

MVVJ vvv

На правах рукописи

АМОНОВ Илхомчон Темурбоевич

**СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ С ЖЕЛЕЗОМ,
ЦЕРИЕМ И НЕОДИМОМ**

02.00.04 – физическая химия

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Душанбе – 2003

Работа выполнена в лаборатории «Коррозионностойкие материалы»
Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан.

Научные руководители:

доктор химических наук, член-корр.
АН Республики Таджикистан, профессор
Ганиев Изатулло Наврузович,

кандидат химических наук, старший
научный сотрудник
Назаров Холмурод Марипович

Официальные оппоненты:

доктор химических наук,
главный научный сотрудник
Пулатов Махмуджон Саиджонович

кандидат технических наук, доцент
Мухитдинов Худойберди Мухитдинович

Ведущая организация:

Отдел материаловедения АН
Республики Таджикистан

Защита состоится « 30 » апреля 2003г. в 9⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета К.047.003.01 при Институте химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан по адресу: 734063, г. Душанбе, ул. Айни 299/2.
E-mail: guli@academy.tajik.net

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института химии им. В.И. Никитина АН Республики Таджикистан.

Автореферат разослан « 28 » марта 2003 года.

Ученый секретарь
диссертационного совета,
кандидат химических наук

Касимова Г.Ф.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы: Развитие современной науки и техники предъявляет все возрастающие требования к уровню, эффективности, качеству и разнообразию свойств изделий из цветных металлов.

В современных материалах должны сочетаться высокие качества и свойства для обеспечения необходимыми ресурсами и надежности работы изделий для авиационно-космической техники, судостроения, машиностроения, атомной энергетики, радиотехники, вычислительной техники и строительства. В связи с этим особое значение приобретают производство и использование алюминия и его сплавов, обладающих высокой механической прочностью и пластичностью, малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью, жаропрочностью и рядом специфических характеристик.

Однако первичный алюминий извлекаемый из электролизеров (алюминий сырец) содержит ряд металлических примесей, в том числе железа и кремния, переходящих непосредственно из сырья.

Примеси железа и кремния оказывают большое влияние на качество получаемого алюминия, так, как с увеличением содержания этих примесей ухудшается коррозионная стойкость, уменьшается электропроводность и пластичность, повышается прочность алюминия.

Для блокировки отрицательного влияния железа, алюминий и его сплавы легируют марганцем в количестве 0,5-1%. Это обусловлено тем, что соединение $FeAl_3$ способно растворять значительное количество марганца, поэтому фазу существующую в тройном системе, обозначают $(Fe, Mn)Al_3$. В фазе $FeAl_3$ до 1/10 атомов железа может замещаться атомами марганца.

Очистка алюминия от железа фильтрованием и другими способами является трудоемкой и дорогостоящей процедурой. Поэтому, в качестве альтернативного варианта использования технического алюминия с повышенным содержанием железа, в работе рассматривается разработка сплавов на основе системы алюминий-железо. Для этого, в качестве легирующих элементов, используются редкоземельные металлы, повышающие электропроводность и коррозионную стойкость алюминия технической чистоты.

Цель работы заключается в разработке новых алюминий-железовых сплавов, легированных редкоземельными металлами, обладающих высокими акустодемпфирующими свойствами.

Научная новизна работы состоит в:

- построении диаграммы состояний тройных систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd в области богатой алюминием;

- установлении и построении квазибинарных систем и проведение с их помощью сингулярной триангуляции систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd, в области богатой алюминием;

- выявлении и определении координат фазовых превращений и областей кристаллизации фаз в указанных системах;

«ДРОН – 1,5» с использованием $\text{CuK}\alpha$ - излучения. Дифрактограмму снимали от 10 до 80 градусов по показанию счетчика аппарата. Расшифровка дифрактограмм осуществлялась методом сравнения исследуемого состава сплавов с дифрактограммами соединений и чистых компонентов.

Диаграмма состояния системы $\text{Al-CeFe}_2\text{Al}_8\text{-CeFe}_4\text{Al}_8\text{-Fe}_2\text{Al}_5$

По результатам рентгенофазового анализа диаграмма фазового равновесия системы Al-Fe-Ce , в области 0-33,3 ат.% церия при температуре 770К была построена Заречнюком О.С. с сотрудниками и выявлено образование тройных соединений CeFe_4Al_8 , $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$, CeFe_2Al_8 , $\text{CeFe}_{1.4...1.0}\text{Al}_{0.6...1.0}$. Было показано, что тройные соединения CeFe_4Al_8 и CeFe_2Al_8 относятся к структурному типу, CeMn_4Al_8 и CeFe_2Al_8 , соответственно. Двухфазные равновесия от тройного соединения CeFe_4Al_8 исходят к двойным интерметаллидам боковых систем Al-Fe , Al-Ce , а от тройного соединения CeFe_2Al_8 к двойным интерметаллидам $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Ce}_3\text{Al}_{11}$ и CeAl_3 . CeFe_2Al_8 также находится в равновесии с тройными соединениями CeFe_4Al_8 и $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$. Тройное соединение $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$, в свою очередь находится в равновесии с алюминиевым твердым раствором и от него двухфазные равновесия исходят к двойным интерметаллидам $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ и $\text{Ce}_3\text{Al}_{11}$.

В результате исследований методами ДТА и РФА нами подтверждено наличие следующих двухфазных равновесий в системе Al-Fe-Ce : $\text{Al-CeFe}_2\text{Al}_{10}$, $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}\text{-CeFe}_2\text{Al}_8$, $\text{CeFe}_2\text{Al}_8\text{-CeFe}_4\text{Al}_8$, $\text{CeFe}_4\text{Al}_8\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ и впервые установлено, что температура плавления тройных соединений $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$, CeFe_2Al_8 , CeFe_4Al_8 составляют 1080°C , 1050°C и 1570°C , соответственно.

Разрез $\text{CeFe}_2\text{Al}_8\text{-CeFe}_4\text{Al}_8$ (рис. 1а, табл. 1). Исследование сплавов данного разреза методами РФА и ДТА показало, что структура сплавов состоит из двух фаз. Взаимная растворимость компонентов в данной системе незначительна. На термограммах всех сплавов, расположенных на указанном разрезе обнаружено по два термических эффекта, первый из которых относится к кристаллизации твердого раствора на основе CeFe_4Al_8 , и второй - к перитектической реакции $\text{Ж}+\text{CeFe}_4\text{Al}_8\rightleftharpoons\text{CeFe}_2\text{Al}_8$, протекающий при 1100°C (1373K) и ~10 мол% CeFe_4Al_8 . Таким образом, разрез $\text{CeFe}_2\text{Al}_8\text{-CeFe}_4\text{Al}_8$ является квазибинарным сечением тройной системы Al-Fe-Ce и относится к перитектическому типу.

Разрез $\text{CeFe}_4\text{Al}_8\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ (рис. 1б, табл. 1). Как видно из рис. 1б, данная система относится к квазибинарным системам эвтектического типа. Эвтектика кристаллизуется при температуре 1120°C (1393K) и содержит 89 мол. % Fe_2Al_5 и 11 мол. % CeFe_4Al_8 .

