

Санников Андрей Владимирович

Совершенствование технологии получения фасонных отливок из алюминиевого сплава АН2ЖМц на базе системы Al–Ni–Mn–Fe–Zr с целью повышения прочностных свойств при 300–350 °С

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:

Доктор технических наук,
профессор кафедры МиТЛП МАМИ

Батышев Константин Александрович

Кандидат технических наук,
Директор по развитию
ООО «Стройбис»

Федотов Игорь Леонидович

ВЕДУЩЕЕ ПРЕДПРИЯТИЕ:

**ФГАОУ ВПО «Белгородский
государственный национальный
исследовательский университет»
(НИУ «БелГУ»)**

Защита диссертации состоится «26» июня 2014г. в 10 часов на заседании Диссертационного совета Д 212.132.02 при Национальном исследовательском технологическом университете «МИСиС» по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д.6, ауд. 305.

Отзывы на автореферат диссертации (в двух экземплярах, заверенных печатью учреждения) просьба отправлять по адресу: 119049, г. Москва, Ленинский проспект, д.4, Учёный совет. Копии отзывов можно присылать по факсу: (495)951-17-25, а также на email: sannikov8@mail.ru.

Автореферат разослан «26» мая 2014 г.

Ученый секретарь
Диссертационного совета,
кандидат технических наук, доцент

Колтыгин А.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Работа над созданием жаропрочных алюминиевых сплавов активно велась в нашей стране и за её пределами уже с начала XX века. Развитие новой техники требует новых литейных алюминиевых сплавов с повышенными характеристиками жаропрочности и в настоящее время. Среди стандартных сплавов наибольшей жаропрочностью обладают сплавы на базе системы Al-Cu-Mn (типа АМ5). Однако они имеют низкие литейные свойства, что затрудняет получение из них тонкостенных отливок сложной формы. Кроме того, при длительной работе при температурах 250 °С и выше, сплавы данной системы сильно разупрочняются. Третьим серьезным недостатком сплавов типа АМ5 (это относится и к широко распространенным силуминам типа АК7ч/АК9ч) является то, что отливки должны подвергаться термообработке включающей закалку (как правило, Т6 или Т7).

Данная проблема потребовала разработки принципиально новых сплавов. В результате проведения научной исследовательской работы, в МИСиС, под руководством проф. Н.А.Белова, был проведен поиск новых оригинальных композиций на базе других эвтектик, легированных переходными металлами. Эта работа легла в основу нового сплава АН4Мц2 на базе эвтектики (Al)+Al₃Ni. Сплавы этого типа получили название «никалины». Результаты сравнения характеристик никалина АН4Мц2 с наиболее жаропрочными промышленными аналогами (сплавами на базе системы Al-Cu и поршневыми силуминами) показали его существенное превосходство по длительной прочности при температурах 300-350 °С.

Однако ввиду высоких требований к качеству шихты и большого содержания никеля, никалин АН4Мц2 имеет смысл рассматривать в качестве модельной композиции, поскольку он предполагает низкое содержание железа и кремния, т.е. для его производства требуется алюминий высокой чистоты. Поэтому на кафедре технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» был разработан новый жаропрочный экономнолегированный никалин АН2ЖМц на базе системы Al-Ni-Fe-Mn-Zr (патент РФ №2478131, 2013 г.), который предполагал устранение этих недостатков. В частности, в данном сплаве железо является не примесью, а легирующим компонентом. Однако оптимальные концентрации легирующих элементов в сплаве АН2ЖМц и технологические режимы получения из него фасонных отливок (включая термообработку) не имели достаточного научного обоснования.

Цель работы

Целью работы является научное обоснование состава экономнолегированного алюминиевого сплава АН2ЖМц на базе системы Al-Ni-Mn-Fe-Zr на базе и технологических режимов получения из него фасонных отливок, включая термическую обработку, исключаящую операцию закалки, для повышения прочностных свойств при 300–350 °С.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Провести анализ фазового состава системы Al-Ni-Mn-Fe-Si, в том числе для условий неравновесной кристаллизации.

2. С использованием расчетных и экспериментальных методов обосновать оптимальный химический состав сплава АН2ЖМц, включая определение допустимого уровня примеси кремния и концентрационных границ появления первичных кристаллов интерметаллидных фаз.
3. Изучить особенности кристаллизации (включая фазовые превращения) сплава АН2ЖМц при литье в песчаные и металлические формы.
4. Изучить влияние термической обработки на структуру (в частности, на формирование наночастиц фазы Al_3Zr) и механические свойства сплава АН2ЖМц.
5. Провести опытное опробование сплава АН2ЖМц для производства сложных тонкостенных отливок сравнительно с марочными сплавами типа АК7ч/АК9ч и АМ5.

Научная новизна

1. Расчетным и экспериментальным путем проведен количественный анализ фазового состава системы Al-Ni-Mn-Fe-Si в области до 9 %¹ Ni, до 3 % Fe, до 3 % Mn, до 3 % Si (масс.%). Определены концентрации элементов данной системы, при которых возможна первичная кристаллизация интерметаллидных фаз Al_3Ni , Al_9FeNi , Al_3Fe , $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ и $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$.
2. Установлена концентрационная граница появления легкоплавкой Si-содержащей эвтектики и выявлена ее связь с горячеломкостью.
3. Изучено влияние температуры отжига в диапазоне до 600 °С на структуру, упрочнение и электросопротивление отливок сплава АН2ЖМц. Установлено, что максимальное упрочнение достигается при многоступенчатом отжиге при температуре последней ступени 400–450 °С, что отвечает максимальному распаду алюминиевого твердого раствора при сохранении размера выделений фазы Al_3Zr ($L1_2$) менее 20 нм.
4. Изучены особенности кристаллизации сплава АН2ЖМц при литье с различными скоростями охлаждения. Показана возможность использования данного сплава при литье в разовые формы, поскольку эвтектика $(\text{Al})+\text{Al}_9\text{FeNi}$ сохраняет достаточно дисперсное строение.

Практическая значимость работы

1. Оптимизирован состав нового экономнолегированного жаропрочного алюминиевого сплава АН2ЖМц системы Al-Ni-Mn-Fe-Zr на базе эвтектики $(\text{Al})+\text{Al}_9\text{FeNi}$ для различных способов литья.
2. Показано, что данный сплав позволяет в отожженном состоянии получить механические свойства на уровне силуминов типа АК7ч и АК9ч, термообработанных по режиму Т6: $\sigma_b > 250$ МПа, $\delta > 5\%$. При этом в отличие от последних сплав АН2ЖМц обладает термостойкостью к нагревам до 400 °С включительно.

¹ Здесь и далее, если не указано иное, содержание компонентов приводится в % по массе, а носительные количества фазовых составляющих в массовых долях.

3. Разработаны технологические рекомендации на плавку литье и термообработку отливок нового экономнолегированного жаропрочного алюминиевого сплава АН2ЖМц.

Апробация работы

По результатам работы был выигран конкурс «Финальный отбор по программе УМНИК», 12 апреля 2011 г. Москва, НИТУ «МИСиС»

Основные материалы диссертационной работы обсуждены на 66-х днях науки студентов МИСиС (2011 г. Москва, НИТУ «МИСиС»), 7-ой международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии» (11-15 ноября 2013 г. Москва, НИТУ «МИСиС») и на научных семинарах кафедры технологии литейных процессов НИТУ «МИСиС» (2010 – 2013 гг.)

Результаты диссертации отражены в 5 публикациях в журналах, входящие в перечень ВАК). Получено свидетельство о НОУ–ХАУ (№ 35-004-2011 ОИС).

Достоверность научных результатов

Достоверность результатов обеспечена использованием современных аттестованных методов исследования, а также статистической обработкой данных.

Структура и объем диссертации

Диссертационная работа состоит из 7 глав, общих выводов и 4 приложений. Работа изложена на 118 страницах формата А4, содержит 14 таблиц, 2 формулы, 28 рисунков. Библиографический список включает 108 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

1. Обзор литературы

В обзоре литературы были проанализированы отечественные и зарубежные разработки в области промышленных термостойких литейных алюминиевых сплавов. Показаны основные системы легирования промышленных жаропрочных сплавов, их преимущества и недостатки. Также в обзоре рассматривается влияние химического состава и технологических факторов на жаропрочность сплавов.

Особое внимание уделено современным подходам к легированию жаропрочных сплавов, в том числе и переходными металлами.

На основе обзора литературы были сформированы задачи по разработке нового термостойкого экономнолегированного алюминиевого литейного сплава, превосходящего промышленные аналоги.

2. Методика исследования

Химический состав экспериментального сплава АН2ЖМц приведен в таблице 1. Исходя из обзора литературы, объектами сравнения в работе являлись известные сплавы: АК18 (ГОСТ 30620-98); АК12ММгН (ГОСТ 1583-93), АМ5 (ГОСТ 1583-93), АК9-Q (Патент РФ №2441091, 2012 г.) и другие.

Таблица 1 - Химический состав алюминиевого литейного сплава АН2ЖМц

Марка Сплава	Примеси, %							
	Ni	Mn	Fe	Zr	Cu	Si	Zn	Mg
АН2ЖМц	1,8-2,2	1,3-1,7	0,4-0,6	0,4-0,6	<0,1	<0,16	<0,1	<0,1

Экспериментальные сплавы готовили на основе алюминия разной чистоты (А99, А7Е, А5Е, а также отходы электротехнического алюминия) с использованием двойных лигатур (Al - 20 % Ni, Al - 10 % Mn, Al - 10 % Fe, Al - 3,5 Zr и др.). Плавки проводились в печи сопротивления СШОЛ 0,02, индукционных печах «РЭЛТЕК». Контроль химического состава сплавов проводился на эмиссионном спектрометре ARL 4460.

Для определения горячеломкости сплавов использовали карандашную пробу «арфа», измеряя максимальную длину стержня, не давшего кристаллизационных трещин. Для определения формозаполняемости использовалась проба Белова-Гусевой. Формозаполняемость оценивалась по площади заполнения формы сплавом. Для проведения термоанализа сплавов использовали измеритель ОВЕН ТРМ200. Нагрев образцов проводили в силитовой печи сопротивления СШОЛ 0,02 в алундовом тигле. Особенности литья сплава АН2ЖМц в различные формы приведены в главе 6.

Исследуемые сплавы подвергались термообработке в муфельных электрических печах SNOL 58/350 и SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры 5 К. Стандартные литейные алюминиевые сплавы термообработывали по режимам в соответствии с ГОСТ 1583-93.

