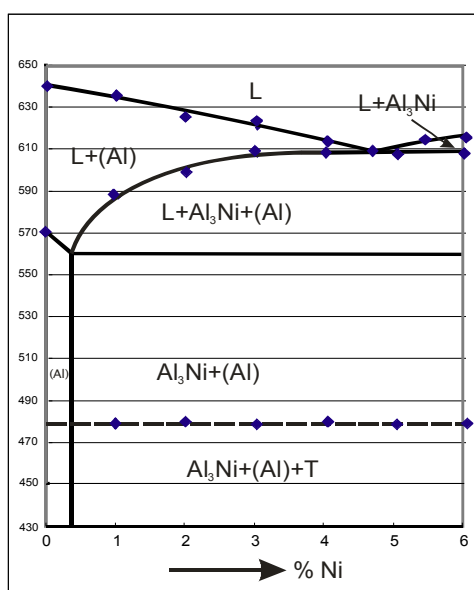


Рисунок 3. Политермические разрезы системы Al-7%Zn-3%Mg-Ni: а) политермический разрез, построенный на основе анализа микроструктур и термоанализа (пунктир – линия кристаллизации неравновесной эвтектики (Al+T)); б) политермический разрез, рассчитанный по программе «*Thermo–Calc*»

Из этого разреза следует, что при добавлении в базовый сплав Ni температура ликвидуса снижается на 20-40 °C, за счет чего интервал кристаллизации уменьшается и становится минимальным при концентрации 4-4,3%Ni. Определение показателя горячеломкости (минимальный диаметр, при котором не образуются трещины) по карандашной пробе подтвердило это предположение (табл. 2) – у базового сплава Al-7%Zn-3%Mg (далее АЦ7Мг3) критический диаметр более 16 мм, а у сплава Al-7%Zn-3%Mg-4%Ni (АЦ7Мг3Н4) – 14 мм. Разница не очень большая, но значимая. Именно за счет этой разницы в горячеломкости сплав с никелем становится свариваемым.

Горячеломкость и характеристики кристаллизации сплавов

Сплав	ПГ, мм (карандашная проба)	$\Delta T$ эфф, $^{\circ}\text{C}$
БАЛ 12 (6Zn2Mg1,5Cu)	>16	-
АЦ6Н4 (Al6Zn2Mg1Cu4Ni)	14	-
АЦ7Мг3	>16	85
<b>АЦ7Мг3Н4</b>	<b>14</b>	<b>54</b>

Наибольший практический интерес вызывает сравнение механических свойств высокопрочных сплавов в различных состояниях, поскольку именно в этих состояниях достигается максимальная прочность. Для предварительного определения режимов старения, дающих максимальное упрочнение, нами были построены кинетические зависимости твердости (НВ) при различных температурах старения ( $100 - 200^{\circ}\text{C}$ ) после закалки с разных температур ( $450 - 560^{\circ}\text{C}$ ). Показано, что добавка никеля в сплавы ускоряет дисперсионное твердение (максимум достигается за 3-6 часов), а также приводит к существенному росту НВ (рис. 4).

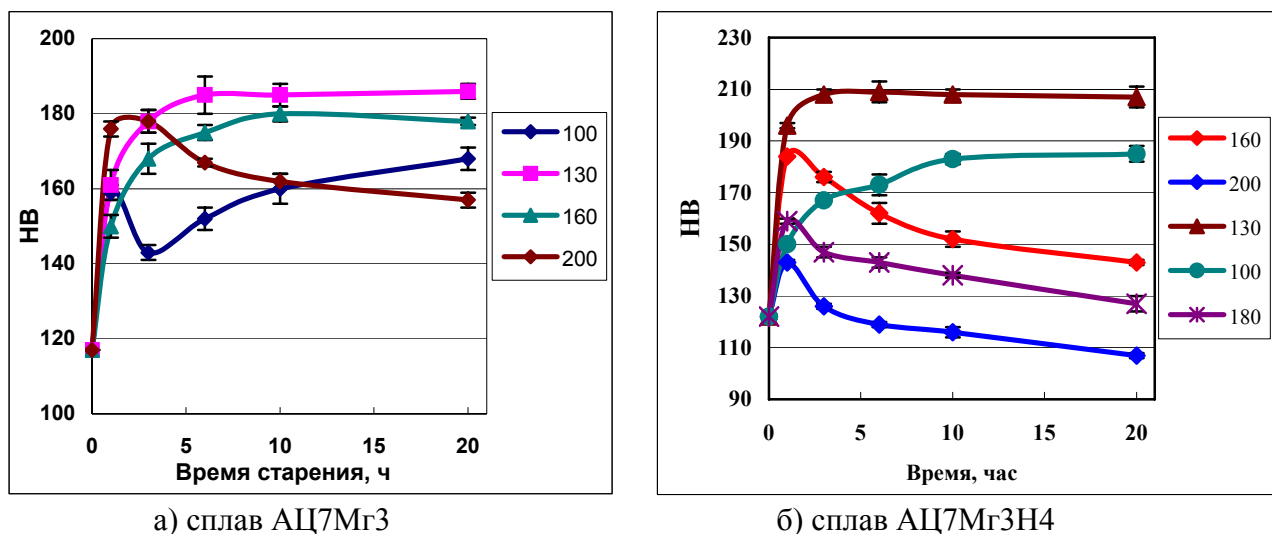


Рисунок 4. Кинетические зависимости твердости после старения сплавов АЦ7Мг3 и АЦ7Мг3Н4

В сплавах с 4 %Ni значения твердости  $\text{HV} > 200 \div 210$  превышают уровень, достигаемый в самых высокопрочных промышленных сплавах типа В96Ц-3. Это можно объяснить большой объемной долей дисперсных вторичных выделений фаз  $T'$  ( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ).

По кинетическим кривым твердости были предварительно определены режимы старения для получения состояний Т5 и Т6. Для сплавов Al-7%Zn-3%Mg-Ni состояние Т5 – закалка + неполное старение при  $T = 130^{\circ}\text{C}$ , 3 часа; состояние Т6 – закалка + старение на максимальную твердость при  $T = 130^{\circ}\text{C}$ , 10 часов.