Разрезы $\text{Al-CeFe}_2\text{Al}_{10}$ и $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}\text{-CeFe}_2\text{Al}_8$ (рис. 1в, табл. 1). Ввиду того, что интерметаллические соединения $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$ и CeFe_2Al_8 плавятся инконгруэнтно, сплавы данных разрезов являются частично квазибинарными. Четырехфазные перитектические реакции $\text{Ж}+\text{CeFe}_4\text{Al}_8\rightleftharpoons\text{Al}+\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$ и $\text{Ж}+\text{CeFe}_4\text{Al}_8\rightleftharpoons\text{Al}+\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}+\text{CeFe}_2\text{Al}_8$ протекают при 640°C и 1015°C , соответственно. На термограммах сплавов

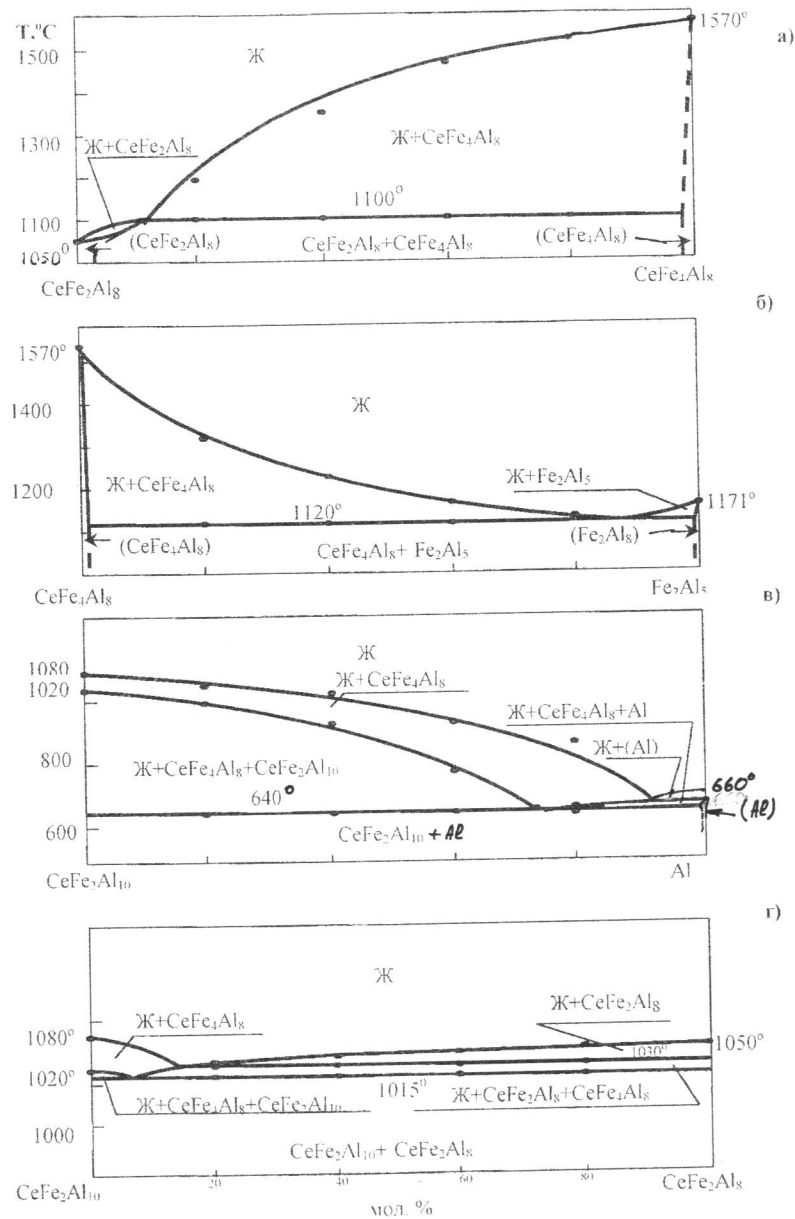


Рис. 1. Политермические разрезы системы Al-Fe-Ce :
 а) $\text{CeFe}_2\text{Al}_8\text{-CeFe}_4\text{Al}_8$; б) $\text{CeFe}_4\text{Al}_8\text{-Fe}_2\text{Al}_5$.
 в) $\text{Al-CeFe}_2\text{Al}_{10}$; г) $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}\text{-CeFe}_2\text{Al}_8$.

-установлении закономерности влияния церия, лантана и неодима на акустодемпфирующие и механические свойства алюминиево-железовых сплавов;

-определении кинетических и энергетических параметров процесса окисления твердых алюминиево-железовых сплавов, содержащих РЗМ.

Практическая значимость работы заключается в:

-разработке новых алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа в качестве акустодемпфирующих материалов. Разработанные сплавы с улучшенными акустодемпфирующими свойствами прошли полупромышленные испытания в условиях АООТ «Душанбинского арматурного завода им. С. Орджоникидзе».

Основные положения выносимые на защиту:

-диаграммы состояния тройных систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd, в области богатой алюминием;

-закономерности окисления твердых алюминиево-железовых сплавов кислородом газовой фазы;

-механические и акустодемпфирующие свойства эвтектического алюминиево-железового сплава, легированного некоторыми РЗМ.

Апробация работы. Основные положения диссертации обсуждались на: Республиканской научно-практической конференции «Технология новых конструкционных материалов и их применение в производстве» (ТГПУ – Душанбе, 2001г.); Республиканском научно-практическом семинаре «Внедрение разработок ученых Таджикистана в промышленность» (Госкомпром при правительстве РТ-Душанбе, 2001г.); Международной научно-технической конференции «Генезис, теория и технология литых материалов» (ВГУ-Владимир-Суздаль, Россия, 2002г.); Международной научно-практической конференции «16-сессия Шурон Оли Республики Таджикистан (12-го созыва) и ее историческая значимость в развитии науки и образования» (ТТУ-Душанбе, 2002г.); Международной конференции по современным проблемам физико-механических свойств конденсированных сред (ХГУ-Худжанд, 2002г.)

Публикации. По результатам исследований опубликовано 12 научных работ.

Объем и структура диссертации. Диссертационная работа состоит из трех глав, изложена на 109 страницах машинописного текста, включает 44 рисунков, 28 таблиц, 54 библиографических названий и приложения.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении изложены предпосылки и основные проблемы исследования, обоснована актуальность работы, раскрыта структура диссертации.

В первой главе описаны особенности взаимодействия алюминия с железом и редкоземельными металлами (цериевой подгруппы). Рассмотрены также вопросы структурообразования железа с РЗМ. Приведены данные о кристалличе-

ской структуре соединений образующихся в двойных и тройных системах Al-Fe-РЗМ (где РЗМ – La, Ce, Nd, Sm).

В главе 2 приведены результаты экспериментальных исследований диаграмм фазовых равновесий, политемпературных разрезов и построений поверхностей ликвидуса систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd.

В главе 3 обобщены результаты изучения физико-химических и акустодемпфирующих свойств алюминиево-железовых сплавов, легированных РЗМ.