Микроструктуру литых и термообработанных образцов изучали на световом микроскопе Axio Observer MAT и электронных сканирующих микроскопах JSM-6610LV и TESCAN VEGA 3. Полседние укомплектованы энергодисперсионной приставкой-микроанализатором INCA SDD X-MAX производства Oxford Instruments и программным обеспечением (INCA Energy и Aztec соответственно).

Изучение тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) высокого разрешения JEM2100 (фирма JEOL). Сначала из отливки вырезали пластины, которые с помощью шлифовки утоняли до толщины 0,15-0,2 мм. Из полученных пластин вырубали диски диаметром 3 мм. Далее фольги утонялись на установке Struers для электролитического приготовления образцов при напряжении 15 В и температуре –40 °С в хлорноспиртовом электролите (C₂H₅OH - 10 % HClO₄).

Электропроводность образцов исследовалась на приборе VE-26N с диапазоном измерения 5-62 МСм/м.

В качестве оценки механических свойств сплавов использовали испытания на твердость и растяжение. Измерение твердости образцов по Бринеллю проводили по стандартной методике в соответствии с ГОСТ 9012-59 на твердомере WilsonWolpert 930. Для проведения испытаний на растяжение (при комнатной и повышенных температурах) использовали образцы, которые вытачивали из прутков, отлитых в стальную изложницу в соответствии с ГОСТ 1583-93. Испытания

на растяжение проводили на универсальной испытательной машине ZWICK/ROELL Z250. Механические свойства образцов оценивали по значениям временного сопротивления (σ_b), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и относительного удлинения (δ). Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 1497-84. Скорость испытания составляла 5 мм/мин.

3. Анализ фазового состава сплавов

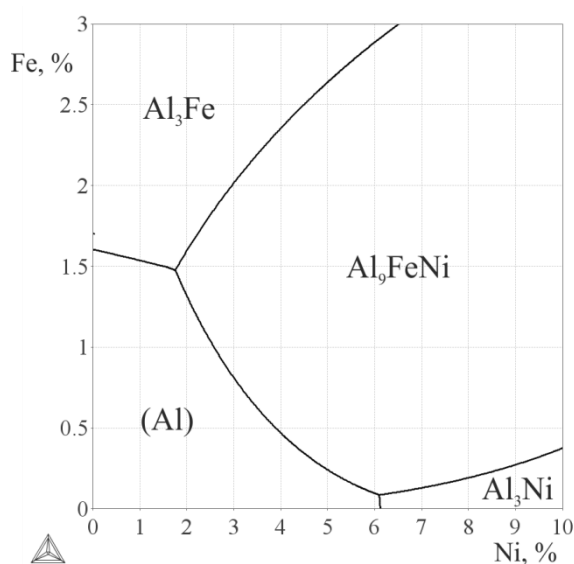
Поскольку цирконий не образует других фаз кроме Al_3Zr , то другие элементы, входящие в сплав АН2ЖМц, сложным образом распределяются между несколькими фазами, что требует количественного анализа системы Al-Ni-Fe-Mn-Si (с учетом неизбежной примеси кремния). В этой пятикомпонентной системе в равновесии с (Al) могут находиться 8 фаз: Al_3Ni , Al_3Fe , $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, Al_9FeNi , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$, Al_5FeSi , и (Si). При определенных концентрациях легирующих элементов в системе возможна первичная кристаллизация интерметаллидных фаз, что заведомо нежелательно ввиду их грубой морфологии.

Область концентраций для расчета фазового состава была выбрана на основе качественного анализа тройных и четверных диаграмм системы Al-Ni-Fe-Mn-Si : применительно к никелинам: 0–9 % Ni, 0–3 % Fe, 0–3 % Mn, 0–3 % Si.

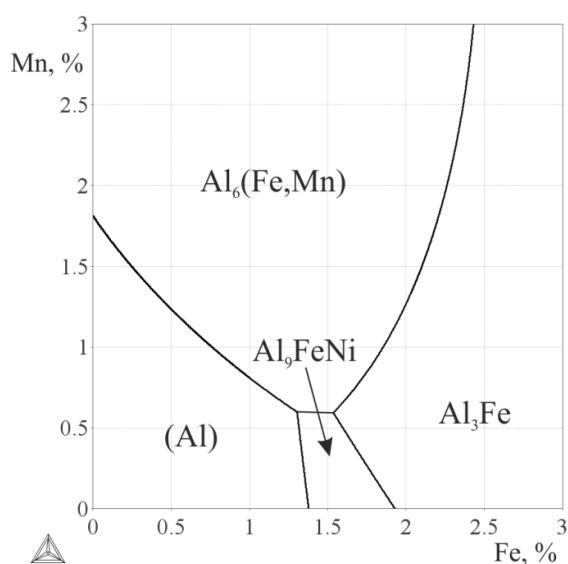
В системе Al-Ni-Mn расчет проекции ликвидуса показывает, что увеличение содержания никеля до эвтектической концентрации (6%) сдвигает границу появления первичных кристаллов фазы Al_6Mn с 2 до 1,4%. При этом концентрация марганца в (Al) в присутствии никеля снижается с 1,4 до 1,25 %. Следует отметить, что согласно Л.Мондольфо в алюминиевом угле данной системы в равновесии с (Al) кроме двойных алюминидов (Al_3Ni и Al_6Mn) может быть также тройное соединение $\text{Al}_{16}\text{Mn}_3\text{Ni}$. Однако в базе TTAL5 это соединение отсутствует. Учитывая незначительное число публикаций, которые свидетельствуют о наличии тройного соединения, в данной работе принимали вариант, при котором в равновесии с (Al) могут быть только двойные интерметаллиды.

Совместное влияние железа и никеля при 0,5 % Mn отражено на рисунке 1а, из которого следует, что расположение полей первичной кристаллизации интерметаллидных фаз в этой четверной системе весьма близко расположению соответствующих полей в системе Al-Ni-Fe . Из сечения при 2 % Ni и 0,5 % Si следует, что в рассматриваемом диапазоне кроме (Al) первично могут кристаллизоваться только фазы $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$, Al_3Fe и Al_9FeNi (рис.1б). При низком никеле возможна первичная кристаллизация фаз $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ и Al_3Fe (рис.1в).

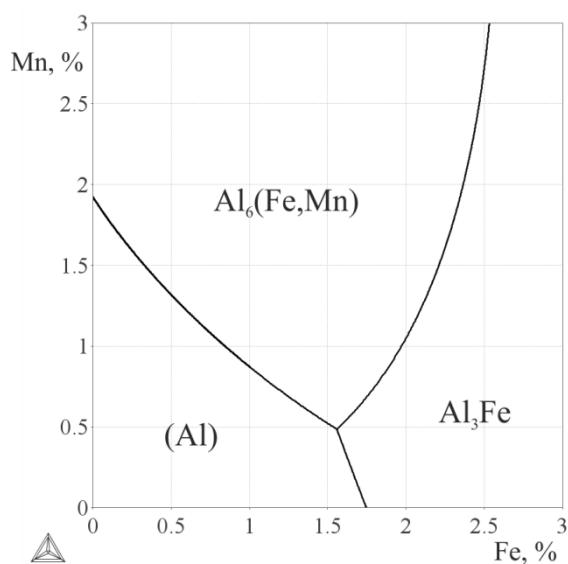
Согласно известным данным в сплавах системы Al-Ni-Fe-Mn-Si кремний может входить в состав четырех фаз, но только одна из них ($\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$) в рассматриваемом диапазоне концентраций может кристаллизоваться первично. В частности, сечение при 4 % Ni и 1 % Mn показывает, что содержание Si должно превышать 1,5 % (рис.1г). При меньшей концентрации кремния избыток железа должен приводить к образованию первичных кристаллов фазы $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$. При низком железе граница появления первичных кристаллов $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ увеличивается (более 3 % Si).



а



б



в

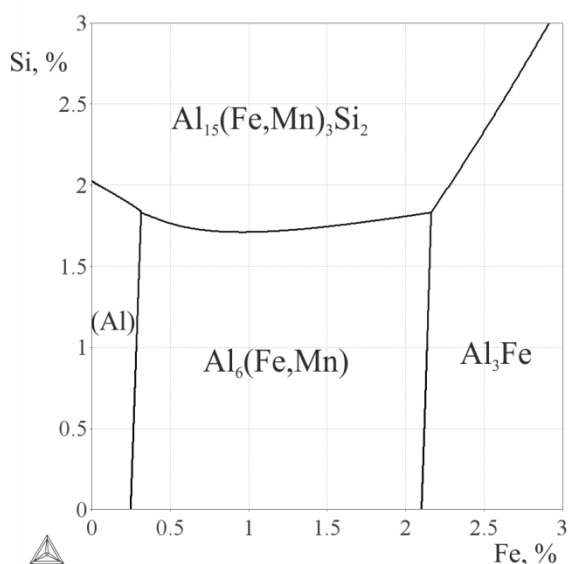
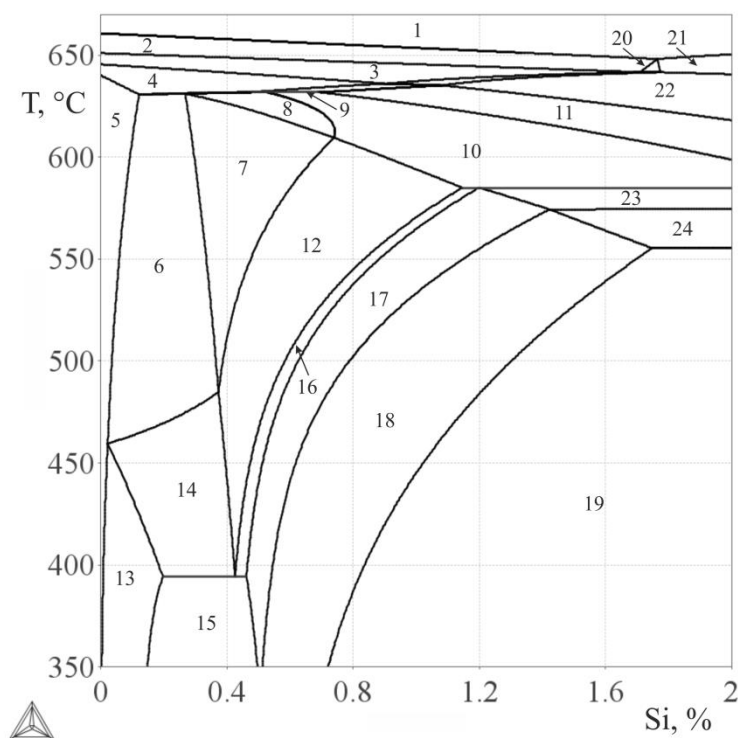


Рис.1. Проекция поверхности ликвидус в сечениях системы Al–Ni–Mn–Fe–Si: а) при 4% Ni и 0,2 % Fe; б) при 2 % Ni и 0,5 % Si; в) при 1 % Ni и 0,5 % Si; г) при 2 % Ni и 1,5 % Mn.