Последующее определение механических свойств сплавов при растяжении показало, что влияние никеля неоднозначно и зависит от вида термообработки (табл. 3).

Таблица 3.

Механические свойства исследованных сплавов после различной термообработки

Термическая обработка	Сплав	НВ	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Т4	АЦ7Мг3	90	145	290	30
	АЦ7Мг3Н4	145	285	470	14
Т5	АЦ7Мг3	150	365	435	6
	АЦ7Мг3Н4	170	365	500	8,5
Т6	АЦ7Мг3	180	480	510	2
	<b>АЦ7Мг3Н4</b>	<b>210</b>	<b>520</b>	<b>620</b>	<b>6</b>

В закаленном и естественно состаренном состоянии (Т4) сплав с добавкой 4%Ni существенно прочнее исходного, но уступает ему по пластичности. Повышение значений  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  можно объяснить тем, что зонная стадия распада (Al) в нем протекает быстрее. Фрактографический анализ излома обоих сплавов в состоянии Т4 выявил вязкий характер разрушения, что выражается в рельефе с многочисленными гребнями (рис. 5 а, в). В сплавах с никелем наличие частиц фазы  $Al_3Ni$  приводит к формированию характерного излома, основным элементом которого являются ямки размером 10-20 мкм с частицами фазы  $Al_3Ni$  внутри. Как видно, эти частицы равномерно распределены и имеют глобулярную морфологию. Снижение пластичности в состоянии Т4 при введении 4%Ni связано как с более активным распадом при естественном старении после закалки, так и с наличием хрупких включений алюминида никеля (около 8 об.%).

Наиболее важное практическое значение имеют механические свойства исследуемых сплавов в состояниях Т5 и Т6, поскольку именно в этих состояниях достигается максимальная прочность. В обоих состояниях выявляется преимущество сплавов с добавкой никеля по всем показателям. Особенно резкий контраст между сплавами с Ni и без него проявляется в состоянии Т6 (табл. 3). Из-за образования при старении зернограницных цепочек Т – фазы базовый сплав АЦ7Мг3 имеет практически нулевую пластичность, а также более низкое временное сопротивление (по сравнению с состоянием Т5). Структура изломов сплава АЦ7Мг3 в обоих состояниях имеет межзеренный характер (рис. 5 б), однако если в состоянии Т6 он выглядит полностью хрупким, то после неполного старения проявляются следы пластической деформации в виде линий скольжения (рис. 5 б) и даже участков с мелкоячеистым строением.

В сплавах с добавкой никеля существенное упрочнение при старении позволяет сохранить достаточно высокий уровень пластичности, что, очевидно, связано с отсутствием грубых выделений по границам зерен. Фрактографический анализ состаренного сплава с Ni выявляет те же основные

элементы, которые наблюдались на изломах в других состояниях: основным элементом являются ямки размером 10-20 мкм, внутри которых располагаются включения  $\text{Al}_3\text{Ni}$  (рис.5 г).

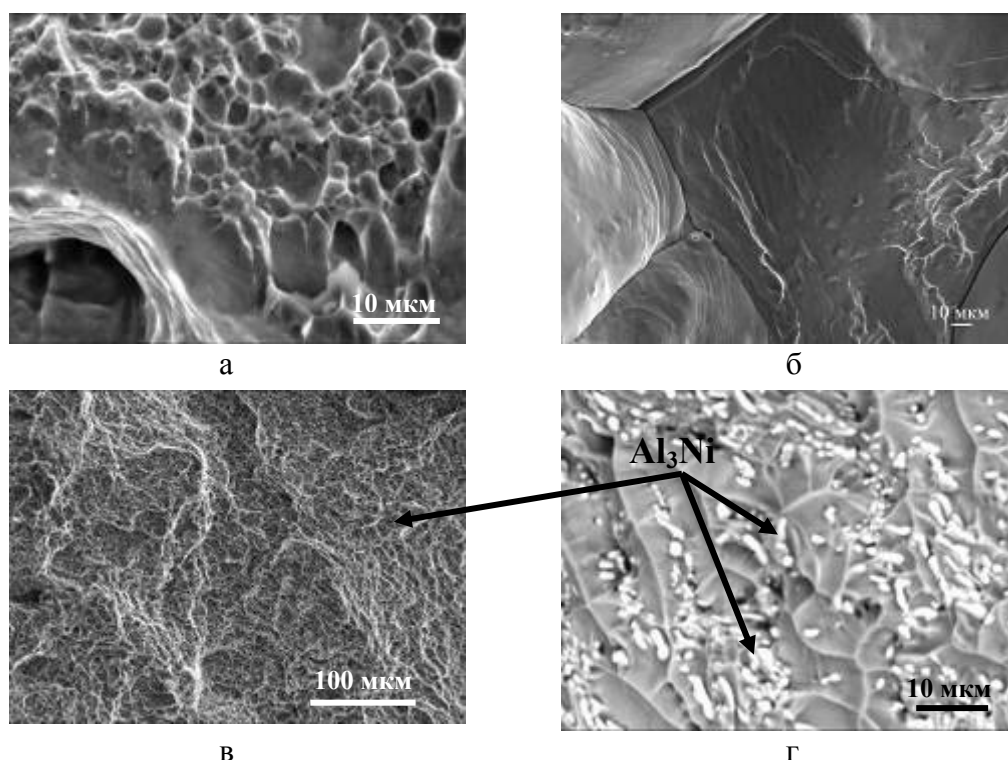


Рисунок 5. Фрактограммы сплавов: а) АЦ7Мг3 в состоянии Т4; б) АЦ7Мг3 в состоянии Т5; в) АЦ7Мг3Н4 -Т4; г) АЦ7Мг3Н4 – Т6