Методики исследования и построения диаграмм состояний тройных систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd

Дифференциально-термический метод анализа. С целью выявления фазовых превращений, построения поверхности ликвидуса проводили дифференциально-термический анализ (ДТА) сплавов систем Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd. Для получения сплавов расчет весовой доли каждого элемента проводили по следующей формуле:

$$X_{b,i} = \frac{M_i \cdot X_{am,i}}{\sum_i M_i \cdot X_{am,i}} [\%]$$

Шихту весом 1,0 г взвешивали на лабораторных весах марки ВЛК-500 с точностью 0,05г. Для исследований были приготовлены сплавы из металлов следующих марок:

Алюминий	- 99,995 (ГОСТ 11069-74)
Железо	- чда.
Церий	- 99,87 (ЦеЭО ТУ 48-295-85)
Неодим	- 99,98 (НдМ-2 ТУ 48-4-205-72)

Сплавы для исследования получали прямым сплавлением компонентов в среде гелия марки ВЧ, с содержанием основного газа 99,985 объемных %, содержание кислорода не более 0,002 объемных %, под давлением 0,5 МПа на установке ВДТА-8М конструкции Института металлофизики АН Республики Украина, с использованием корундовых тиглей. Скорость нагрева и охлаждения, в зависимости от состава сплава, варьировалась в пределах от 40 до 80 град/мин. Линейное повышение и понижение температуры печи установки осуществляли электронным программным устройством Р133. Точность измерения температуры составляла $\pm 1\%$ от измеряемой величины.

Рентгенофазовый анализ (РФА) сплавов. Для исследования состава фаз в сплаве проводили рентгенофазовый анализ порошка. Порошки готовились путем дробления образцов в агатовой ступке и приклеивались индифферентным клеем на подложку из органического стекла. Затем каретку с образцом вставляли в аппарат. Рентгенофазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре

Химический и фазовый состав сплавов системы Al-CeFe₂Al₈-CeFe₄Al₈ и Fe₂Al₅ Таблица 1

Химический состав		Фазовый состав сплавов по данным РФА, ДТА			Термические эффекты при охлаждении, С°		
мол. %	атом. %	Фазовый состав			T ₁	T ₂	T ₃
		Al	Fe	Ce			
Al							
	CeFe ₂ Al ₁₀	Al	Fe	Ce			
0	100	76,92	15,38	7,69	1080	1020	-
20	80	81,53	12,3	6,15	1040	1000	640
40	60	86,17	9,22	4,61	990	870	640
60	40	90,78	6,15	3,07	900	740	640
80	20	95,4	3,07	1,53	790	675	645
CeFe ₂ Al ₈	CeFe ₂ Al ₁₀						
20	80	76,1	15,94	7,96	1035	1030	1010
40	60	75,24	16,49	8,27	1040	1030	1015
60	40	74,43	17,05	8,52	1045	1030	1015
100	0	72,73	18,18	9,09	1050	-	-
CeFe ₄ Al ₈	CeFe ₂ Al ₈						
20	80	70,49	20,7	8,81	1170	1100	-
40	60	68,25	23,22	8,53	1430	1100	-
60	40	66,02	25,73	8,25	1450	1105	-
100	0	61,54	30,77	7,69	1570	-	-
Fe ₂ Al ₅	CeFe ₄ Al ₈						
20	80	62,52	30,33	6,15	1320	1120	-
40	60	65,5	29,89	4,61	1240	1120	-
60	40	67,47	29,45	3,08	1180	1120	-
80	20	69,45	29,01	1,54	1130	1115	-

расположенных на разрезах Al-CeFe₂Al₁₀-CeFe₂Al₈ - CeFe₂Al₈ обнаружены по три термических эффекта относящиеся к кристаллизации CeFe₄Al₈, CeFe₂Al₁₀ и Al.

Поверхность ликвидуса системы Al-CeFe₂Al₈-CeFe₄Al₈-Fe₂Al₅ (рис.2)

В результате исследований вышеприведенных политермических разрезов и серии сплавов расположенных параллельно сторонам вторичных систем была построена проекция поверхности ликвидуса системы Al-CeFe₂Al₈-CeFe₄Al₈-Fe₂Al₅. Поверхность ликвидуса включает в себя одиннадцать полей первичной кристаллизации и характеризуется наличием восемнадцати критических точек эвтектического и перитектического типов. В системе установлено существование четырех трехфазных (e₁-e₄), и одного четырехфазного (E₁), эвтектического превращения и четырех трехфазных, (p₁-p₄), девяти четырехфазных (P₁-P₉), перитектического типа, координаты которых сведены в табл.2.

Таблица 2.

Характеристики невариантных равновесий в системе Al - CeFe₂Al₈ - CeFe₄Al₈ - Fe₂Al₅

Невариантная точка (рис 2)	Равновесие	Концентрация компонентов, ат %			Температура равновесия, °С (К)
		Al	Fe	Ce	
e ₁	Ж = Al + FeAl ₃	99,1	0,9	-	652 (925)
e ₂	Ж = ε + Fe ₂ Al ₅	68,0	32,0	-	1170 (1443)
e ₃	Ж = Al + α - Ce ₃ Al ₁₁	96	-	4	640 (913)
e ₄	Ж = Fe ₂ Al ₅ + CeFe ₄ Al ₈	69,75	29,0	1,25	1120 (1393)
p ₁	Ж + FeAl ₃ = Al	77,8	22,2	-	1157 (1430)
p ₂	Ж + β - Ce ₃ Al ₁₁ = Al	89,0	-	11,0	1135 (1408)
p ₃	Ж + CeAl ₃ = β - Ce ₃ Al ₁₁	79,0	-	21,0	1235 (1508)
p ₄	Ж + Ce ₄ Al ₈ = CeFe ₂ Al ₈	71,0	20,25	8,75	1100 (1373)
P ₁	Ж + CeFe ₄ Al ₈ = Fe ₄ Al ₁₃ + CeFe ₂ Al ₈	73,0	23,0	4,0	1080 (1353)
P ₂	Ж + Fe ₄ Al ₁₃ = CeFe ₂ Al ₈ + CeFe ₂ Al ₁₀	76,0	20,25	3,75	1020 (1293)
P ₃	Ж + CeFe ₄ Al ₈ = Fe ₂ Al ₅ + Fe ₄ Al ₁₃	85,0	12,0	3,0	1010 (1283)
P ₄	Ж + Fe ₄ Al ₁₂ = CeFe ₂ Al ₁₀	98,0	1,25	0,75	650 (923)
P ₅	Ж + α - Ce ₃ Al ₁₁ = CeFe ₂ Al ₁₀ + Al	97,0	1,0	2,0	644 (917)
P ₆	Ж + α - Ce ₃ Al ₁₁ = CeAl ₃ + CeFe ₂ Al ₈	94,5	1,5	4,0	780 (1053)
P ₇	Ж + CeAl ₂ = CeAl ₃ + Ce ₂ Fe ₁₇	87,0	5,0	8,0	1000 (1273)
P ₈	Ж + β - Ce ₃ Al ₁₁ = CeFe ₂ Al ₁₀ + CeFe ₂ Al ₈	82,5	6,0	11,5	1060 (1333)
P ₉	Ж + CeAl ₃ = CeFe ₂ Al ₈ + Ce ₂ Fe ₁₇	72,5	9,0	18,5	1095 (1368)
E ₁	Ж = CeFe ₄ Al ₈ + FeAl ₂ + Fe ₂ Al ₅	66,5	32,5	1,0	980 (1253)