Обобщая результаты расчета, можно отметить сложное влияние состава, как на размеры области первичной кристаллизации алюминиевого твердого раствора, так и на то, какой интерметаллид может появиться в структуре в виде первичных кристаллов.

Для изучения влияния примеси кремния было рассчитано политермическое сечение системы Al–Ni–Fe–Mn–Si, представленное на рисунке 2.

Анализ построенного сечения показывает, что кремний значительно усложняет фазовый состав. Уже 0,15 % Si достаточно для появления фазы $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_2\text{Si}_3$. Также из сечения видно, что интервал кристаллизации фазы Al_9FeNi с ростом концентрации кремния сильно увеличивается (при 1,5 % Si он составляет около 90 К). Это свидетельствует об отрицательном влиянии повышенного содержания кремния на структуру АН2ЖМц.



№	Фазовые области
1	L
2	$L + Al_6(Fe, Mn)$
3	$L + (Al) + Al_6(Fe, Mn)$
4	$L + (Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi$
5	$(Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi$
6	$(Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi + \alpha_1$
7	$(Al) + Al_9FeNi + \alpha_1$
8	$L + (Al) + Al_9FeNi + \alpha_1$
9	$L + (Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi + \alpha_1$
10	$L + (Al) + Al_9FeNi + \alpha_1 + \alpha_2$
11	$L + (Al) + Al_9FeNi + \alpha_1$
12	$(Al) + Al_9FeNi + \alpha_1 + \alpha_2$
13	$(Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi + \alpha_1$
14	$(Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi + \alpha_1 + \alpha_2$
15	$(Al) + Al_6(Fe, Mn) + Al_9FeNi + \alpha_1 + Al_3Ni$
16	$(Al) + Al_9FeNi + \alpha_1 + \alpha_2 + Al_3Ni$
17	$(Al) + Al_9FeNi + \alpha_1 + Al_3Ni$
18	$(Al) + \alpha_1 + Al_3Ni$
19	$(Al) + \alpha_1 + Al_3Ni + (Si)$
20	$L + \alpha_1 + Al_6(Fe, Mn)$
21	$L + \alpha_1$
22	$L + (Al) + \alpha_1$
23	$L + (Al) + Al_9FeNi + \alpha_1 + Al_3Ni$
24	$L + (Al) + \alpha_1 + Al_3Ni$

Рис.2. Политермический разрез системы Al–Ni–Fe–Mn–Si при 2% Ni, 1,5% Mn и 0,5%Fe

4. Исследование влияния легирующих элементов и примесей на структуру, фазовый состав и литейные свойства

Для экспериментального изучения были приготовлены 5 сплавов, в которых согласно расчету (см. выше) первично должны кристаллизоваться следующие интерметаллидные фазы. Al_3Ni , Al_9FeNi , Al_3Fe , $Al_6(Fe, Mn)$ и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$. Химический состав сплавов по данным спектрального анализа приведен в табл.2.

Для оценки температурных интервалов, при которых следует ожидать формирования первичных интерметаллидов, в программе Thermo-Calc по модели Sheil-Gulliver рассчитывали зависимости суммарной массовой доли твердых фаз (Q) от температуры.

Результаты расчета, приведенные в табл.3, были использованы для выбора температуры, при которой доля первичных интерметаллидов близка к максимуму. Навески сплавов массой около 50 г расплавляли, выдерживали в течение 1 часа при выбранных температурах, а затем закаливали в воде. В процессе выдержки происходило оседание первичных интерметаллидов на дно тигля. При этом предполагалось, что их химический состав должен приближаться к равновесному.

Таблица 2 - Химический состав экспериментальных сплавов с первичными интерметаллидами

№	Концентрация, масс.%				
	Ni	Mn	Fe	Si	Al
1	8,00	<0.01	0.1	0,1	Основа
2	3,6	0,02	1,3	0,09	Основа
3	0,55	0.49	1,96	0,09	Основа
4	1,84	1,92	0,99	0,11	Основа
5	1,83	2.17	0,34	1,87	Основа

Таблица 3 - Расчетные параметры кристаллизации интерметаллидных фаз

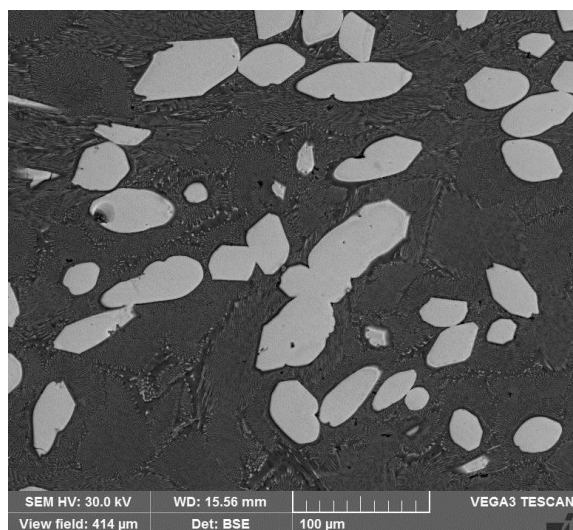
	Фазы	T ₁ , °C	T ₂ , °C	ΔT, °C	Q, масс.%
1	Al ₃ Ni	662,6	639,0	23,6	17,7
2	Al ₉ FeNi	677,6	639,8	37,8	14,6
3	Al ₃ Fe	670,6	647,8	22,8	2,5
4	Al ₆ (Fe,Mn)	686,2	630,0	51,3	6,6

T₁, T₂, ΔT – начало, окончание и интервал кристаллизации соответствующих интерметаллидных фаз, Q– массовая доля первичных кристаллов интерметаллидной фазы

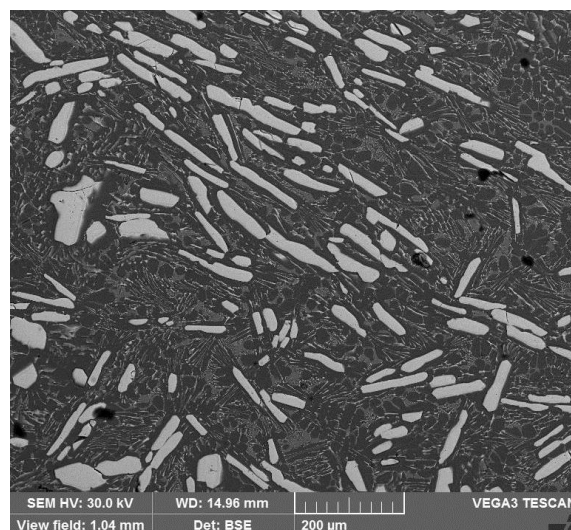
В микроструктуре всех приготовленных сплавов на фоне эвтектики четко выявляются первичные кристаллы, размеры которых составляют десятки и даже сотни мкм (рис.3). Следует отметить их глобулярную форму, что свидетельствует формировании фазового состава, близкого к равновесному. Для экспериментального определения концентраций элементов в первичных интерметаллидах проводили микрорентгеноспектральный анализ. Его результаты, приведенные в табл.4, показали хорошую сходимость с теоретическим расчетом в программе Thermo-Calc (база данных TTAL5).

Таблица 4 - Экспериментальные результаты определения химического состава первичных интерметаллидов

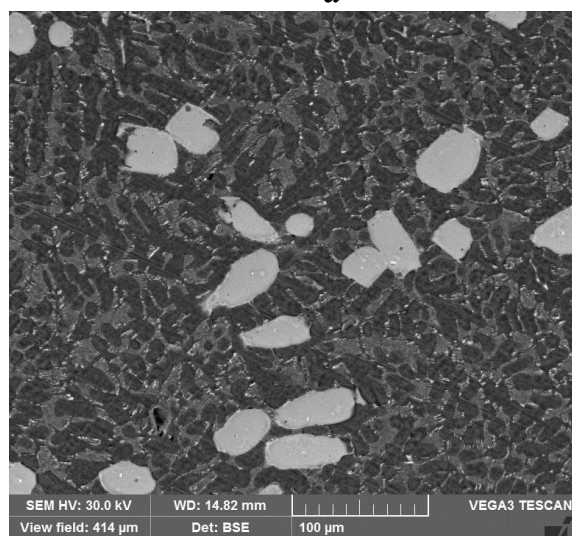
Фаза	Концентрация, масс.%					Вид анализа
	Al	Ni	Mn	Fe	Si	
Al ₉ FeNi	71,66	17,47	–	10,87	–	MPCA
	67,70	23,70	–	8,60	–	Thermo-Calc
Al ₆ (Fe,Mn)	71,36	0,46	20,14	8,04	–	MPCA
	74,69	–	20,12	5,27	–	Thermo-Calc
Al ₃ Fe	61,46	4,12	4,33	30,09	–	MPCA
	59,12	2,78	3,05	35,04	–	Thermo-Calc
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₃ Si ₂	64,74	2,40	23,41	2,79	6,67	MPCA
	62,04	–	28,84	1,08	8,04	Thermo-Calc
Al ₃ Ni	52,79	41,01	–	–	–	MPCA
	57,97	41,95	–	0,08	–	Thermo-Calc



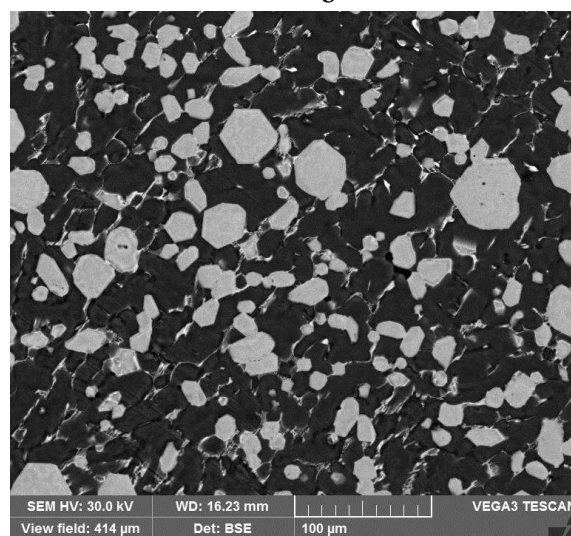
а



б



в



г

Рис.3 Первичные кристаллы фаз: а) Al_3Ni в сплаве 1; б) Al_9FeNi в сплаве 2; в) $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ в сплаве 4; г) $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ в сплаве 5

В сплаве 1 с высоким содержанием никеля, при низком железе и кремнии первично кристаллизуется двойной интерметаллид Al_3Ni (рис. 3а). В остальных сплавах обнаруживаются первичные кристаллы только Fe-содержащих фаз. В частности, в сплаве 2, состав которого заведомо попадает в область первичной кристаллизации фазы Al_9FeNi (рис.1а), анализ показывает наличие именно этой фазы (рис.3б). В сплаве 4 наличие первичных кристаллов фазы $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$ (рис.3в) согласуется с расчетом. Анализ химического состава первичных кристаллов в сплаве 5 (рис.3г) также соответствует с расчетными данными, которые показывает формирование фазы $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$.