Субструктуру сплавов изучали в просвечивающем электронном микроскопе. В закаленном состоянии вторичные выделения по границам зерен во всех сплавах не выявляются, основным элементом субструктуры являются дислокационные скопления. Старение базового сплава  $\text{Al-Zn-Mg}$  без  $\text{Ni}$  приводит не только к появлению дисперсных упрочняющих выделений  $\text{T}'$ -фазы, но и к образованию более крупных выделений стабильной  $\text{T}$ -фазы по границам зерен и, в меньшей степени, субзерен. В состоянии Т6 подтверждено наличие почти сплошных цепочек зернограницных выделений (рис. 6 а), что в алюминиевых сплавах, как известно, является крайне неблагоприятным фактором с точки зрения пластичности, вязкости разрушения и коррозионной стойкости. Образование этих цепочек может быть связано с тем, что по границам зерен пересыщенного ( $\text{Al}$ ) гетерогенное зарождение и рост продуктов распада (скорее всего стабильной фазы  $\text{T}$ ) идет намного быстрее, чем внутри зерен. Считается, что этому способствует повышенная концентрация вакансий в приграницных областях, что ускоряет диффузию магния и цинка, необходимую для роста выделений  $\text{T}$ -фазы.

Изучение тонкой структуры сплава АЦ7Мг3Н4 в закаленном состоянии вблизи частиц  $\text{Al}_3\text{Ni}$  показывает, что миграция высокоугловых границ в процессе изотермической выдержки перед закалкой тормозится этими частицами (рис. 6 б). Старение приводит к образованию дисперсных

частиц фазы-упрочнителя ( $T'$ ), зернограничные цепочки выделений в отличие от базового сплава не обнаружены, в том числе и после старения на максимальную прочность (рис. 6 б). Вероятно, это связано с тем, что межфазные границы (Al)/ $Al_3Ni$  в сплавах с никелем являются, наряду с высокоугловыми границами, эффективными местами стока вакансий. При 4% Ni суммарная протяженность межфазных границ на несколько порядков больше по сравнению с межзеренной поверхностью в (Al). Этот фактор может эффективно предотвращать образование грубых зернограничных выделений. В результате распад пересыщенного (Al) идет более однородно по сравнению с базовым сплавом без никеля.

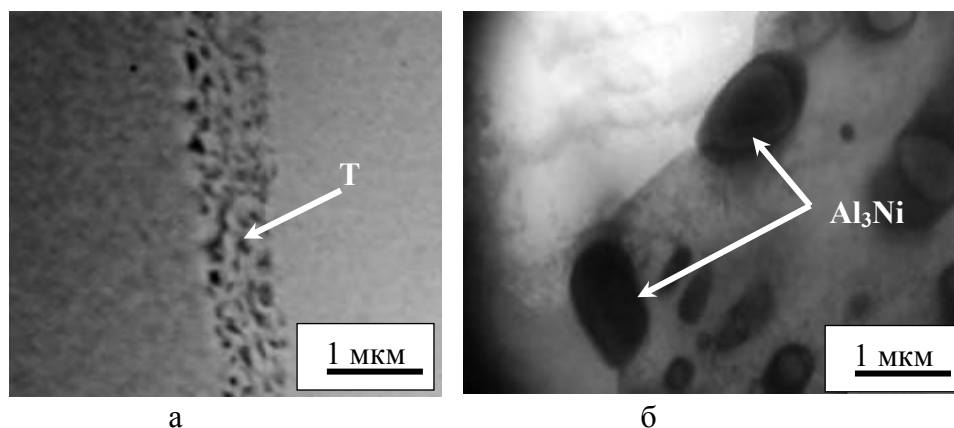


Рисунок 6. Тонкая структура сплавов: а) АЦ7Мг3, Т6  
б) АЦ7Мг3Н4, Т6

Таким образом, по комплексу основных механических свойств следует выделить перспективный сплав АЦ7Мг3Н4 ( $\sigma_b > 600$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 500$  МПа,  $\delta > 5\%$ ), существенно превосходящий все известные литейные промышленные алюминиевые сплавы (табл. 4).

Таблица 4

Механические свойства литейных сплавов при растяжении в состоянии Т6

Сплав	НВ	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
<b>ВАЛ 12</b> (Al6Zn2Mg1,5Cu)	175	500	540	3
<b>АЦ6Н4</b> (Al6Zn2Mg1Cu4Ni)	195	500	550	3
Al7Zn3Mg (АЦ7Мг3)	180	480	510	2
<b>АЦ7Мг3Н4</b>	<b>210</b>	<b>550</b>	<b>620</b>	<b>6</b>

Подводя итог вышесказанному, можно сделать вывод, что с добавлением никеля повышаются прочность и пластичность сплава АЦ7Мг3, одновременно снижается его горячеломкость. Это говорит о целесообразности использовать никель в качестве эвтектикообразующего элемента и упрочняющего элемента, при условии, что он полностью входит в состав фазы  $Al_3Ni$  эвтектического происхождения, частицы которой имеют благоприятную морфологию

#### 4. Влияние железа и кремния на структуру, механические и литейные свойства сплавов системы Al – Zn – Mg

Целью настоящего раздела работы было подробное исследование влияния Fe и Si на фазовый состав, структуру и свойства разрабатываемых сплавов. Влияние Fe и Si изучалось с конечной целью выяснения возможностей их использования как эвтектикообразующих элементов (взамен или совместно с никелем), а также как неизбежных примесей.

В работе было изучено влияние кремния на структуру и свойства перспективных сплавов на базе композиции Al–7%Zn–3%Mg. Кремний также как и Ni приводит к образованию значительного количества двойной эвтектики (Al)+Mg<sub>2</sub>Si, что должно обеспечивать повышение литейных свойств. Для изучения влияния непосредственно эвтектикообразующейся фазы Mg<sub>2</sub>Si на базовую композицию Al–7%Zn–3%Mg с кремнием, необходимым условием является увеличение процентного содержания Mg в сплавах таким образом, чтобы матрица алюминиевого твердого раствора оставалась неизменной: Al+7%Zn+3%Mg. В связи с этим нами были приготовлены сплавы с повышенным содержанием магния, чтобы исследовать влияние только эвтектической фазы Mg<sub>2</sub>Si на литейные свойства сплавов.