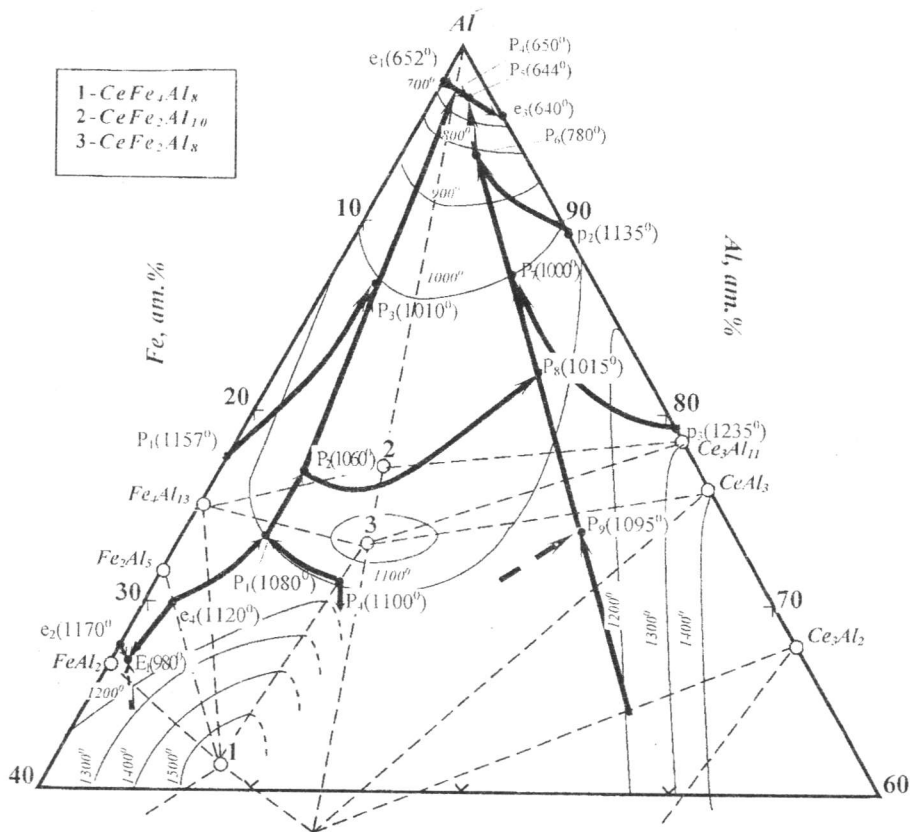


Рис.2. Проекция поверхности ликвидуса системы Al-CeFe₂Al₈-CeFe₄Al₈-Fe₂Al₅

Процесс кристаллизации в системе завершается в невариантной точке e_3 при 640°C (913 K) по реакции $\text{Ж} \rightarrow \text{Al} + \text{Ce}_3\text{Al}_{11}$. Основную часть поверхности ликвидуса занимают поля кристаллизации интерметаллидов CeFe_4Al_8 и Fe_4Al_5 .

Система Al-Fe₂Al₅-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂

Диаграмма фазовых равновесий системы Al-Fe-Nd, в области 0-33,3 ат% неодима ранее изучена Вивчаром О.И. и Рябовым В.Р. Построено изотермическое сечение при температуре 770 K . В исследованной области концентраций обнаружено образование тройных соединений $\text{NdFe}_{4-3,3}\text{Al}_{8-8,7}$, $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$, $\text{NdFe}_{1,65-1,2}\text{Al}_{0,35-0,8}$. Структура тройного соединения $\text{NdFe}_{4-3,3}\text{Al}_{8-8,7}$ принадлежит к тетрагональной сингонии и структурному типу ThMn_{12} . Периоды решетки данного соединения

равны $a=0,8884$, $c=0,505\text{ нм}$. От тройного соединения $\text{NdFe}_{4-3,3}\text{Al}_{8-8,7}$ двухфазные равновесия исходят к двойным интерметаллидам боковых систем Al-Fe, Al-Nd, а от тройного соединения $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$ к двойным интерметаллидам $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Nd}_3\text{Al}_{11}$. Тройная фаза $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$ находится также в равновесии с алюминиевым твердым раствором и тройным соединением $\text{NdFe}_{4-3,3}\text{Al}_{8-8,7}$. Соединение $\text{Nd}_2\text{Fe}_{13}$ растворяет 0,45 ат% алюминия ($a=0,858-0,889\text{ нм}$, $c=1,246-1,290\text{ нм}$). Остальные бинарные соединения не обладают заметной растворимостью третьего компонента.

Результаты исследований подтверждают наличие следующих двухфазных равновесий в системе Al-Fe-Nd: Al-NdFe₂Al₁₀, NdFe₂Al₁₀-NdFe_{3,65}Al_{8,35}, NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂. Дифференциально-термическим анализом впервые установлена температура плавления тройных соединений $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$, $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$, которая составляют 1200 и 1310°C , соответственно.

Разрез NdFe_{3,65}Al_{8,35}-Fe₂Al₅ (рис. 3а). Анализ термограмм сплавов системы показал что, разрез $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ является квазибинарным сечением тройной системы Al-Fe-Nd и относится к перитектическому типу. Перитектическая горизонталь проходит при 1100°C и 93,5 мол% Fe_2Al_5 . Перитектическое превращение описывается реакцией $\text{Ж} + \text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35} \rightarrow \text{Fe}_2\text{Al}_5$.

Разрез NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂ (рис. 2б, табл. 3). Данный разрез относится к квазибинарным системам эвтектического типа. На кривых охлаждения сплавов четко выявляются термические эффекты относящиеся к эвтектической реакции $\text{Ж} \rightarrow \text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35} + \text{NdAl}_2$ и кристаллизации интерметаллидов $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$ и NdAl_2 . По данным дифференциально-термического анализа, эвтектическая горизонталь проходит при температуре 1175°C . Эвтектика содержит 47,4 мол% NdAl_2 и 52,6 мол% $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$.

Разрезы Al-NdFe₂Al₁₀ и NdFe₂Al₁₀-NdFe_{3,65}Al_{8,35} (рис. 3в,2, табл. 3). Ввиду того, что интерметаллическое соединение $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$ плавится incongruently, сплавы данных разрезов являются частично квазибинарными. При охлаждении сплавов, происходит первичная кристаллизация из жидкости наиболее тугоплавкого соединения $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$. В твердом состоянии закристаллизовавшиеся сплавы состоят из двух фаз.

Поверхности ликвидуса системы Al-Fe₂Al₅-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂ Проекция поверхности ликвидуса системы включает девять полей первичной кристаллизации и характеризуется наличием шестнадцати критических точек эвтектического и перитектического типов, восемь из которых трехфазные, а остальные четырехфазные (рис.4).

Процесс кристаллизации в системе завершается в невариантной точке e_3 при 640°C по реакции $\text{Ж} \rightarrow \text{Al} + \text{Nd}_3\text{Al}_{11}$. Большую часть поверхности ликвидуса занимают поля кристаллизации интерметаллидов $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$ и NdAl_2 . В таблице 4. обобщены координаты невариантных равновесий в системе Al-Fe₂Al₅-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂.

Исследованиями показано существование тройных интерметаллидов постоянного и переменного составов в системах Al-Fe-La (Ce, Pr, Nd и Sm), температура плавления которых приведена в табл.5.

