

УДК 669.715

## Особенности микроструктуры и фазовый состав литейных сплавов системы Al-Ge-Fe-Ni-Zr

Н. А. Белов, В. С. Золоторевский

*НИКОЛАЙ АЛЕКСАНДРОВИЧ БЕЛОВ — доктор технических наук, профессор кафедры металловедения цветных металлов Московского государственного института стали и сплавов (Технологический университет) (МИСиС). Область научных интересов: металловедение алюминиевых сплавов, фазовые диаграммы.*

*ВАДИМ СЕМЕНОВИЧ ЗОЛОТОРЕВСКИЙ — доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой металловедения цветных металлов МИСиС. Область научных интересов: металловедение алюминиевых сплавов и композиционных материалов.*

117936 Москва, Ленинский просп. д. 4, МИСиС, тел. (095)236-31-29, E-mail [nick-belov@mail.ru](mailto:nick-belov@mail.ru), [zolotor@mtr.misa.ac.ru](mailto:zolotor@mtr.misa.ac.ru)

### Введение

Алюминиевые сплавы эвтектического типа, в частности силумины, обладают высокими механическими и литейными свойствами. Основной структурной составляющей этих сплавов является эвтектика Al-Si [1—3]. Благодаря уникальному сочетанию механических, тех-

нологических и экономических характеристик силумины широко используются для получения деталей различными методами фасонного литья. Однако для ответственных изделий, работающих при повышенных температурах (например, поршней двигателей спортивных автомобилей), уровень механических свойств, достигнутый на промышленных эвтектических (AA339.0) и заэв-

тектических (AA390.0) силуминах, часто оказывается недостаточным. Литейные сплавы на основе системы алюминий-медь (AA224.0, AA242.0), обладающие более высокой жаропрочностью по сравнению с силуминами, существенно уступают им по литейным свойствам, что сильно ограничивает их применение [1, 2, 4].

Анализ многочисленных работ [1—4] показывает, что добиться заметного повышения характеристик этих сплавов в рамках традиционной технологии вряд ли удастся, поэтому создание принципиально новых жаропрочных литейных алюминиевых сплавов является актуальной задачей. Представляется целесообразным разработать алюминиевые литейные сплавы на основе эвтектик, содержащих переходные металлы, в частности церий, никель и железо, используя следующий подход к конструированию быстрозакристаллизованных сплавов: получение в литом состоянии дисперсной эвтектики и пересыщенного алюминиевого твердого раствора (Al) и отжиг для сфероидизации эвтектических алюминидов и дисперсионного упрочнения алюминиевой матрицы. Такие сплавы, получаемые при скоростях охлаждения порядка  $10^3$ — $10^6$  °C/с с последующей обработкой методами порошковой металлургии, существенно превосходят силумины по механическим свойствам, особенно при повышенных температурах [5]. Примером является разработанный сплав CU78 (Alcoa, США) на базе системы Al-Fe-Ce, для которого предел прочности на растяжение ( $\sigma_b$ ) при 315 °C составляет 270 МПа [6]. Наиболее высокие показатели были достигнуты для сплавов, при сверхбыстром затвердевании которых формируется аморфная структура. Так, в [7] получены ленты (толщина 20 мкм) из сплава  $Al_{88}Fe_1Ni_9Ce_2$  с уникальной для алюминиевых сплавов прочностью: при 20 и 300 °C значения  $\sigma_b$  составляют 1560 и 970 МПа, соответственно. Однако все сплавы, получаемые по этой технологии, слишком дороги для широкого применения, что стимулирует поиск новых сплавов.

Ниша между быстрозакристаллизованными сплавами и силуминами может быть заполнена новыми литейными сплавами с микроструктурой, характерной для быстрозакристаллизованных составов. В нашей работе [12] предложен подход к созданию таких систем, основанный на использовании многофазных эвтектических алюминиевых сплавов, имеющих в термообработанном после литья состоянии дисперсную структуру (размер частиц менее 1 мкм) с объемной долей избыточных фаз до 20—30 %, т.е. близкую к той, которая реализуется в гранулах быстроохлажденных сплавов. Мы рассчитываем на возможность получения таким путем отливок с высокими эксплуатационными свойствами.