Определение показателя горячеломкости показало, что у сплава Al–7%Zn–9,8%Mg–4%Si критический диаметр равен 12 мм, меньше чем у сплава АЦ7Мг3Н4 (при этом эффективный интервал кристаллизации ( $\Delta T_{эф.}$  = 5 °C) у сплава с кремнием значительно меньше).

После закалки, как и в сплавах с Ni, наблюдается достаточная фрагментация и сфероидизация эвтектических включений фазы Mg<sub>2</sub>Si (рис. 7), что должно положительно сказаться на механических свойствах сплава после термообработки по различным режимам.

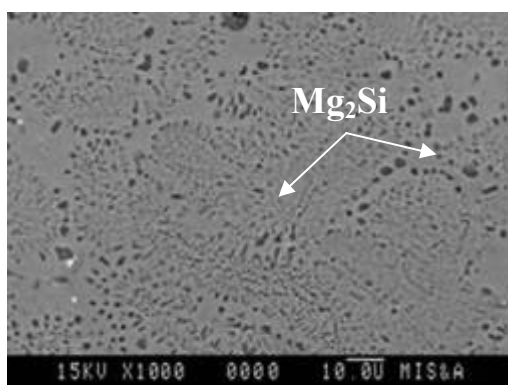


Рисунок 7. Микроструктура сплава Al–7%Zn–9,8%Mg–4%Si в состоянии T6

Проведенные испытания на растяжение образцов сплава Al–7%Zn–9,9%Mg–4%Si в различных состояниях показали невысокую пластичность, что связано с хрупкостью фазы Mg<sub>2</sub>Si, на основании чего был сделан вывод о нецелесообразности использовании данной композиции для разработки высокопрочных сплавов.

Известно, что в промышленных сплавах всегда содержатся примеси Fe и Si. Уровень механических свойств в высокопрочных сплавах системы Al–Zn–Mg в значительной мере зависит от содержания этих примесей, которые образуют нерастворимые (либо малорастворимые)



избыточные фазы –  $\text{FeAl}_3$ ,  $\alpha(\text{Al-Fe-Si})$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , выделяющиеся в виде относительно крупных частиц из расплава при кристаллизации слитка.

По результатам проведенных экспериментов и анализа микроструктур была построена концентрационная граница образования первичных кристаллов Fe- и Si-содержащих фаз в зависимости от содержания Ni и Fe в сплавах данной системы на базе композиции Al–7%Zn–3% Mg при постоянном содержании кремния равным 0,2% Si (рис. 8).

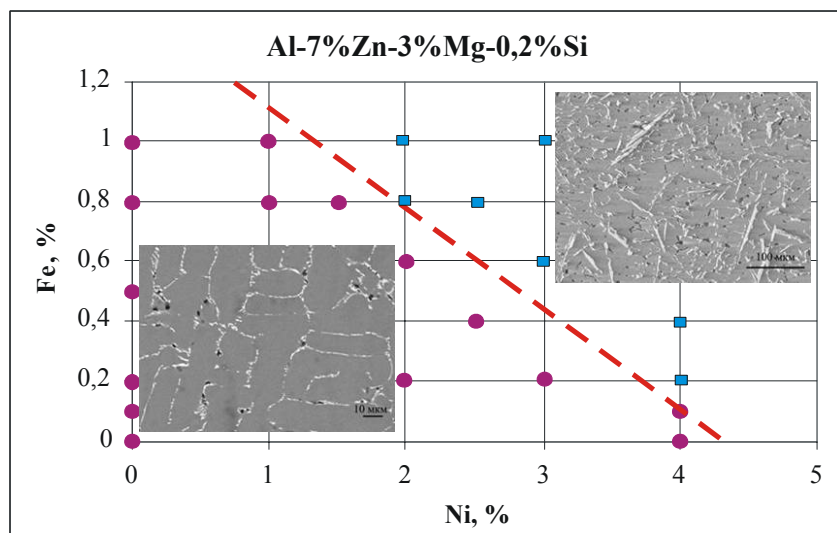


Рисунок 8. Граница образования первичных кристаллов Fe- и Si-содержащих фаз в зависимости от содержания Ni и Fe в сплавах Al–7%Zn–3%Mg–0,2%Si–Fe–Ni

Как видно из политермического разреза, показанного на рис. 9, при 1%Ni содержание железа может достигать 1%, поскольку в этом случае не образуются нежелательные первичные кристаллы фазы  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , а обе ЭД входят в состав фазы  $\text{Al}_9\text{FeNi}$  эвтектического происхождения. Поэтому в качестве перспективной композиции был выбран сплав Al–7%Zn–3%Mg–1%Ni–0,8%Fe, в которую вводили добавки Si, Zr и Sc.

Проведенные эксперименты на растяжение образцов сплава Al7Zn3Mg1Ni0,8Fe в различных состояниях, показали (табл. 5), что он имеет высокий уровень прочности и удовлетворительную пластичность, в сочетании с неплохой горячеломкостью при литье: ПГ ниже, чем у сплава АЦ7Мг3Н4 (12 против 14 мм), что, вероятно, связано с уменьшением эффективного интервала кристаллизации.

Таблица 5.