Таблица 3

Химический и фазовый состав сплавов системы Al-Fe₂Al₅-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl₂

Химический состав					Фазовый состав сплавов по данным РФА, ДТА	Термические эффекты при охлаждении, С ⁰		
мол. %		атом. %				T ₁	T ₂	T ₃
Al	NdFe ₂ Al ₁₀	Al	Fe	Nd				
0	100	76,93	15,38	7,69	NdFe ₂ Al ₁₀	1200	1080	-
20	80	81,55	12,3	6,15	Al + NdFe ₂ Al ₁₀	1160	1000	650
40	60	86,16	9,22	4,61	Al + NdFe ₂ Al ₁₀	1020	980	645
60	40	90,77	6,15	3,08	Al + NdFe ₂ Al ₁₀	960	770	650
80	20	95,38	3,08	1,54	Al + NdFe ₂ Al ₁₀	820	660	650
NdFe ₂ Al ₁₀	NdFe _{3,65} Al _{8,35}							
0	100	64,23	28,08	7,69	NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1310	-	-
20	80	66,77	25,54	7,69	NdFe ₂ Al ₁₀ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1295	1100	1080
40	60	69,31	23,0	7,69	NdFe ₂ Al ₁₀ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1250	1100	1085
60	40	71,85	20,46	7,69	NdFe ₂ Al ₁₀ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1205	1090	1080
80	20	74,39	17,92	7,69	NdFe ₂ Al ₁₀ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1100	1075	-
NdFe _{3,65} Al _{8,35}	Fe ₂ Al ₅							
20	80	69,99	28,47	1,54	Fe ₂ Al ₅ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1230	1180	-
40	60	68,55	28,37	3,08	Fe ₂ Al ₅ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1250	1180	-
60	40	67,11	28,28	4,61	Fe ₂ Al ₅ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1280	1180	-
80	20	65,67	28,18	6,15	Fe ₂ Al ₅ + NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1300	1185	-
NdFe _{3,65} Al _{8,35}	NdAl ₂							
0	100	66,67	-	33,33	NdAl ₂	1460	-	-
20	80	66,21	5,62	28,17	NdFe _{3,65} Al _{8,35} + NdAl ₂	1300	1180	-
40	60	65,70	11,23	23,07	NdFe _{3,65} Al _{8,35} + NdAl ₂	1240	1175	-
60	40	65,22	16,85	17,93	NdFe _{3,65} Al _{8,35} + NdAl ₂	1210	1175	-
80	20	64,72	22,46	12,82	NdFe _{3,65} Al _{8,35} + NdAl ₂	1265	1170	-

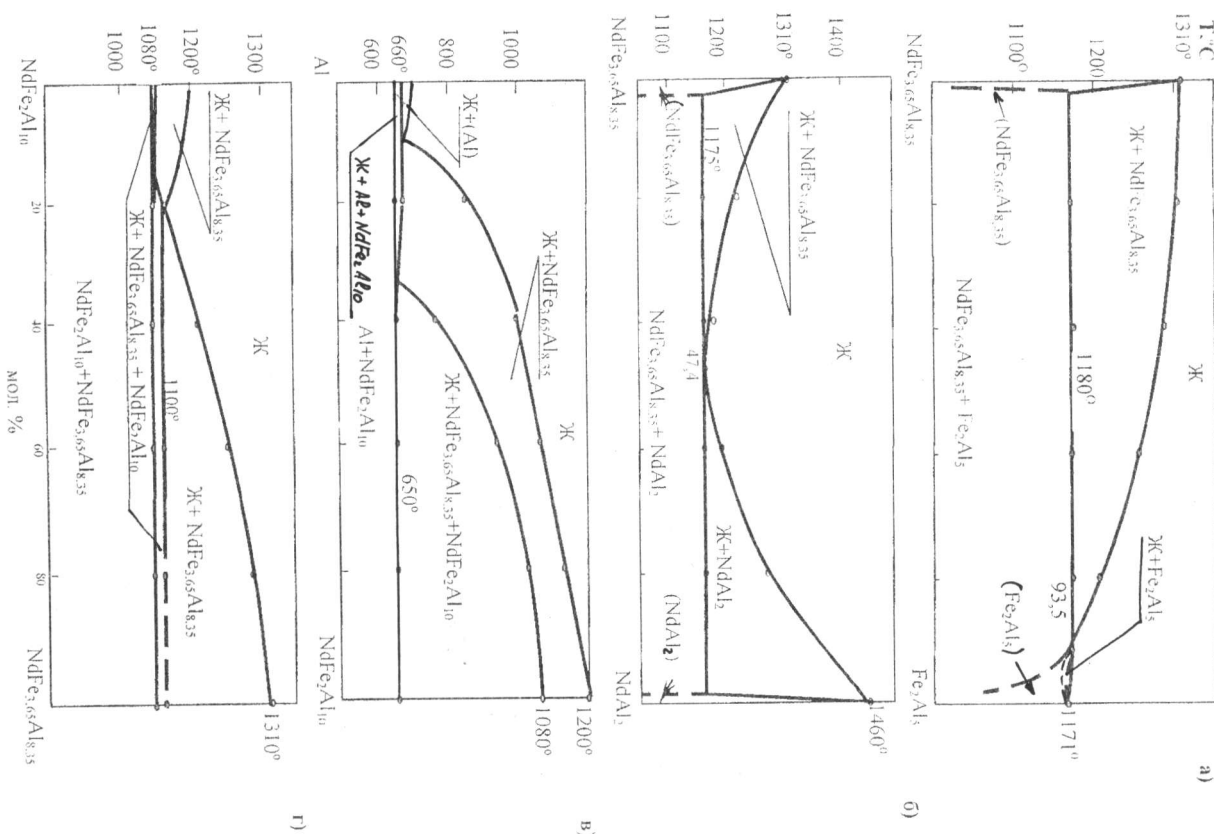


Рис. 3 Поинтермитские разрезы сплавов системы Al-Fe-Nd:

- а) NdFe_{3,65}Al_{8,35} - Fe₂Al₅;
- б) NdFe_{3,65}Al_{8,35} - NdAl₂;
- в) Al - NdFe₂Al₁₀;
- г) NdFe₂Al₁₀ - NdFe_{3,65}Al_{8,35};

чения температур плавления интерметаллидов в зависимости от температур плавления чистых РЗМ можно предполагать, что температура плавления интерметаллидов составов РЗМ Fe_2Al_8 составляют: $LaFe_2Al_8 \sim 1190^\circ C$, и $SmFe_{5,6-3,3}Al_{6,4-8,7} \sim 1370^\circ C$, а для интерметаллида составов РЗМ Fe_2Al_{10} : $LaFe_2Al_{10} \sim 1140^\circ C$, и $SmFe_2Al_{10} \sim 1225^\circ C$.