Известно, что в первичном алюминии, присутствуют не только примесь железа, но и кремния. Так как железо в данном сплаве является легирующим компонентом, изучение влияния кремния потребовало специального рассмотрения.

Учитывая сложное влияние примеси кремния на фазовый состав сплава, были рассчитаны параметры кристаллизации сплавов с разным содержанием

кремния, используя зависимости объемной доли твердых фаз от температуры (табл.5).

Таблица 5 - Расчетные значения параметров неравновесной кристаллизации никалина АН2ЖМц в зависимости от содержания кремния

Содержание кремния, %	0,06	0,16	0,26	0,36	0,46	0,56
Температура ликвидуса, °С	651	650	650	649	649	649
Температура солидуса, °С	615	568	555	555	555	555
Интервал кристаллизации, °С	36	82	95	94	94	94

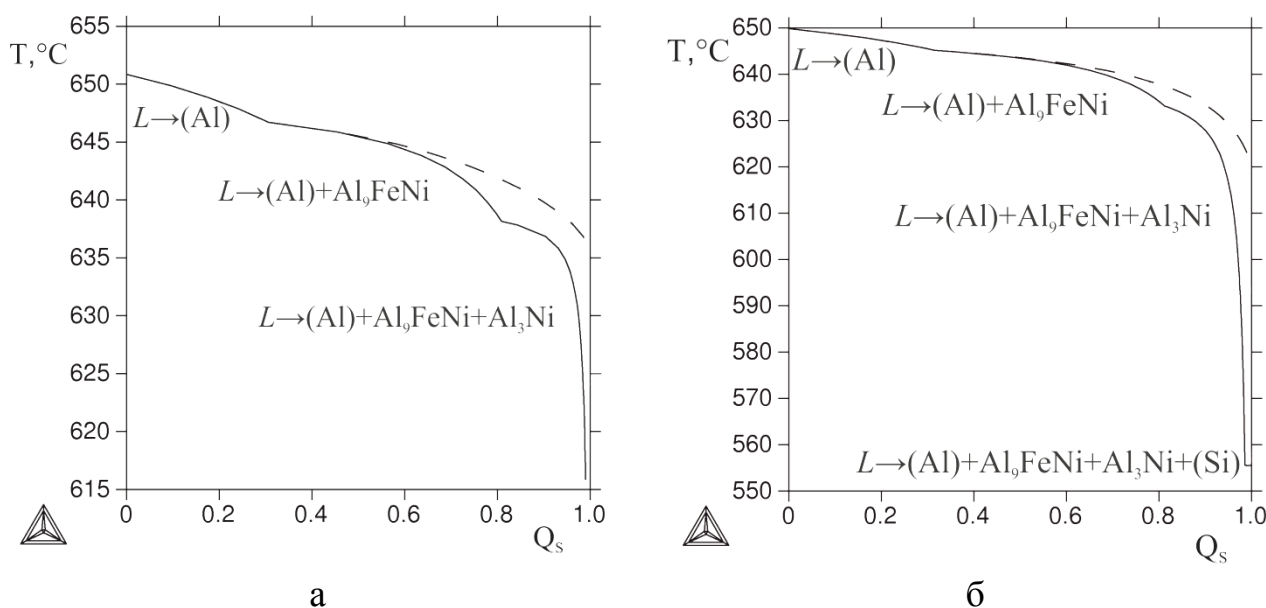


Рис.4. Расчетные зависимости массовой доли твердых фаз (Q_s) от температуры в процессе неравновесной кристаллизации никалина АН2ЖМц с разным содержанием кремния: а) 0,06 % Si; б) 0,26 % Si

На рис.4 приведены кривые неравновесной кристаллизации (Q_s-T), отражающие влияние кремния при его добавлении в базовый сплав. При наличии 0,06% кремния интервал кристаллизации еще достаточно узок (рис.4а, табл.5), но уже добавление 0,1% кремния увеличивает ΔT_s до 82 °С, за счет снижения неравновесного солидуса (до ~568 °С). А при 0,26% кремния величина ΔT_s достигается 95 °С (рис. 4б), что обусловлено образованием низкотемпературной эвтектики $L \rightarrow (Al) + Al_9FeNi + Al_3Ni + (Si)$ с участием кремниевой фазы. При повышении концентрации кремния величина площадки, отмеченной на рис. 4б, увеличивается, а само значение ΔT_s мало меняется (табл.5).

Для экспериментального изучения влияния кремния на горячеломкость никалина АН2ЖМц было получено 5 сплавов, содержащих 0,16; 0,26; 0,36; 0,46 и 0,56 % кремния. Основные исследования проводили на отливках «арфа», характеризующих склонность к образованию горячих трещин.

Характер зависимостей $T-Q_s$ (рис.7) предполагает отрицательное влияние кремния на горячеломкость никалинов, что подтверждается экспериментальными

данными. Базовый сплав демонстрирует полное отсутствие трещин в пробе (рис.5а), что является наилучшим показателем (это отвечает уровню силуминов типа АК7). Но уже при 0,16 % кремния трещины отчетливо выявляются (рис.5б). Показатель горячеломкости (ПГ) обнаруживают четкую связь с характером неравновесной кристаллизации (табл.5). Из рис.6 следует, что с увеличением ΔT_s величина ПГ (длина критического стержня) закономерно возрастает.

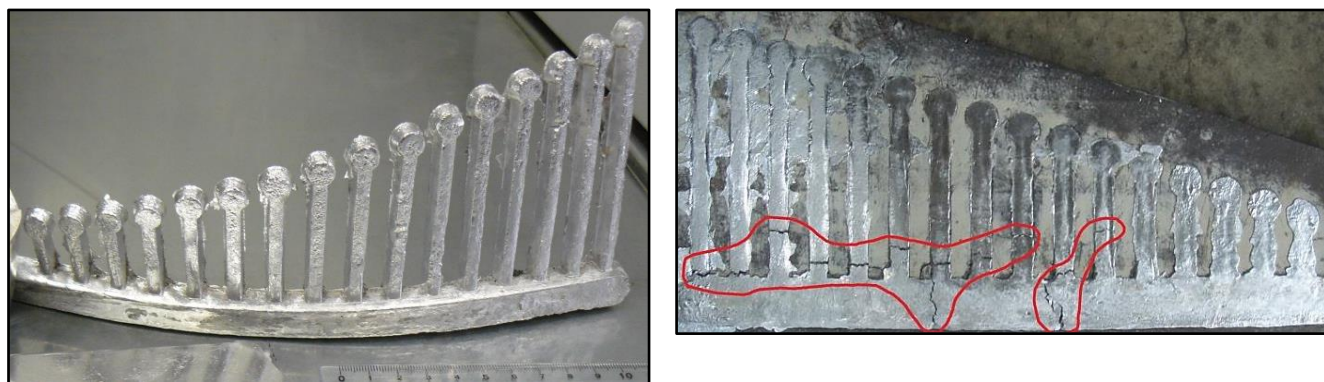


Рис.5. Отливки «Арфа» никалина АН2ЖМц с разным содержанием кремния: а) 0,06 % Si; б) 0,16 % Si (отмечены трещины)

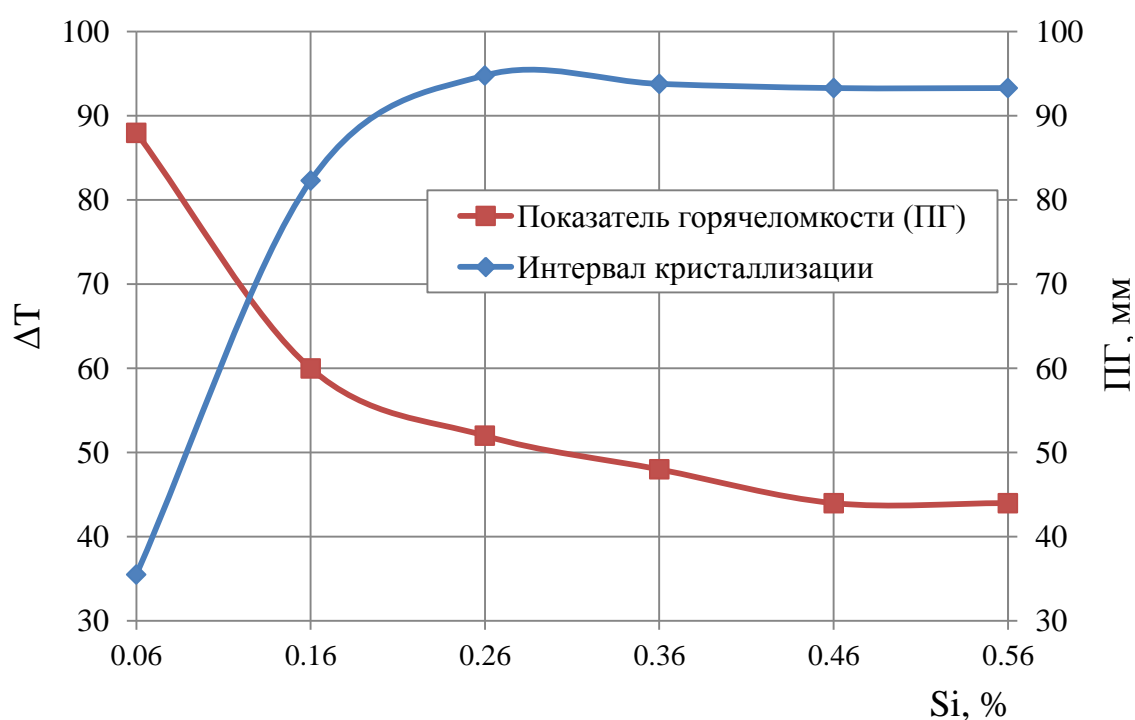


Рис.6. Влияние кремния на интервал кристаллизации (расчет) и показатель горячеломкости (эксперимент)

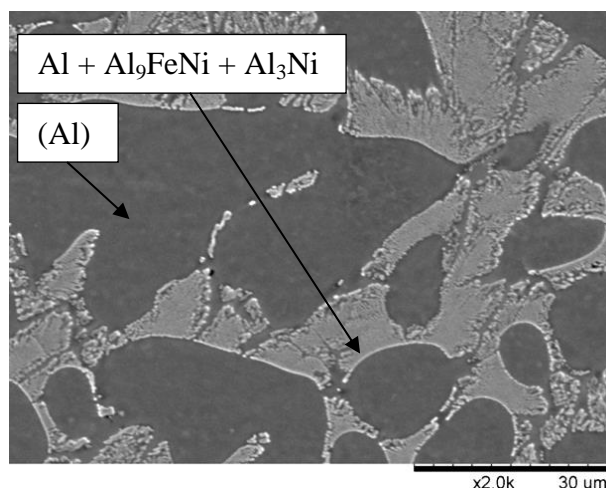


Рис.7. Микроструктура никалина АН2ЖМц с добавкой 0,56 % Si , СЭМ

Результаты металлографических исследований показывают, что повышение концентрации кремния, увеличивая интервал кристаллизации, мало сказывается на микроструктуре. Даже при 0,56 % кремния эвтектика имеет дисперсное строение (рис.7), не уступая базовому сплаву.