Механические свойства отливок сплава Al7Zn3Mg1Ni0,8Fe

Образец	Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Отливка	T4 (450,3+500,3)	440	480	5
	T5 (450,3+500,3+130,3)	530	560	4
	T6 (450,3+500,3+130,6)	600	620	3

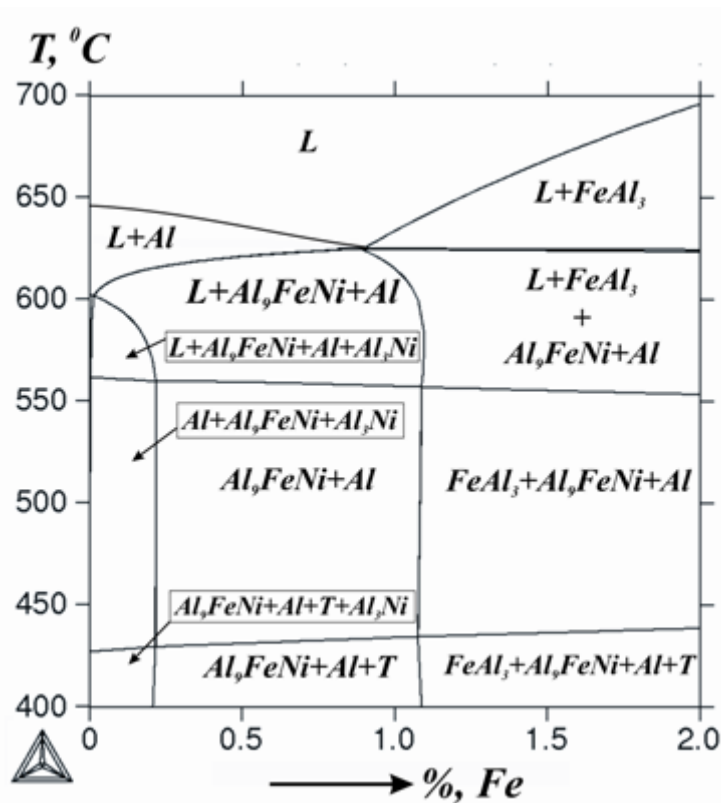


Рисунок 9. Равновесный политемпературный разрез системы Al7Zn3Mg1Ni –Fe, построенный на основе данных программы «Thermo–Calc»

## 5. Исследование возможностей получения деформированных полуфабрикатов сплавов на основе системы Al-Zn-Mg с добавками эвтектикообразующих элементов

В данной главе исследуется возможность получения деформированных полуфабрикатов из перспективных литейных сплавов, найденных в предыдущих разделах работы.

При производстве различных полуфабрикатов (прутки, профили, панели, листы, плиты и др.) из высокопрочных алюминиевых сплавов применяются различные способы горячей обработки давлением, так как у высокопрочных сплавов слишком велико сопротивление холодной деформации. В настоящей работе эксперименты проводили в основном на листах и прессованных прутках. Прокатку слитков проводили при температуре 450 °С. Слитки прокатывали с толщины 15 мм до листов толщиной 2 мм (степень обжатия  $\varepsilon = 86\%$ ). По данной схеме были получены листы сплавов АЦ7Мг3, АЦ7Мг3Н4, Al7Zn3Mg1Ni0,8Fe толщиной 2 мм.

Анализ зеренной структуры сплавов АЦ7Мг3 и АЦ7Мг3Н4 после прокатки и последующей термообработки свидетельствует о прохождении процесса рекристаллизации. Для устранения рекристаллизации нами было исследовано влияние циркония в количестве от 0,1 до 0,2%Zr в качестве антирекристаллизатора. При 0,1%Zr зеренная структура сплава оставалась частично рекристаллизованной, а при 0,2%Zr - полностью нерекристаллизованной (волокнистой).

Результаты испытаний на растяжение листов из сплавов АЦ7Мг3, АЦ7Мг3Н4 с добавкой 0,2%Zr в состоянии Т1 (закалка и старение и на максимальную прочность) в сопоставлении с известными высокопрочными деформируемыми сплавами В95 и В96Ц-3 представлены в табл. 6.

Таблица 6.

## Механические свойства листов при растяжении в состоянии T1

Сплав	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
B95	510	6
B96Ц-3	530	5
АЦ7Mg3	480	3
АЦ7Mg3H4	560	5
АЦ7Mg3+0,2Zr	520	3
АЦ7Mg3H4+0,2Zr	620	5

Известно, что значительный эффект дисперсионного твердения может быть достигнут за счет малой добавки скандия в количестве 0,1–0,3%Sc. Упрочнение в этом случае обусловлено когерентными выделениями фазы  $Al_3Sc$ , образующимися при отжиге. Для увеличения прочностных характеристик сплава  $Al7\%Zn3\%Mg1\%Ni0,8\%Fe$ , помимо 0,2 % Zr (для устранения рекристаллизации), нами был добавлен Sc в количестве 0,1 %, так как при повышении концентрации выше 0,15 % Sc появлялись первичные кристаллы фазы  $Al_3Sc$ . Следовательно, в отличие от сплава АЦ7Mg3H4 в сплаве  $Al7\%Zn3\%Mg1\%Ni0,8\%Fe0,2\%Zr0,1\%Sc$  (далее 019705) должна быть низкотемпературная ступень (в диапазоне 300–400 °C) термообработки слитков, которая обеспечит наиболее полное выделение дисперсоидов  $Al_3(Sc, Zr)$ . Считается, что атомы скандия обладают большей диффузионной подвижностью, чем атомы циркония и во время распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора уже 300 °C они образуют предвыделения (кластеры), которые являются подложками для частиц фазы  $Al_3(Sc, Zr)$ , выделяющихся на второй ступени отжига при температуре 450 °C. Экспериментальные результаты, полученные в данной работе, косвенно подтверждают такой механизм.

По кинетическим кривым твердости листов сплава 019705 был определен режим старения при котором сплав имеет максимальную прочность (режим T1): 450 °C, 1ч +100 °C, 10 ч.

Результаты испытаний на растяжение листов из сплава 019705 в закаленном состоянии и после старения по режиму T1 представлены в (табл. 7).

Таблица 7

## Результаты испытаний на растяжение листов из сплава 019705

Образец	Состояние	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Лист	T	560	8
	T1	660	5

Кроме прокатки, в экспериментах исследована возможность прессования предложенных сплавов. Методом горячего прессования из литого слитка сплава 019705 диаметром 50 мм после

термообработки путем горячего прессования при температуре 400 °С получили прутки диаметром 10 мм (степень обжатия  $\varepsilon=80\%$ ), механические свойства при растяжении которого приведены в табл. 8. Перед прессованием слитки для полного выделения частиц  $Al_3(Sc,Zr)$  в наиболее дисперсном виде и для устранения неравновесной эвтектической фазы Т подвергали двухступенчатому отжигу. Оптимальные режимы последующей термообработки (закалка и старение прутков) выбирали на основе экспериментального построения кинетических кривых твердости и определения механических свойств на растяжение.