Таблица 4

Характеристика невариантных равновесий в системе $Al-Fe_2Al_5-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl_2$

Нонвариантная точка (рис.4)	Равновесие	Концентрация компонентов, ат.%			Температура равновесия, $^\circ C$ (К)
		Al	Fe	Nd	
e_1	$Ж \rightleftharpoons Al + FeAl_3$	99,1	0,9	-	652 (925)
e_2	$Ж \rightleftharpoons \epsilon + Fe_2Al_5$	68,0	32,0	-	1170 (1443)
e_3	$Ж \rightleftharpoons Al + \alpha-Nd_3Al_{11}$	92,0	-	8,0	640 (913)
e_4	$Ж \rightleftharpoons NdAl_2 + NdFe_{3,65}Al_{8,35}$	64,5	14,5	21	1175 (1448)
P_1	$Ж + FeAl_3 \rightleftharpoons Al$	77,8	22,2	-	1157 (1430)
P_2	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons Fe_2Al_5$	70,5	28,5	1,0	1180 (1453)
P_3	$Ж + NdAl_2 \rightleftharpoons NdAl_3$	87,0	-	13,0	1205 (1478)
P_4	$Ж + NdAl_2 \rightleftharpoons \beta-Nd_3Al_{11}$	85,0	-	15,0	1235 (1508)
P_1	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons NdFe_2Al_{10} + Fe_4Al_{13}$	75,5	23,0	1,5	1160 (1433)
P_2	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons Fe_4Al_{13} + Fe_2Al_5$	83,5	15,0	1,5	1100 (1373)
P_3	$Ж + NdFe_2Al_{10} \rightleftharpoons Fe_4Al_{13} + Al$	98,0	1,6	0,4	650 (923)
P_4	$Ж + \alpha-Nd_3Al_{11} \rightleftharpoons NdFe_2Al_{10} + Al$	95,0	4,5	0,5	645 (918)
P_5	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons Nd_3Al_{11} + NdAl_3$	89,0	4,0	7,0	980 (1253)
P_6	$Ж + NdAl_2 \rightleftharpoons NdFe_{3,65}Al_{8,35} + NdAl_3$	87,0	5,0	8,0	1010 (1283)
P_7	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons Nd_3Al_{11} + NdFe_2Al_{10}$	84,5	6,5	9,0	1070 (1343)
P_8	$Ж + NdFe_{3,65}Al_{8,35} \rightleftharpoons FeAl_2 + Fe_2Al_5$	67,0	32,5	0,5	1175 (1448)

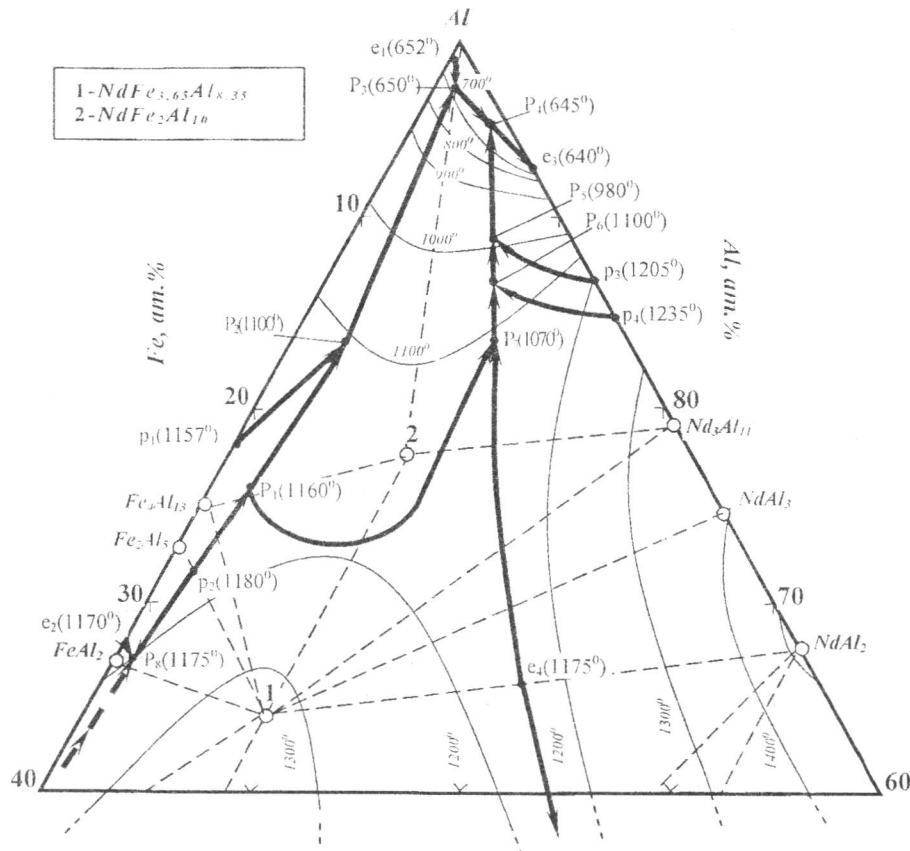


Рис.4. Проекция поверхности ликвидуса системы $Al-Fe_2Al_5-NdFe_{3,65}Al_{8,35}-NdAl_2$

Как видно из таблицы, с увеличением заряда ядра РЗМ (начиная от лантана до самария) температура плавления чистых РЗМ (за исключением церия) увеличивается, коррелирует с температурой плавления тройных соединений систем $Al-Fe-La$ (Ce, Pr, Nd, Sm).

В частности, для интерметаллида состава РЗМ Fe_2Al_{10} с увеличением температуры плавления чистых металлов, наблюдается рост температуры плавления интерметаллидов. Так, например, при температуре плавления чистого металла – церия – $798^\circ C$, температура плавления интерметаллидов составляет: $CeFe_2Al_8 - 1050^\circ C$ и $CeFe_2Al_{10} - 1080^\circ C$, а для неодима – $1024^\circ C$ интерметаллидов того же состава составляют: $NdFe_{3,65}Al_{8,35} - 1310^\circ C$ и $NdFe_2Al_{10} - 1200^\circ C$. Коррелируя зна-

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМ Al-Fe-Ce (Pr, Nd).

Сплавы для исследований получали в шахтных лабораторных печах сопротивления типа СШОЛ в интервале температур 900-1000^oC из алюминия марки А8, алюминий-железистой лигатуры (2,18 мас.% Fe) и лигатуры алюминия с РЗМ чистотой не менее 99,7 мас.%. Лигатуры предварительно синтезировались в вакуумной печи сопротивления.

Для изучения кинетики окисления твердых сплавов использован термогравиметрический метод, основанный на непрерывном взвешивании образца. Изменение веса фиксировали по растяжению пружины с помощью катетометра КМ-8.

ИК-спектрометрическое исследование продуктов окисления сплавов проводили на двухлучевом спектрометре UR-20.

Окисление твердых алюминий-железных сплавов, легированных церием и неодимом. Влияние церия и неодима на кинетику окисления алюминий-железных сплавов исследовано на примере сплава, содержащего 2,18 мас.% железа, соответствующего эвтектики (Al + Al₂Fe₃), характеризующегося низкой температурой плавления, 556^oC. Содержание церия и неодима в алюминий-железном сплаве изменялось в пределах от 0,005 до 0,5 мас.%. Кинетические и энергетические параметры процесса окисления алюминий-железных сплавов, содержащих РЗМ представлены в таблице.7

Таблица 7

Влияние добавок РЗМ на кинетические и энергетические параметры процесса окисления алюминий-железистого сплава, содержащего 2,18 мас.% железа.