Таким образом, в отличие от железа, которое в никалине АН2ЖМц является легирующим компонентом, кремний следует достаточно строго ограничивать в зависимости от требований к литейным свойствам. В связи с этим предпочтительно использование первич-

ного алюминия электротехнических марок (А5Е и А7Е) с высоким отношением Fe:Si.

5. Исследования процесса образования наночастиц фазы $Al_3Zr(L_1_2)$ и оптимизация режима отжига отливок

Основная задача данного этапа исследований состояла в изучении влияния температуры отжига на структурные изменения и упрочнение экспериментального литейного сплава АН2ЖМц. Эти исследования направлены на создание научной базы, необходимой для обоснованного выбора режима термообработки применительно к термостойким литейным алюминиевым сплавам нового поколения.

Для экспериментального изучения был приготовлен никалин АН2ЖМц на основе отходов алюминиевой катанки марки А5Е, а также 3 модельных сплава на основе алюминия А99. Выбор составов экспериментальных сплавов (табл.6) был обусловлен следующими соображениями: первый сплав представлял собой базовый вариант никалина АН2ЖМц, остальные три сплавы выполняли функцию модельных композиций для выявления эффекта от разных фаз.

Таблица 6 - Химический состав сплава АН2ЖМц и модельных сплавов

№ п/п	Сплав	Концентрация, масс. %					
		Ni	Fe	Mn	Zr	Si	Al
1	АН2ЖМц	2,24	0,42	1,45	0,45	0,15	Основа
2	AlNiFe	2,06	0,35	<0,01	<0,01	<0,01	Основа
3	AlZr	<0,01	<0,01	<0,01	0,50	<0,01	Основа
4	AlMn	<0,01	<0,01	0,98	<0,01	<0,01	Основа

Отжиг темплетов проводили по многоступенчатым режимам в интервале температур от 250 до 600 °С с шагом 50 °С и 3-часовой выдержкой на каждой

ступени (табл.7). Для каждого режима измеряли удельную электрическую проводимость (γ) и твердость по Бринеллю.

Таблица 7 - Режимы отжига экспериментальных сплавов и расчетные значения концентраций циркония и марганца в алюминиевом твердом растворе²

Обозначение	Режим отжига	Концентрация в (Al), масс. %		
		Zr ³		Mn
		D0 ₂₃	L1 ₂	
T250	250 °C, 3ч	0,001	0,017	0,007
T300	T250 + 300 °C, 3ч	0,003	0,037	0,020
T350	T300 + 350 °C, 3 ч	0,009	0,072	0,049
T375	T350 + 375 °C, 3 ч	0,013	0,096	0,074
T400	T375 + 400 °C, 3 ч	0,019	0,126	0,106
T425	T400 + 425 °C, 3 ч	0,027	0,162	0,150
T450	T425 + 450 °C, 3 ч	0,038	0,204	0,206
T475	T450 + 475 °C, 3 ч	0,052	0,252	0,277
T500	T475 + 500 °C, 3 ч	0,068	0,309	0,364
T550	T500 + 550 °C, 3 ч	0,113	0,445	0,599
T600	T550 + 600 °C, 3 ч	0,178	0,614	0,927

²при температуре последней ступени отжига, ³D0₂₃ для стабильного равновесия, L1₂ для метастабильного равновесия

Результаты металлографических исследований показывают, что в сплаве 1 формируется доэвтектическая структура, подобная структуре доэвтектических модифицированных силуминов типа АК7ч. При этом эвтектика (в которой основной фазой кроме (Al) является Al₉FeNi) характеризуется высокой дисперсностью (близка к показанной на рис.7), заметно превосходя по этому показателю модифицированные силумины. Основное количество марганца и весь цирконий полностью входят в состав (Al), что подтверждается данными МРСА. Модельный тройной сплав 2 содержит никель и железо примерно в таком же количестве, как и базовый сплав 1, поэтому и его микроструктура примерно такая же. Основное отличие между ними состоит в том, что в сплаве 2 алюминиевый твердый раствор не содержит Zr и Mn. Эти элементы входят в состав двойных модельных сплавов 3 и 4 соответственно (табл.8), имеющих однофазную структуру в литом состоянии.

В процессе отжига происходят процессы формоизменения эвтектических фаз (прежде всего это относится к основной фазе Al₉FeNi) и формирование дисперсоидов Al₆Mn и Al₃Zr. Степень протекания этих процессов определяется температурой отжига. Анализ микроструктуры сплавов 1 и 2 не выявляет изменений вплоть до 450 °C. Это подтверждается данными ПЭМ, которые показывают нефрагментированные дендритные ветви фазы Al₉FeNi (рис.8а). При более высоких температурах отжига происходят процессы фрагментации и сфероидизации эвтектической фазы. После термообработки по режиму Т600 в микроструктуре четко выявляются глобулярные частицы Al₉FeNi (рис.8б).

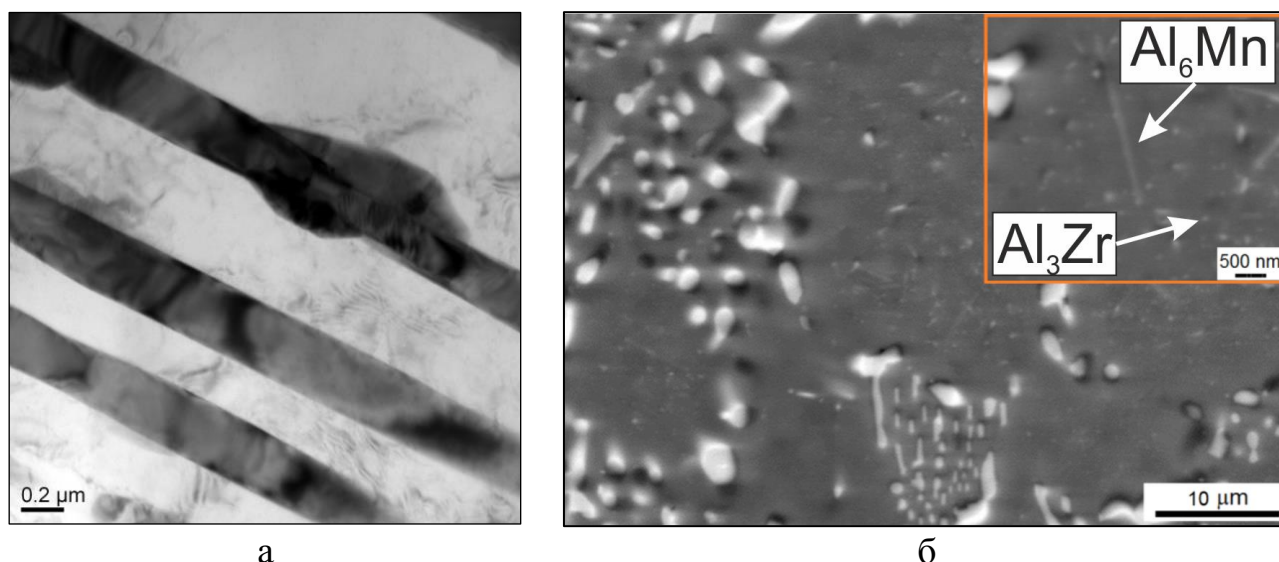


Рис.8. Микроструктура сплава АН2ЖМц после отжига по режимам Т450 (а) и Т600 (б): а) ПЭМ, б) СЭМ

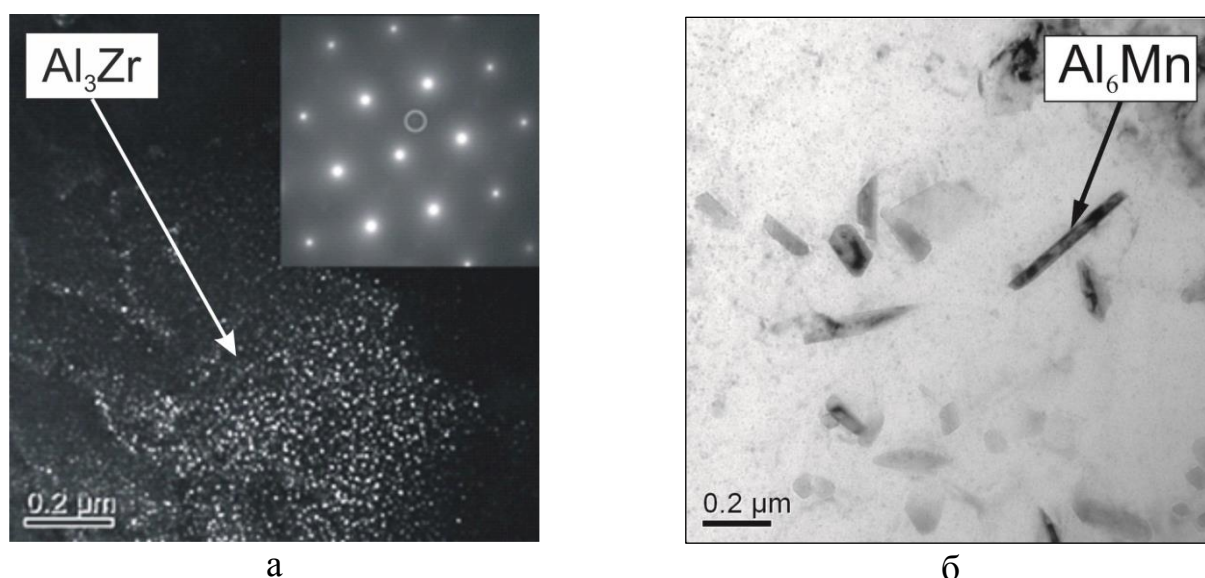


Рис.9. Вторичные выделения фаз Al_3Zr L1_2 (а) и Al_6Mn (б) в сплаве АН2ЖМц после отжига по режиму Т450: а) темное поле (отмечены рефлексy фаз), б) светлое поле

Выявление дисперсоидов в сплавах 1, 3 и 4 требует использования ПЭМ. В качестве примера на рис.10 показаны характерные особенности тонкой структуры сплава 1 после отжига по режиму Т450. Из рис. 9а видно, что при этой температуре присутствуют частицы метастабильной фазы $\text{L1}_2(\text{Al}_3\text{Zr})$, средний размер которых составляет около 10 нм. Дисперсоиды Al_6Mn существенно крупнее, они имеют вид стержней, длина которых находится в пределах от 100 до 500 нм (рис.9б). Сканирующая микроскопия позволяет выявить дисперсоиды только после отжига по режиму Т600, когда размеры наиболее крупных частиц могут достигать 1 мкм (рис.8б).