Таблица 8.

Механические свойства прессованного прутка сплава 019705 при растяжении

Переменный режим старения	НВ	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Т (450,1)	140	500	650	18
(450,1+115,6)	200	590	670	12
<b>Т1 (450,1+130,6)</b>	<b>220</b>	<b>710</b>	<b>720</b>	<b>6</b>

Исследования, проведенные на сплаве 019705, показали его высокие прочностные свойства и определили перспективность использования данного сплава в деформированном варианте, как в виде листов, так и прутков. На сегодняшний день этот алюминиевый сплав обладает наиболее высокими механическими свойствами при растяжении среди всех известных. Для сравнения, прессованные полуфабрикаты из высокопрочного алюминиевого сплава В95 в состоянии Т1 имеет свойства:  $\sigma_b = 600$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 560$  МПа,  $\delta = 8\%$ , а сплава В96Ц-3 в состоянии Т1:  $\sigma_b = 640$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 600$  МПа,  $\delta = 6\%$ . При этом он отличается хорошей технологичностью при обработке давлением, а его пониженная горячеломкость (по сравнению со свариваемым сплавом АЦ6Н4) предполагает его применение в сварных конструкциях.

## 6. Исследование коррозионных свойств, трещиностойкости и усталости новых сплавов на основе системы Al-Zn-Mg

Известно, что сплавы системы Al-Zn-Mg, особенно высоколегированные, склонны к замедленному разрушению и коррозионному растрескиванию. Эти сплавы без добавок имеют высокое сопротивление общей коррозии, но многие добавки, в частности, Cu, Ni, Fe могут отрицательно сказываться на их общей коррозии.

Для оценки сопротивляемости общей коррозии образцы исследуемых сплавов выдерживали в синтетической морской воде (раствор 5,7 % NaCl + 0,3 %  $H_2O_2$  в дистиллированной воде) в течение суток (по стандарту ASTM G 110 – 92). Для определения склонности сплавов к общей коррозии проводили испытания на растяжение до и после выдержки в растворе. Результаты этих испытаний

представлены в табл. 9. и показывают, что сплавы не проявили склонности к общей коррозии, так как изменения свойств сплавов не произошло.

Таблица 9.

Результаты испытаний на склонность сплавов к общей коррозии

Сплав	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
До коррозии			
019705 пруток (Т1)	$710 \pm 6$	$720 \pm 6$	$6 \pm 1$
АЦ7Мг3Н4 отливка (Т6)	$550 \pm 9$	$620 \pm 9$	$5 \pm 1$
После коррозии			
019705 пруток (Т1)	$708 \pm 7$	$718 \pm 7$	$6 \pm 1$
АЦ7Мг3Н4 отливка (Т6)	$549 \pm 8$	$617 \pm 8$	$5 \pm 1$

Однако после выдержки в коррозионной среде видно (рис. 10), что сплавы с никелем теряют свой товарный вид и покрываются темной пленкой. Для устранения этого недостатка были проведены исследования по нанесению эффективных и одновременно экономных защитных оксидно-керамических покрытий на отливки и деформированные полуфабрикаты сплавов методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО). Исследования показали, что покрытия эффективно защищают от коррозии, причем они могут быть разных видов и цветов (рис. 10). Покрытия, полученные методом ПЭО помимо защиты от коррозии резко повышают характеристики износостойкости сплавов. В результате проведенных экспериментов составлены технологические рекомендации по получению оксидно-керамических покрытий методом ПЭО на исследуемых сплавах.

Для определения склонности сплавов к коррозии под напряжением проводили эксперименты на 2 мм листах в состоянии Т1 по ускоренной методике в водном растворе 5,7 % NaCl + 0,3 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> в течение суток. Испытания проводили в сложнапряженном состоянии (изгиб с кручением) при различных напряжениях. Результаты испытаний представлены на рис. 11. Видно, что новые сплавы обладают заметно более высокой стойкостью против коррозионного растрескивания, чем базовый сплав АЦ7Мг3 без добавок и известный сплав В96Ц-3 с добавкой меди. При этом сплав 019705 добавками Fe и Ni имеет более высокую стойкость против коррозионного растрескивания, чем сплав АЦ7Мг3Н4 с 4 % Ni.



Рисунок 10. Отливка сплава АЦ7Мг3Н4 (слева направо): с ПЭО покрытием после выдержки в растворе, без покрытия после выдержки в растворе, исходная

Эксперименты в стандартном 3% растворе NaCl в воде проводили при напряжении, равным  $K = 0,9 \sigma_{0.2}$ . По данным эксперимента листы сплава 01975 в состоянии T1 в среднем простояли 24 суток. Базовый сплав Al-7%Zn3%Mg0,2%Zr при данных условиях испытания простоял в среднем 7 суток.