Содержание РЗМ в сплаве Al+2,18%Fe, мас.%	Температура, окисления, К	Истинная скорость окисления (К ^x 10 ⁴), кг.м ⁻² с ⁻¹	Кажущаяся энергия активации окисления, кДж/моль
0,0	673	0,85	88,505
	773	6,52	
0,005 Ce	673	1,05	84,159
	773	7,37	
0,05 Ce	673	1,2	79,555
	773	7,5	
0,1 Ce	673	1,67	68,019
	773	8,08	
0,5 Ce	673	1,77	66,229
	773	8,21	
0,005 Nd	673	1,92	63,345
	773	8,31	
0,05 Nd	673	2,23	58,473
	773	8,63	
0,1 Nd	673	2,68	52,904
	773	9,12	

Таблица 5

Температура плавления тройных интерметаллидов систем Al-Fe-La (Ce, Pr, Nd и Sm)

РЗМ		Система	Соединение	
Символ	Тпл, ^o C		Формула	Тпл, ^o C
La	920	Al-Fe-La	LaFe ₄ Al ₈	-
			LaFe ₂ Al ₁₀	~1140*
			LaFe ₂ Al ₈	~1190*
Ce	798	Al-Fe-Ce	CeFe ₄ Al ₈	1570
			CeFe ₂ Al ₁₀	1080
			CeFe ₂ Al ₈	1050
Pr	935	Al-Fe-Pr	Неизучено	Не установлено
Nd	1024	Al-Fe-Nd	NdFe _{3,65} Al _{8,35}	1310
			NdFe ₂ Al ₁₀	1200
Sm	1072	Al-Fe-Sm	SmFe _{3,6-5,3} Al _{6,4-8,7}	~1370*
			SmFe ₂ Al ₁₀	~1225*

* температура плавления интерметаллидов установленная прогнозированием

В системах Al-Fe-Ce (Nd), в области богатой алюминием обнаружены многочисленные двухфазные равновесия. Некоторые значения температур неинвариантных превращений на квазибинарных разрезах тройных систем Al-Fe-Ce (Nd) приведены в табл.6.

Таблица 6.

Температура неинвариантных равновесий квазибинарных сечений системы Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd.

Система	Квазибинарные	Характер равновесий	Температура равновесий, ^o C.
Al-Fe-Ce	CeFe ₂ Al ₈ CeFe ₄ Al ₈	Перитектическая	1100
	CeFe ₄ Al ₈ Fe ₂ Al ₅	Эвтектическая	1120
Al-Fe-Nd	NdFe _{3,65} Al _{8,35} -NdAl ₂	Эвтектическая	1175
	NdFe _{3,65} Al _{8,35} Fe ₂ Al ₅	Перитектическая.	1180

Разрезы Ce Fe₄Al₈ - Fe₂Al₅ и Nd Fe_{3,65} Al_{8,35} - Nd Al₂ относятся к системам эвтектического типа. Температура эвтектического превращения в этих системах при увеличении заряда ядра РЗМ увеличивается, что коррелируется с температурой плавления самих РЗМ.

Окисление алюминиево-железowego сплава, содержащего 2,18 мас.% железа, изучали при температурах 673 и 773К. В течении 5-10 минут окисление проходит по линейному закону, затем характер кривых приближается к параболическому закону и к 12-15 минутам процесс окисления завершается.

Кажущаяся энергия активации окисления, исходного сплава составляет 88,50 кДж/моль.

Легирование алюминиево-железowego сплава 0,005 мас.% церием и неодимом способствует некоторому увеличению истинной скорости окисления и соответственно уменьшению кажущейся энергии активации окисления.

Сплавы, содержащие 0,05 мас.% церия и неодима, имеют наибольшие значения истинной скорости окисления. Характерной особенностью окисления данных групп сплавов является относительно высокий уровень окисления в первоначальный период. Линейная зависимость сохраняется в течении 10 минут, далее по мере образования оксидной пленки, характер окислительного процесса переходит в параболический и формирование защитной оксидной пленки заканчивается к 15 минутам. Максимальная величина $\Delta g/S$ при окислении данного сплава равняется 0,16 кг/м², минимальная-0,09кг/м². Кажущаяся энергия активации окисления составляет от 63,345 до 52,904 кДж/моль., для сплавов содержащих неодим и от 84,159 до 66,229 кДж/моль. для сплавов содержащих церий.

Уменьшение значения кажущейся энергии активации окисления алюминиево-железowych сплавов, легированных церием и неодимом объясняется ухудшением защитных способностей оксидного слоя формирующегося над поверхностью сплава при их окислении.

Акустодемпфирующие и механические свойства алюминиево-железowych сплавов модифицированных церием, празеодимом и неодимом. Задачей исследования являлось определение акустодемпфирующих характеристик (уровень звукового давления, уровень звука и скорость затухания) и механических свойств алюминиево-железowych сплавов, содержащих РЗМ. Испытаниям на акустодемпфирующие свойства подвергались пластины прямоугольной формы размером 50x50x10мм, а на механические свойства - образцы с круглым сечением: диаметр рабочей части $d_0=6$ мм. и длины $l_0=10 \cdot d_0$ по ГОСТу 1497-84. Данные полученные при испытаниях приведены в табл.8.

Микродобавки редкоземельных металлов РЗМ (где РЗМ-Ce, Pr и Nd) по разному влияют на механические свойства алюминиево-железowego сплава. Добавки церия к алюминиево-железowym сплавам приводят к нейтрализации влияния железа, повышению прочности, измельчению зерен.

Как видно из табл.8 сплав, содержащий 0,1 % (по массе) церия, имеет наилучшие механические свойства. По мере увеличения концентрации неодима (до 0,5%) относительное удлинение меняется незначительно, в то время как твердость заметно повышается. У сплава с 0,005% (по массе) неодима твердость составляет 252 МПа, сплав с 0,1 % (по массе) неодима 258 МПа. Такая же зависимость наблюдается с празеодимом.

Таблица 8.

Влияние добавок редкоземельных металлов на механические и акустодемпфирующие свойства алюминиево-железowego сплава, содержащего 2,18 мас.% железа (образцы без литевой корки).

Количество РЗМ, мас.%	σ_b , МПа	δ , %	НВ, МПа	Скорость затухания звука, дБ/мс
97,82%Al+2,18%Fe	109,4	4,95	252	5,97
0,005 Ce	90,6	14,40	252	7,84
0,05 Ce	96,0	13,92	257	7,37
0,1 Ce	99,2	12,41	262	7,31
0,5 Ce	92,2	14,23	259	7,34
0,005 Pr	90,8	14,35	252	7,91
0,05 Pr	94,1	14,11	259	6,23
0,1 Pr	99,5	12,40	267	6,61
0,5 Pr	97,8	12,84	252	6,44
0,005 Nd	79,6	15,0	252	6,97
0,05 Nd	89,2	14,44	254	7,91
0,1 Nd	95,6	13,95	258	6,88
0,5 Nd	95,4	14,02	257	8,31

В целом, по мере увеличения концентрации легирующего элемента до 0,1мас.% отмечается положительное его влияние на пластичность, прочность и твердость алюминиево-железowego сплава.

По данным экспериментальных исследований акустодемпфирующих свойств установлено, что с повышением содержания РЗМ в сплавах систем Al-Fe-РЗМ от 0,005 мас.% до 0.1 мас.% уровень скорости затухания звука значительно уменьшается. Однако показатель дБ/мс является положительным по сравнению с исходными сплавами. Это, по видимому, связано с улучшением структуры, наличием измельчения зерна, благодаря модифицирующему эффекту РЗМ.

Таким образом, исследованные сплавы обладают достаточно высокими акустодемпфирующими свойствами, что позволяет использовать их для изготовления деталей механизмов и машин с улучшенным шумовибропоглощающими характеристиками, а также в качестве шумозащитного зонта.