Из табл.8, в которой приведены расчетные значения фазового состава экспериментальных сплавов при 450 °С, видно, что наибольшую массовую долю имеют эвтектические включения фазы Al_9FeNi (8 %). Доля дисперсоидов Al_3Zr и Al_6Mn заметно меньше: ~3 и ~0,5 % соответственно.

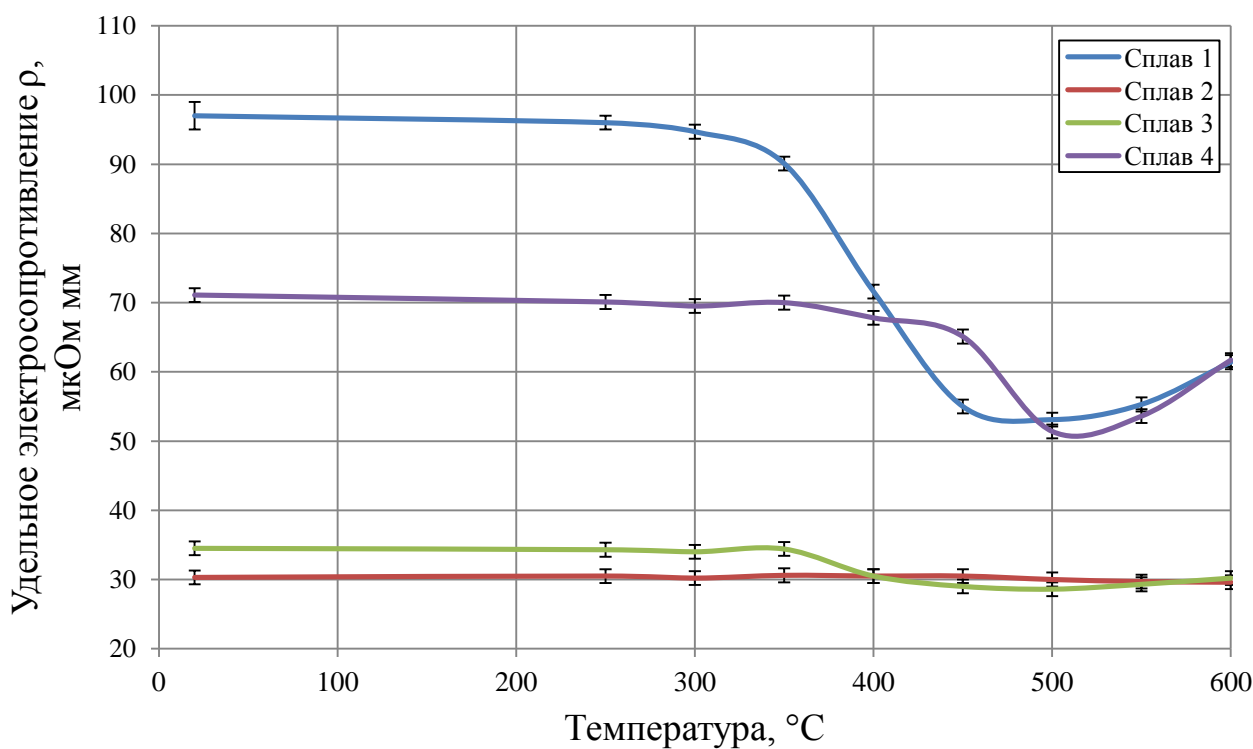
Таблица 8 - Расчетные значения количества фаз экспериментальных сплавов при 450 °С

Сплав	Массовая доля, %			
	Al_9FeNi	$\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$	Al_6Mn	$\text{Al}_3\text{Zr}(\text{L1}_2)$
1	8,08	1,63	3,26	0,52
2	7,43	—	—	—
3	—	—	—	0,56
4	—	—	3,08	—

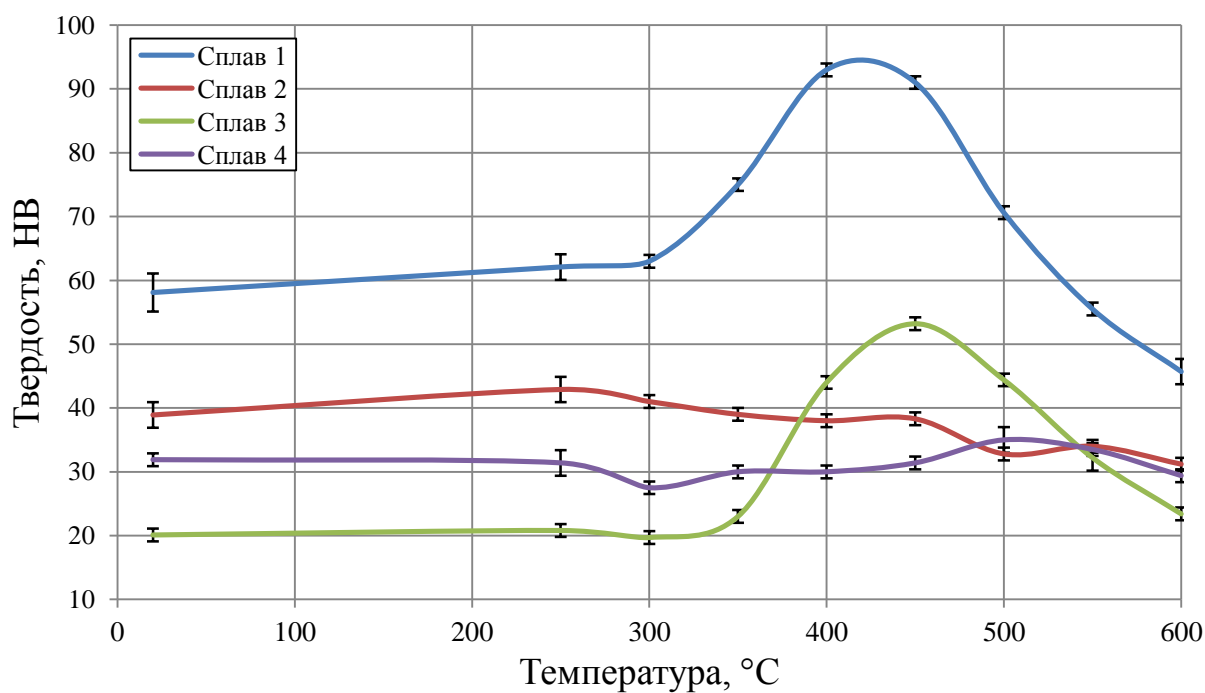
Фазовые изменения, происходящие в процессе отжига, сильно сказываются на удельном электросопротивлении (ρ), что отражено на рис.10а. При этом наиболее сильное влияние на величину ρ оказывает концентрации элементов в (Al). Прежде всего, это относится к цирконию и марганцу, растворимости которых сильно зависят от температуры (см. табл.7). С другой стороны, максимальные концентрации Fe и Ni в (Al) не превышают 0,05 %, поэтому при всех режимах отжига структура сплава 2 состоит из двух составляющих: алюминиевой матрицы (почти чистого алюминия) и эвтектической фазы Al_9FeNi . Из рис.11 видно, что влияние температуры на величину ρ этого модельного сплава незначительно. В двойных сплавах 3 и 4 величина ρ начинается заметно снижаться при нагреве свыше 350-400 °С и достигает минимума при 500 °С, когда, вероятно, формируется фазовый состав, близкий к равновесному. С ростом температуры отжига электросопротивление этих сплавов начинает расти, что обусловлено повышением растворимостей Zr и Mn в (Al).

Следует отметить, что зависимость ρ от режима отжига обусловлена не только температурой, но и временем выдержки. При низких температурах, когда равновесная растворимость Zr и Mn в (Al) минимальна (табл.7), требуется существенно большее время для полного распада из-за малой диффузии атомов этих металлов. В частности, при 300 °С даже 500-часовая выдержка недостаточна. Применительно к цирконию следует также отметить наличие двух фаз Al_3Zr : метастабильной (L1_2) и стабильной (D0_{23}). Последняя формируется при высоких температурах и ей отвечает меньшая растворимость Zr в (Al). Из рис.10а также видно, что марганец намного сильнее повышает величину ρ по сравнению с цирконием. В сплаве АН2ЖМц зависимость ρ от режима отжига определяется, главным образом, изменением концентраций Zr и Mn в (Al).

Структурные изменения, происходящие при отжиге отражаются и на твердости, которая, как известно, коррелирует с прочностными свойствами. Из рис.10б видно, что в сплаве АН2ЖМц максимальная твердость (более 90 НВ против 58 НВ в литом состоянии) достигается после отжига по режимам Т400 и Т450.



а



б

Рис.10. Влияние температуры последней ступени отжига на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) экспериментальных сплавов (см. табл.6)

Сходство зависимостей НВ-Т сплавов 1 и 3 показывает, что основной вклад в упрочнение вносят наночастицы фазы Al_3Zr (L_{12}). С другой стороны, изменение величины НВ сплавов 2 и 4 в процессе отжига незначительно. Из этого следует,

что образование дисперсоидов фазы Al_6Mn и фрагментация эвтектических включений фазы Al_9FeNi мало сказывается на твердости.