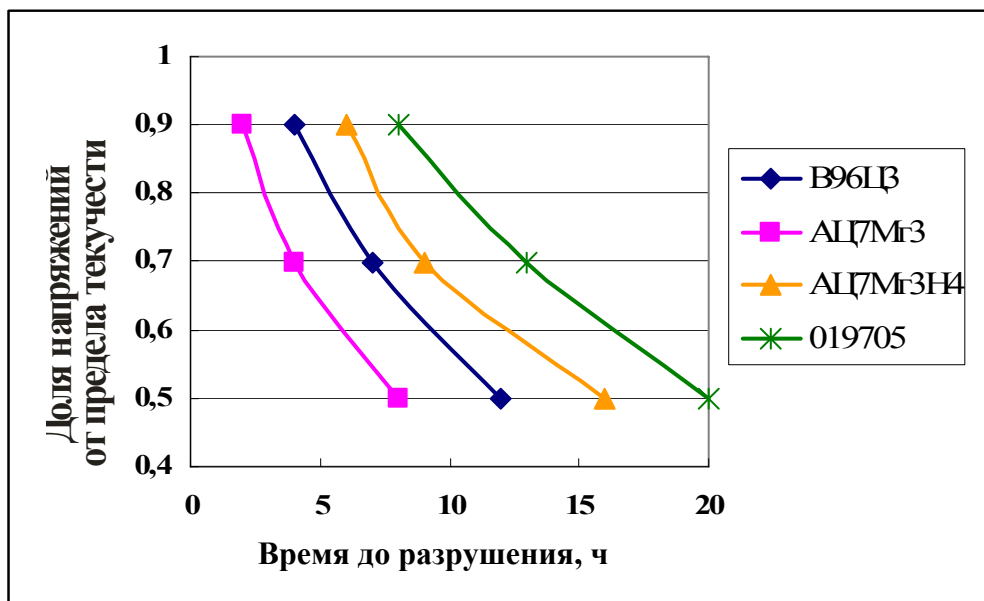


Рисунок 11. Результаты испытаний на коррозию под напряжением

Анализируя полученные и литературные данные по коррозионным испытаниям можно сделать вывод о том, что добавки никеля и железа в базовый сплав (Al7Mg3) повышают стойкость сплавов к коррозии под напряжением не хуже, чем медь (т.е. в несколько раз).

Полученные результаты подтвердили предположение Е. Х. Дикса о том, что повышенная чувствительность к коррозии под напряжением сплавов системы Al-Zn-Mg связана с образованием вдоль границ зерен (Al) цепочек мельчайших упрочняющих частиц. Как уже отмечалось в сплавах Al-7%Zn-3%Mg с эвтектикообразующими элементами распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора внутри зерен идет гораздо активнее, чем без этих добавок, и тем самым препятствует образованию грубых зернограницных цепочек фазы  $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ , что уменьшает склонность сплавов к коррозии под напряжением.

Помимо коррозионных характеристик на заключительном этапе работы были определены предел усталости ( $\sigma_{-1}$ ), ударная вязкость KCU, вязкость разрушения  $K_{IC}$  и сопротивление малоциклового усталости новых сплавов Al7Mg3H4 и 019705. Результаты представлены в табл. 10 – 12 в сопоставлении с известными наиболее высокопрочными литейными и деформируемыми сплавами на основе Al. Видно что, разработанные сплавы существенно превосходят промышленные сплавы по совокупности свойств. Это определяет их возможности практического применения в различных отраслях промышленности, в том числе для изготовления тяжело нагруженных деталей ответственных конструкций.

Таблица 10

Свойства высокопрочных литейных сплавов в состоянии Т6 (литье в кокиль)

Сплав	НВ	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{-1}$ , МПа, $1 \cdot 10^7$ циклов	KCU, кгс·м/см <sup>2</sup>	$K_{IC}$ , МПа*м <sup>1/2</sup>	ПГ, мм
ВАЛ 12	175	500	540	3	90	0,5	21 (Т5)	>16
ВАЛ 10	120	410	490	9	120	1,5	26	>16
АЦ6Н4	195	500	550	3	160	-	30	14
<b>АЦ7Мг3Н4</b>	<b>210</b>	<b>550</b>	<b>620</b>	<b>6</b>	<b>190</b>	<b>0,9</b>	<b>30</b>	<b>14</b>

Таблица 11

Свойства новых высокопрочных деформируемых сплавов в сопоставлении с промышленными в состоянии Т1

Сплав	НВ	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
В96Ц3 (пруток)	185	600	640	6
В95пч (пруток)	175	550	600	7
В95 (плита)	155	480	520	4
АЦ7Мг3Н4 (лист)	210	580	620	5
019705 (лист)	215	650	680	5
<b>019705 (пруток)</b>	<b>220</b>	<b>710</b>	<b>720</b>	<b>6</b>

Таблица 12

Свойства литейных сплавов при испытаниях малоцикловую усталость в состоянии Т6

Сплав	Напряжение, МПа	Число циклов до разрушения
ВАЛ 12 (литье в кокиль)	150	61 000
	200	13 500
АЦ7Мг3 (литье в кокиль)	150	39 300
	200	10 100
АЦ7Мг3Н4 (литье в кокиль)	150	>140 000
	200	87 200

Сплав АЦ7Мг3Н4 был успешно опробован в промышленных условиях литейных участков ОАО «ИЛ» и ОАО «ВАСО» при литье в серийные кокиля (рис. 12).

В результате проведенной работы составлены технологические рекомендации: а) на выплавку алюминиевого сплава АЦ7Мг3Н4 и получение из него отливок; б) на отливки алюминиевого сплава АЦ7Мг3Н4; в) на термическую обработку отливок сплава АЦ7Мг3Н4; г) на получение оксидно-керамических покрытий на отливках из сплавов АЦ7Мг3Н4 методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО).



Рисунок 12. Отливки из сплава АЦ7Мг3Н4, полученные литьем в серийные кокили в промышленных условиях ОАО «ИЛ» и ОАО «ВАСО».

## ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Изучено влияние никеля (до 6 %), железа (до 1 %), кремния (до 6 %), циркония (до 0,2 %) и скандия (до 0,2 %) на структуру и свойства фасонных отливок, слитков и деформированных полуфабрикатов сплавов системы Al–Zn–Mg (4-8%Zn, 1-4%Mg) после различной термообработки. Показано, что наилучший комплекс эксплуатационных и технологических свойств достигается в сплавах эвтектического состава с фазами  $Al_3Ni$  и  $Al_9FeNi$ .

2. Построены фрагменты многокомпонентных фазовых диаграмм системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe–Si, в том числе с использованием программы «*Thermo-Calc*». В частности, на примере политермических разрезов Al–7%Zn–3%Mg– $Al_3Ni$  и Al–7%Zn–3%Mg– $Mg_2Si$  показано, что существенное улучшение показателя горячеломкости эвтектических сплавов (с ~7 мас.%  $Al_3Ni$  и ~10 мас.%  $Mg_2Si$  соответственно) обусловлено заметным сужением эффективного интервала кристаллизации по сравнению с базовым сплавом (Al–7%Zn–3%Mg).