ВЫВОДЫ

1.В системах Al-Fe-Ce и Al-Fe-Nd экспериментально подтверждено существование тройных соединений состава: $CeFe_2Al_{10}$, $CeFe_2Al_8$, $CeFe_4Al_8$, $NdFe_2Al_{10}$ и $NdFe_{3,65}Al_{8,35}$. Установлено, что фазы $CeFe_4Al_8$, $CeFe_2Al_8$ и $NdFe_{3,65}Al_{8,35}$ плавятся конгруэнтно при 1570^oC, 1050^oC и 1310^oC, а $CeFe_2Al_{10}$ и $NdFe_2Al_{10}$ инконгруэнтно при 1080^oC и 1200^oC, соответственно. Из выше перечисленных интерметаллидов с

алюминиевым твердым раствором в равновесии находятся следующие: $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$ и $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$.

2. Основными методами физико-химического анализа построены диаграммы состояния следующих 8 квази- и частично квазибинарных разрезов, исходящих из алюминия, тройных и двойных интерметаллидов: $\text{Al}-\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$, $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}-\text{CeFe}_2\text{Al}_8$, $\text{CeFe}_2\text{Al}_8-\text{CeFe}_4\text{Al}_8$, $\text{CeFe}_4\text{Al}_8-\text{Fe}_2\text{Al}_5$ в системе $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Ce}$; $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}-\text{Fe}_2\text{Al}_5$, $\text{Al}-\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$, $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}-\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$, $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}-\text{NdAl}_2$ в системе $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Nd}$.

Показано, что разрезы $\text{CeFe}_4\text{Al}_8-\text{Fe}_2\text{Al}_5$ и $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}-\text{NdAl}_2$ являются эвтектическими системами с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии, а разрезы $\text{CeFe}_2\text{Al}_8-\text{CeFe}_4\text{Al}_8$ и $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}-\text{Fe}_2\text{Al}_5$ перитектического типа.

3. Проведена сингулярная триангуляция и построена проекция поверхности ликвидуса тройных систем $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Ce}$ и $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Nd}$, в области богатой алюминием. Разрезы $\text{Al}-\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$ и $\text{Al}-\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$ триангулируют алюминиевый угол систем $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Ce}$ (Nd) на следующие вторичные системы: $\text{Al}-\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}-\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Al}-\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}-\text{Al}-\text{Nd}_5\text{Al}_{11}$, $\text{Al}-\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}-\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, и $\text{Al}-\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}-\text{Ce}_4\text{Al}_{11}$. Триангулирующими также являются разрезы исходящие от CeFe_2Al_8 и $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$ к CeAl_2 , NdAl_2 , Fe_2Al_5 , $\text{CeFe}_2\text{Al}_{10}$ и $\text{NdFe}_2\text{Al}_{10}$. Установлено, что на поверхности ликвидуса наибольшую область первичной кристаллизации имеют интерметаллиды $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, NdAl_2 , CeFe_4Al_8 и $\text{NdFe}_{3,65}\text{Al}_{8,35}$, как самые тугоплавкие в исследованных системах. Определены характеристики невариантных равновесий 18 квазитройных подсистем.

4. Методом массогравиметрии исследована кинетика окисления алюминиево-железowego (2,18 %) сплава, легированного РЗМ. Показано, что окисление сплавов в твердом состоянии протекает по параболическому закону. Истинная скорость окисления имеет порядок 10^{-4} , кажущаяся энергия активации окисления составляет 52,4-84,2 кДж/моль в зависимости от состава сплавов.

5. На основе технического алюминия, с повышенным содержанием железа, разработаны сплавы с высокой пластичностью и акустодемпфирующими свойствами. Изделия из разработанных сплавов прошли опытно-промышленные испытания в условиях АООТ «Душанбинский арматурный завод им. С.Орджоникидзе» в качестве шумопоглощающего зонта.

Основные содержание диссертации отражены в следующих публикациях:

1. Амонов И.Т., Рахмонов К.А., Рахматов С.Т. Усовершенствованная вакуум-дуговая установка для получения сплавов на основе алюминия // Информационный листок. Душанбе. НПИЦентр. 2000. №15. 3с.
2. Амонов И.Т., Рахмонов К.А., Рахматов С.Т. Штамп для изготовления полых цилиндрических поковок со ступенчатой внутренней полостью // Информационный листок. Душанбе. НПИЦентр. 2000. №11. 3с.

3. Амонов И.Т., Рахмонов К.А. Оснастка для отливки образцов новых сплавов с целью их испытания // Информационный листок. Душанбе. НПИЦентр. 2000. №10. 3с.
4. Амонов И.Т., Ганиев И.Н., Назаров Х.М., Бердиев А.Э., Рахмонов К.А. Система $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Nd}$, в области богатой алюминием // Вестник Таджикского государственного национального университета. 2001. №4(8). С.17-19.
5. Амонов И.Т., Хаклодов М.М., Ганиев И.Н. Новые демпфирующие конструкционные материалы на основе сплавов системы алюминий-железо-церий // Материалы научно-практической конференции «Технология новых конструкционных материалов». Душанбе. 2001. С.16-17.
6. Амонов И.Т., Рахмонов К.А., Ганиев И.Н., Назаров Х.М. Влияние некоторых РЗМ на механические свойства алюминиево-железовых сплавов // Вестник Таджикского Государственного педагогического университета. 2001. №3. С.2-5.
7. Амонов И.Т., Хаклодов М.М., Бердиев А.Э. Демпфирующая способность алюминиево-железовых сплавов, легированных РЗМ // Сборник трудов научно-практического семинара «Внедрение разработок ученых Таджикистана в промышленность» Душанбе. 2001. С.117-118.
8. Амонов И.Т., Ганиев И.Н., Назаров Х.М., Бердиев А.Э. Ликвидус системы $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Ce}$, в области богатой алюминием // Докл. АН РТ. 2002. №1,2 С. 51-54
9. Амонов И.Т., Назаров Х.М., Ганиев И.Н., Рахмонов К.А., Сангов М.М. Акустодемпфирующие свойства алюминиево-железовых сплавов с РЗМ // Материалы международной научно-технической конференции «Генезис, теория и технология литых материалов» г.г. Владимир - Суздаль, Россия. 2002. С.128-129.
10. Амонов И.Т., Назаров Х.М., Ганиев И.Н., Рахмонов К.А., Сангов М.М. Акустодемпфирующие свойства $\text{Al}-\text{Fe}$ - сплавов с РЗМ // Литейщик России. 2002. №2. С.26-27.
11. Амонов И.Т., Назаров Х.М., Ганиев И.Н., Рахмонов К.А. Окисление твердых алюминиево-железовых сплавов легированных церием // Материалы научно-практической конференции «16-сессия Шурои Оли Республики Таджикистан (12-го созыва) и ее историческая значимость в развитии науки и образования» Душанбе. ТТУ. 2002. С. 98-99.
12. Амонов И.Т., Ганиев И.Н., Бердиев А.Э., Назаров Х.М. Исследование и разработка новых алюминиево-железовых сплавов легированных церием // Материалы конференции по современным проблемам физико-механических свойств конденсированных сред. Худжанд. ХГУ. 2002. С. 33-38.