Для более детального выявления роли разных процессов была проведена количественная оценка, результаты которой приведены в табл.9. Из полученных данных следует, что наибольший размах в значениях НВ (как в абсолютный, так и относительный) имеют сплавы с добавкой циркония. С учетом данных ПЭМ (см. рис.10) это можно объяснить сильным упрочняющим эффектом от наночастиц фазы Al_3Zr ($L1_2$). Что касается изменения удельной электропроводности, то здесь основной вклад вносит марганец, а роль никеля и железа минимальна. При этом степень снижения величины ρ в сплаве АЦ2ЖМц заметно больше, чем в модельных композициях. В значительной мере это обусловлено высокой концентрацией марганца (см. табл.6).

Таблица 9 - Диапазоны изменения твердости и электросопротивление экспериментальных сплавов

Сплав	НВ				ρ			
	max ¹	min ²	Δ абс. ³	Δ отн. ⁴ ,%	max	min	Δ абс.	Δ отн.,%
1	93	45,7	47,3	104	97	53,1	43,9	83
2	42,9	31,8	11,1	35	30,6	29,6	1	3
3	53,2	20,1	33,1	165	34,5	28,6	5,9	21
4	35	29,4	5,6	19	71,1	51,4	19,7	38

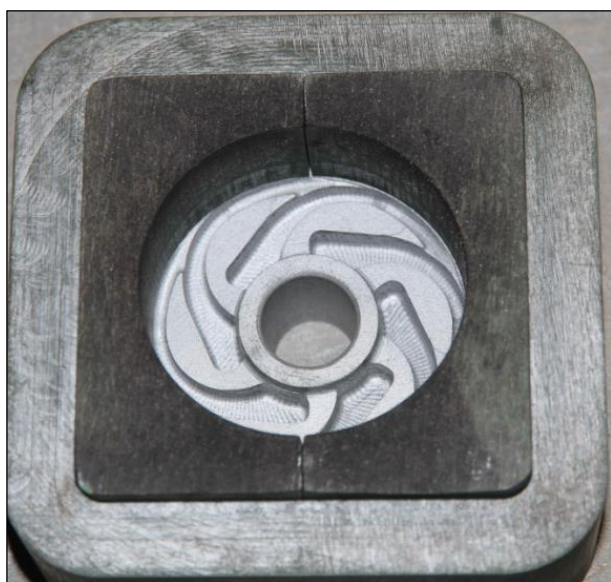
¹max-максимальное значение; ²min-минимальное значение; ³ Δ абс= max-min;

⁴ Δ отн=(max-min)/min·100 %

Для оценки механических свойств сплава АН2ЖМц были выбраны режимы Т400 и Т450, поскольку они, с одной стороны, позволяют добиться максимального упрочнения (рис.12), а с другой стороны, являются стабилизирующими (т.е. обеспечивает термостойкость). Структура сплава такого отжига характеризуется наличием нефрагментированных эвтектических фаз (рис.9а) и дисперсоидами. Нагрев свыше 450 °С приводит к существенному разупрочнению, что обусловлено огрублением дисперсоидов Al_3Zr и Al_6Mn , а также формоизменением эвтектики (рис.9б). Поэтому использование высокотемпературных режимов нецелесообразно.

5. Отработка режимов получения тонкостенного фасонного литья

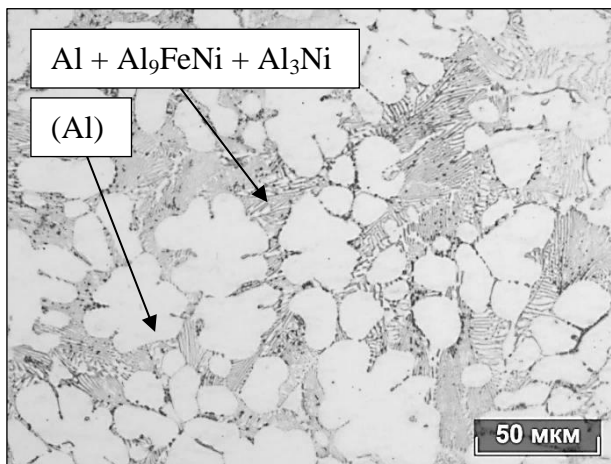
В этой части работы была поставлена задача оценить возможность получения сложных тонкостенных отливок сплава АН2ЖМц методом литья в формы приготовленные из холодно-твердеющих смесей (ХТС) и кокиль, а также изучить влияние различных скоростей охлаждения на структуру отливок. Для исследования возможности получения отливок сплава АН2ЖМц в песчаные формы была выбрана тонкостенная отливка «Корпус».



а



б



в

Рисунок 11 – Изготовление отливки «Корпус»: а – модельная оснастка формообразующей части центрального стержня, б - отливка «Корпус», в - микроструктура отливки сплава АН2ЖМц

В ходе работ была спроектирована и изготовлена модельная оснастка (рис.11а). Оснастка изготавливалась на станке с ЧПУ из модельного пластика. Готовые формы перед заливкой обрабатывались спиртовым противопопригарным покрытием на основе циркона "ПК-60Ц".

При изготовлении отливок методом литья в ХТС большое влияние на качество отливок оказывало время простоя готовых форм. Наилучшие результаты были получены при заливке непосредственно после формовки. При более длительной технологической выдержке готовых форм (1-3 суток) смесь адсорбировала атмосферную влагу и при заливке происходило активное газовыделение, что в свою очередь негативно сказывалось на качестве отливок.

При соблюдении выработанной технологии подготовки форм были получены годные отливки (рис. 11б). На отливках отсутствовали дефекты литейного происхождения (газовая, усадочная пористость, горячие трещины, неслитины и т.п.). Из полученных отливок были вырезаны образцы для изучения микроструктуры. Анализ полученной микроструктуры (рис. 11в) показал её высокую дисперсность, превосходящую стандартные литейные силумины типа АК9ч/АК7ч. В структуре отсутствуют первичные кристаллы избыточных фаз. Это позволяет прогнозировать высокие механические свойства отливок, полученных данным методом литья.

Для исследования влияния быстрой скорости охлаждения на структуру сплава была выбрана тонкостенная отливка «Крыльчатка». Под неё был спроектирован и изготовлен стальной кокиль (рис. 12 а,б).

Кокиль перед заливкой разогревали до рабочей температуры в 200 °С, после чего красили кокильной краской

Faseco. Заливку проводили через подогретую стальную надставку, выполняющую роль прибыли.

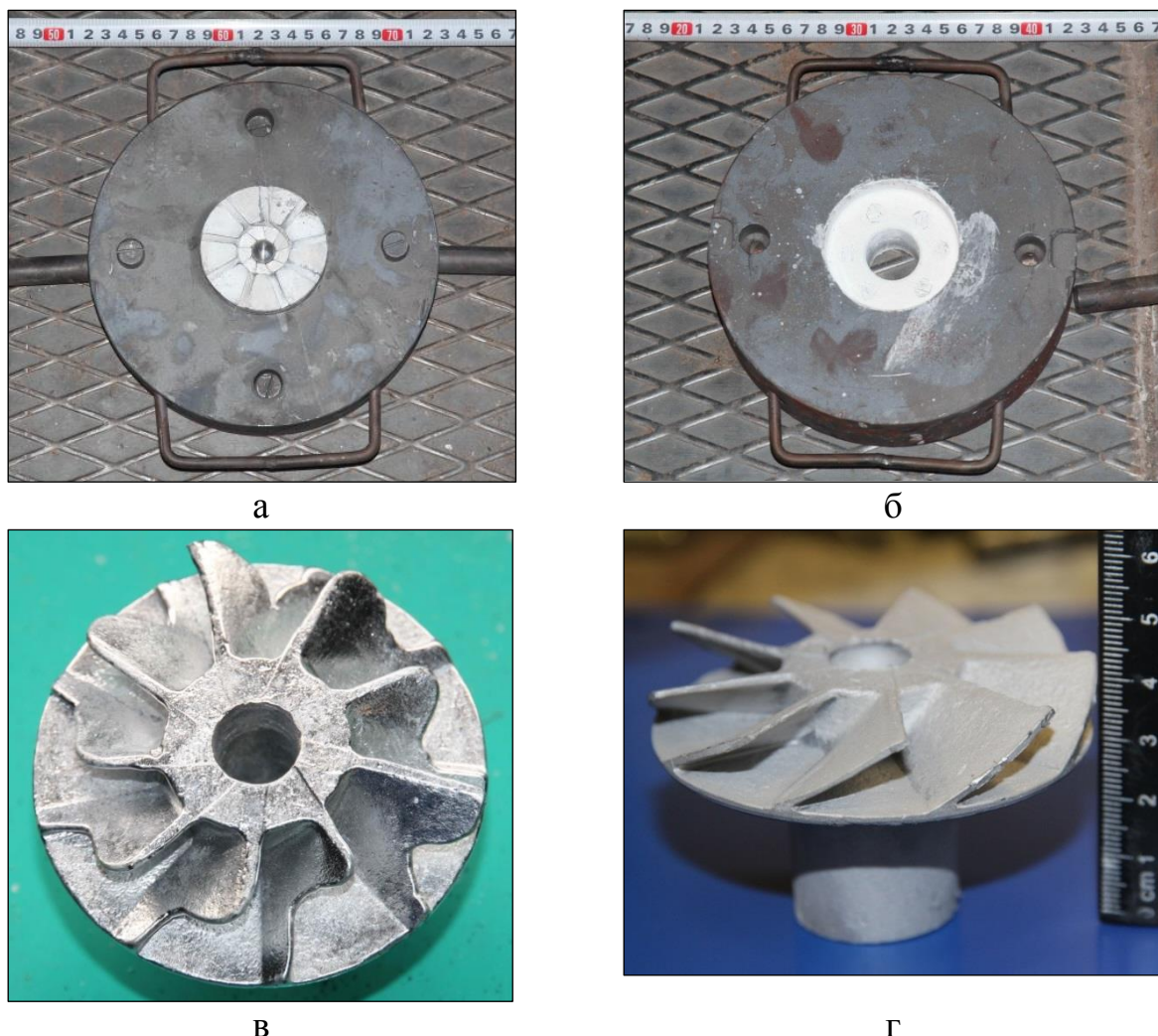


Рисунок 12 – Изготовление отливки «Крыльчатка»: а – нижняя полуформа кокиля с формообразующими вставками, б – верхняя полуформа кокиля с литниковой системой и системой вентиляции, в - типичные дефекты отливки на стадии отработки технологии, г - отливка «Крыльчатка»

Первые отливки сплава показали, что гравитационного литья недостаточно для полного заполнения полости формы. Был поставлен эксперимент по выявлению зависимости заполняемости формы от ее температуры. Была установлена оптимальная температура кокиля – 300 °С. Однако, даже несмотря на повышенную температуру формы, на отливках были четко видны неслитины и недоливы (рис. 12в). В ходе работы было принято решение создать разрежение в нижней части формы. Разогретый кокиль устанавливался на установку вакуумного отсоса. Проблема с неслитинами была решена установкой дополнительных вент в верхнюю часть формы (рис. 12б), а также использование крупнозернистой кокильной краски, на основе оксида циркония и гидролизованного раствора этилсиликата, для формообразующей части кокиля.