3. Определена граница образования грубых первичных кристаллов Fe-содержащих фаз в зависимости от концентраций железа и никеля в сплавах системы Al–7%Zn–3%Mg–Ni–Fe. Показано, что совместное введение Fe и Ni в количестве около ~1% (каждого) улучшает литейные свойства за счет уменьшения эффективного интервала кристаллизации.

4. Построены кинетические зависимости твердости отливок и листов сплавов систем Al–Zn–Mg, Al–Zn–Mg–Ni, Al–Zn–Mg–( $Mg_2Si$ ), Al–Zn–Mg–Ni–Fe–(Zr,Sc) при различных температурах закалки (450-560 °C) и старения (100-200 °C). Полученная максимальная твердость ( $HB > 200 \div 210$ ) превышает уровень, достигаемый в наиболее прочных промышленных сплавах типа В96ц-3, что можно объяснить высокой объемной долей дисперсных вторичных выделений фаз  $T'$  ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ) и  $Al_3(Zr,Sc)$ .



5. Показано, что фрагментация и сфероидизация интерметаллидных фаз эвтектического происхождения при нагреве под закалку приводит к получению глобулярных, относительно равномерно распределенных частиц, которые ускоряют распад пересыщенного алюминиевого твердого раствора внутри зерен и тем самым препятствует образованию грубых зернограницных цепочек фазы  $T(Al_2Mg_3Zn_3)$ . Этот структурный эффект положительно отражается как на механических свойствах отливок и деформированных полуфабрикатов, так и на их сопротивление коррозии под напряжением.

6. Установлено, что введение добавок Sc и Zr в количестве 0,1 и 0,2%, соответственно, положительно влияет на структуру и механические свойства деформированных полуфабрикатов сплавов системы Al–Zn–Mg–Ni–Fe, что обусловлено образованием высокодисперсных вторичных выделений фазы  $Al_3(Zr,Sc)$  в процессе гетерогенизирующего отжига слитков (при 300-350 °C). Данные выделения приводят к дополнительному дисперсионному упрочнению, кроме того, они являются эффективными антирекристаллизаторами.

7. Предложены два новых высокопрочных алюминиевых сплава: 1) сплав АЦ7Мг3Н4, предназначенный для получения фасонных отливок в металлические формы ( $\sigma_b > 600$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 500$  МПа,  $\delta > 5\%$ ); 2) сплав 019705, предназначенный для получения деформированных полуфабрикатов ( $\sigma_b > 700$  МПа,  $\sigma_{0,2} > 680$  МПа и  $\delta > 5\%$ ). Сплав АЦ7Мг3Н4 успешно прошел опытно-промышленное опробование при получении фасонных отливок литьем в кокиль в условиях литейных участков авиационных предприятий ОАО «ИЛ» и ОАО «ВАСО».

8. Показано, что добавки никеля и железа в базовый сплав Al–7% Zn–3 % Mg, улучшают стойкость сплавов к коррозии под напряжением, увеличивают сопротивление усталости и другие структурно-чувствительные свойства, которые в значительной мере определяют конструкционную прочность. С другой стороны, общая коррозионная стойкость остается невысокой (что характерно для всех высокопрочных сплавов), но данная проблема может быть решена с помощью эффективных и одновременно экономных защитных покрытий, получаемых методом плазменного электролитического оксидирования (ПЭО).

### **Основные положения диссертационной работы опубликованы в работах:**

1. Н.А. Белов, В.С. Золоторевский, В.В. Чеверикин, Е.А. Юрина. «Влияние никеля на фазовый состав, упрочнение и литейные свойства алюминиевого сплава АЦ4Мг», Изв. ВУЗов, Цветная Металлургия, 2004, №11. с.
2. Н.А.Белов, В.С. Золоторевский, В.В. Истомин-Кастровский, В.В.Чеверикин. «Влияние никеля на структуру и механические свойства термически обработанных отливок сплава Al-7%Zn-3%Mg», Цветные металлы, 2005, №5. с.71-76
3. Н.А.Белов, В.С. Золоторевский, В.В. Чеверикин «Высокопрочный сплав ZN2 на основе алюминия с улучшенной технологичностью», Научно-технологическое обеспечение деятельности предприятий, институтов и фирм: Материалы семинары. Под ред. проф. Л.В. Кожитова проф. А.В.Дуба.– М. МИСиС, 2004, Том 2, С.583-585.
4. В.В. Чеверикин, В.С. Золоторевский, Н.А. Белов. «Влияние термообработки на характер разрушения высокопрочного литейного сплава Al-7%Zn-3%Mg-4%Ni» В сб. 2-ой Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур» – ПРОСТ 2004, Москва, МИСиС, 20–22 апреля 2004 года, С.47.
5. N.A. Belov, V.V. Cheverikin, D.G. Eskin, A.N. Turchin. «Effect of Al<sub>3</sub>Ni and Mg<sub>2</sub>Si eutectic phases on casting properties and hardening of an Al–7% Zn–3% Mg alloy», Materials Science Forum Vols. 519-521 (2006) pp 413-418, Proceedings of the 10th International Conference «Aluminium Alloy», Vancouver, Canada, 9–13 July, 2006.
6. Патент № 2245388 МПК<sup>7</sup> C22C21/00. Материал на основе алюминия. Белов Н.А., Золоторевский В.С., Чеверикин В.В. Московский государственный институт стали и сплавов – 2003136815/02; Заяв. 19.12.2003. Оpubл. 27.01.2005 Бюл. №3.
7. Патент № 2288965 МПК<sup>7</sup> C22C21/10(2006.01). Материал на основе алюминия. Белов Н.А., Золоторевский В.С., Чеверикин В.В. Московский государственный институт стали и сплавов – 2005120205/02; Заяв. 29.06.2005. Оpubл. 10.12.2006 Бюл. №34.