В результате была разработана технология получения тонкостенной отливки «Крыльчатка» методом литья в кокиль, изготовлена партия отливок сплава АН2ЖМц (рис. 12г). По готовой технологии, для сравнения литейных свойств и микроструктуры, получили отливки «Крыльчатка» сплава АК9.

Сравнение микроструктуры сплавов показало значительно более высокую дисперсность эвтектики сплава АН2ЖМц (рис. 13а) чем у силумина АК9 (рис.13б), что при прочих равных условиях может обеспечить превосходство сплава по уровню механических свойств.

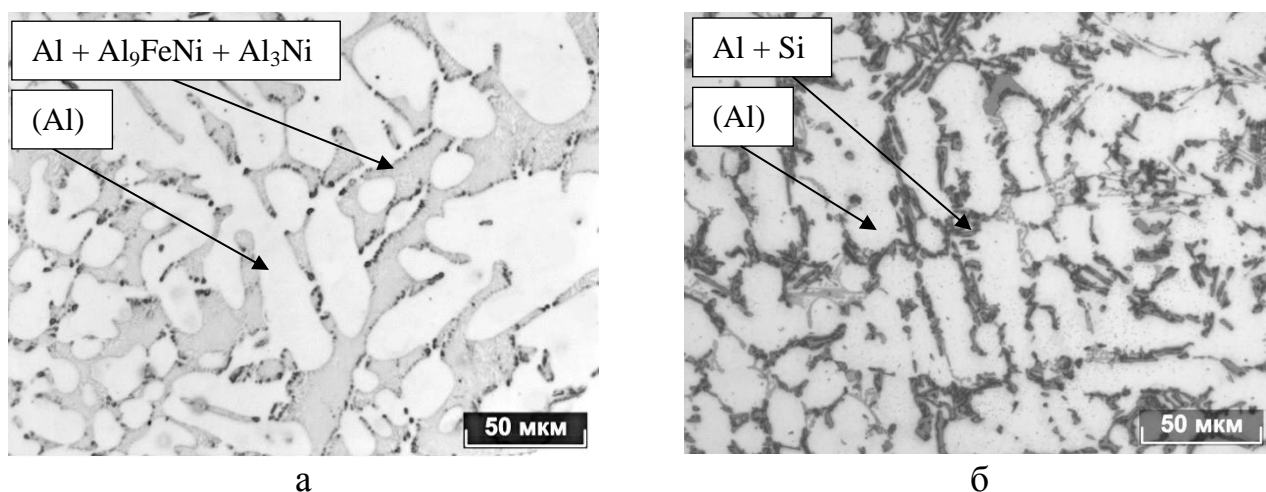


Рисунок 13 – Микроструктуры отливки «Крыльчатка» различных сплавов: а – АН2ЖМц х500, б – АК9 х500

6. Определение эксплуатационных свойств сплава АН2ЖМц

На данном этапе исследований была поставлена задача испытать сплав АН2ЖМц при повышенных температурах в сравнении с промышленными аналогами. При испытании на одноосное растяжение АН2ЖМц показал существенное превосходство по пределу прочности σ_B по сравнению с наиболее жаропрочным литейным алюминиевым сплавом АА201 (типа АМ5) при 300–350 °С (таблице 10). Силумины, сравнимые по литейным свойствам с АН2ЖМц, при таких температурах имеют совсем низкую прочность.

Таблица 10 – Механические свойства сплава АН2ЖМц и марочных литейных сплавов при комнатной и повышенных температурах

Сплавы	σ_B , МПа			$\sigma_{0,2}$, МПа			δ , %		
	20	300	350	20	300	350	20	300	350
АН2ЖМц	270	86	64	197	65	53	2,6	50	40
АА356 ⁴	276	35	20	186	25	15	5	65	75
АА201 ⁴	469	65	45	414	60	40	5	40	70

⁴ - по справочным данным

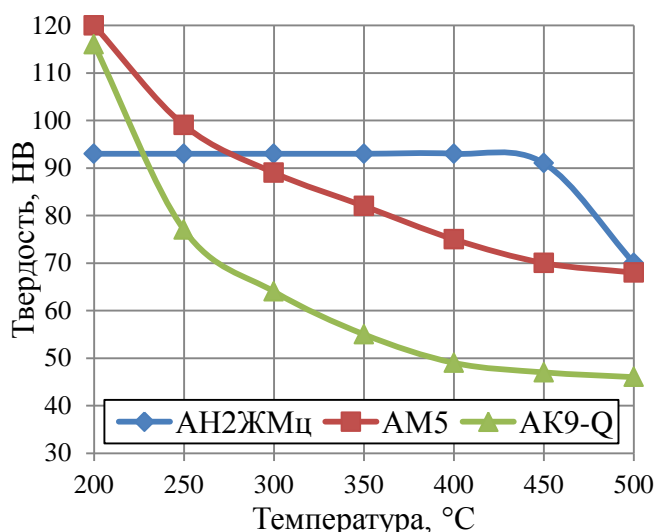


Рисунок 14 – Влияние температуры нагрева на твердость сплава АН2ЖМц и марочных литейных сплавов

Влияние температуры нагрева на твердость АН2ЖМц и марочных литейных сплавов в термообработанном состоянии также подтверждает преимущество никалина. (рис.14). По результатам эксперимента сплав АН2ЖМц показал высокую термическую стабильность при нагревах до 450°С включительно, в то время как марочные литейные сплавы начинали сильно разупрочняться при более низких температурах.

Выводы по работе

1. Проведен анализ фазового состава системы Al–Ni–Mn–Fe–Si–Zr применительно к термостойким никалинам – алюминиевым сплавам нового поколения на основе Ni-содержащей эвтектики, упрочняемых наночастицами $L1_2$ (Al_3Zr). Показано, что наличие железа и кремния существенно усложняют фазовый состав по сравнению с базовым сплавом АН4Мц2 (система Al–Ni–Mn–Zr), ранее разработанным в МИСиС.

2. С использованием расчетных (Thermo-Calc) и экспериментальных методов построены проекции ликвидуса в характерных сечениях системы Al–Ni–Fe–Mn–Si в области до 9%Ni, до 3%Fe, до %Mn, до 3%Si (масс.%). Определены концентрации элементов данной системы, при которых возможна первичная кристаллизация интерметаллидных фаз Al_3Ni , Al_9FeNi , Al_3Fe , $Al_6(Fe,Mn)$ и $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$.

3. Показано, что с уменьшением концентрации никеля с 4 до 2 допустимая концентрацией железа, при которой в микроструктуре не обнаруживаются первичные интерметаллиды железосодержащих фаз и обеспечивается высокая дисперсность эвтектики, существенно увеличивается (с 0,1 до 0,7%). На основе результатов расчета оптимизирован состав нового экономнолегированного никалина АН2ЖМц на базе эвтектики (Al)+ Al_9FeNi .

4. Изучено влияние кремния (до 0,56 %) на структуру, фазовый состав и литейные свойства сплавов на основе системы Al–Ni–Mn–Fe–Zr. Показано, что добавка кремния существенно расширяет интервал кристаллизации (уже при 0,16 % он составляет ~80 °С), что увеличивает склонность сплава к образованию горячих трещин при литье.

5. Изучено влияние температуры отжига в диапазоне до 600 °С на структуру, упрочнение и электросопротивление литейного сплава АН2ЖМц. Показано, что основной вклад в упрочнение вносят наночастицы фазы Al_3Zr ($L1_2$). Установлено, что максимальная твердость при многоступенчатом отжиге достигается при

температуре последней ступени 400–450 °С. Нагрев свыше 450 °С приводит к существенному разупрочнению, что обусловлено огрублением вторичных выделений Al_3Zr и Al_6Mn , а также формоизменением эвтектических включений фазы Al_9FeNi .

6. На примере стандартных отдельно отлитых образцов (по ГОСТ 1583-93) показано, что сплав АН2ЖМц в отожженном позволяет получить механические свойства на уровне широко распространенных силуминов типа АК7ч и АК9ч, термообработанных по режиму Т6: $\sigma_b > 250$ МПа, $\delta > 5\%$. При этом в отличие от последних сплав АН2ЖМц обладает термостойкостью к нагревам до 400 °С включительно.

7. На примере стандартных отливок (по ГОСТ 1583-93) изучено влияние условий кристаллизации на микроструктуру данного сплава АН2ЖМц. Показано, что переход от кокиля к разовым формам, полученным из холодно твердеющих смесей и напечатанных с помощью технологии быстрого прототипирования, приводит к огрублению структуры. Однако последняя вполне сопоставима со структурой силуминов, полученных в аналогичных условиях кристаллизации.

8. Показано, что никалин АН2ЖМц имеет существенно более высокие литейные свойства по сравнению со с промышленными сплавами типа АМ5 (система Al-Cu), что позволяет получать тонкостенные отливки сложной формы (типа крыльчатки).

9. Установлено, что никалин АН2ЖМц по прочности при 300–350 °С превосходит стандартные марочные литейные алюминиевые сплавы типа АМ5 и силумины

Основные положения диссертации опубликованы в работах:

1. Белов Н.А., Санников А.В., Мишуров С.С., Белов В.Д. Влияние кремния на характер кристаллизации и горячеломкость жаропрочного литейного алюминиевого сплава АН2ЖМц // Цветные металлы. - 2011. - № 7. - С.68-71.
2. Санников А.В., Белов Н.А., Алабин А.Н. Особенности кристаллизации алюминиевого сплава АН2ЖМц (никалина) при литье в различные формы // Литейщик России. - 2013. - №4. - С.11-14.
3. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.В. Санников Влияние отжига на упрочнение термостойкого литейного алюминиевого сплава АН2ЖМц // Литейщик России. - 2013. - №11. - С.15-17.

Приняты к публикации в 2013 г.:

4. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.В. Санников Первичная кристаллизация интерметаллидов в системе Al-Fe-Mn-Ni-Si применительно к литейным сплавам на основе алюминиево-никелевой эвтектики // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2014. - №3
5. Белов Н.А., Алабин А.Н., Санников А.В., Табачкова Н.Ю. Влияние отжига на структуру и упрочнение термостойкого литейного алюминиевого сплава АН2ЖМц // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2014. - №7