На основании результатов ранее проведенных нами исследований [8—12], а также данных [2, 5—7] была выбрана система Al-Ce-Ni-Fe-Zr в качестве базовой для создания модели будущих сплавов. Установлено [10], что тройная эвтектика (Al) +  $Al_4Ce$  +  $Al_3Ni$  в системе Al-Ce-Ni содержит ~25 % (об.) алюминидов и отличается высокой дисперсностью. В то же время доэвтектические сплавы систем Al-Ce-Fe-Zr и Al-Ni-Fe-Zr, содержащие менее 10 % (об.) алюминидов  $Fe_2CeAl_{10}$  и  $Al_9FeNi$ , обладают удачным сочетанием литейных и высоко-температурных механических свойств [11]. Поскольку сведения по фазовому составу и особенностям микроструктуры сплавов выбранной пятикомпонентной системы явно недостаточно, целью нашей работы было ис-

следование микроструктуры сплавов системы Al-Ce-Ni-Fe; построение четверной диаграммы Al-Ce-Fe-Ni в области высоких концентраций алюминия (в области алюминиевого угла), включая проекцию ликвидуса, распределение фазовых областей в твердом состоянии и невариантные реакции кристаллизации; изучение влияния циркония на структуру и упрочнение сплавов системы Al-Ce-Fe-Ni с высокой долей эвтектики.

### Методика эксперимента

Сплавы выплавляли в графитошамотных тиглях в электрической печи сопротивления. В качестве исходных шихтовых материалов использовали чистые металлы: алюминий (99,99 % масс.), церий (99,9 %), никель (99,9 %), железо (99,9 %). Для введения церия, никеля и железа предварительно готовили лигатуры Al-20 %Ce, Al-20 %Ni и Al-10 %Fe. Цирконий получали из фторцирконата калия по специальной технологии плавки и литья.

Исследования проводили на слитках (10×20×180 мм), полученных литьем в графитовые изложницы (скорость охлаждения 20 °C/с). Выборочный анализ количественного состава сплавов показал, что расхождение не превышало 3% от расчетных значений. Слитки предварительно подвергали термообработке в муфельной электрической печи (точность поддержания температуры  $\pm 3$  °C). Структуру сплавов изучали на сканирующем электронном (JSM-35 CF), просвечивающем электронном (JEM 2000 EX) и световом (Neophot-30) микроскопах. В случае сканирующей электронной микроскопии для получения наибольшего контраста фаз использовали режим отраженных электронов, а для максимального разрешения при больших увеличениях — режим вторичных электронов. С использованием микроскопа JSM-35 CF проводили также микрорентгено-спектральный анализ (MPCA) состава первичных кристаллов и эвтектики. Шлифы готовили механической полировкой для предварительного просмотра и MPCA, а также электролитическим методом — для детального анализа структуры и выявления ее элементов размером до 50 нм. Фольги (после электрохимической полировки) исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии.

Дифференциальный термический анализ и определение твердости по Бринеллю проводили по стандартным методикам.

Объемные доли фаз в сплавах определяли на основании результатов количественного анализа многокомпонентных систем.

### Результаты и их обсуждение

**Система Al-Ce-Ni.** На рис. 1 представлена диаграмма состояния Al-Ce-Ni, построенная по данным ранее выполненной работы [10] и последующих исследований. Согласно данным MPCA растворимость в двойных алюминидах ( $Al_3Ni$  и  $Al_4Ce$ ) третьего элемента (Ce или Ni) не превышает 0,5 % (масс.), т.е. их области гомогенности остаются узкими и в тройной системе. Этот факт, так же как и незначительная растворимость никеля и церия в алюминиевом твердом растворе (< 0,05%), позволяет достаточно точно рассчитать массовые и объемные доли алюминидов в тройных сплавах

Таблица 1

Характеристики фаз системы Al—Ce—Fe—Ni—Zr [1, 2]

Фаза	Содержание компонент- тов, %(масс.)	Кристаллическая решетка и ее параметры (в нм)	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Содержание фаз*	
				%(масс.)	%(об.)
Al <sub>4</sub> Ce	57 Ce	Тетрагональная $a = 0,437, c = 1,01$	4,05	1,7	1,1
Al <sub>3</sub> Ni	24 Ni	Орторомбическая $a = 0,661, b = 0,737, c = 0,481$	3,95	2,3	1,7
Al <sub>3</sub> Fe	37 Fe	Моноклинная $a = 0,860, b = 0,627, c = 0,620, \beta = 107^\circ$	3,89	2,6	1,8
Al <sub>6</sub> Fe**	25 Fe	Орторомбическая $a=0,649, b=0,744, c=0,879$	3,45	3,8	3,0
Al <sub>10</sub> CeFe <sub>2</sub>	27 Ce, 22 Fe	Тетрагональная $a = 0,437, c = 1,01$	4,29	3,6	2,3
Al <sub>9</sub> FeNi	16 Fe, 16 Ni	Моноклинная $a = 0,860, b = 0,627, c = 0,621, \beta = 95^\circ$	3,4	4,6	3,7
Al <sub>3</sub> Zr	53 Zr	Тетрагональная $a = 0,401, c = 0,173$	4,1	1,9	1,3
Al <sub>3</sub> Zr**	53 Zr	Кубическая $a = 0,405$	4,3	1,9	1,2

\* Доли фаз при введении в сплав добавок (Ce, Ni, Fe, Zr) в суммарном количестве 1 %(масс.).

\*\* Метастабильные фазы.

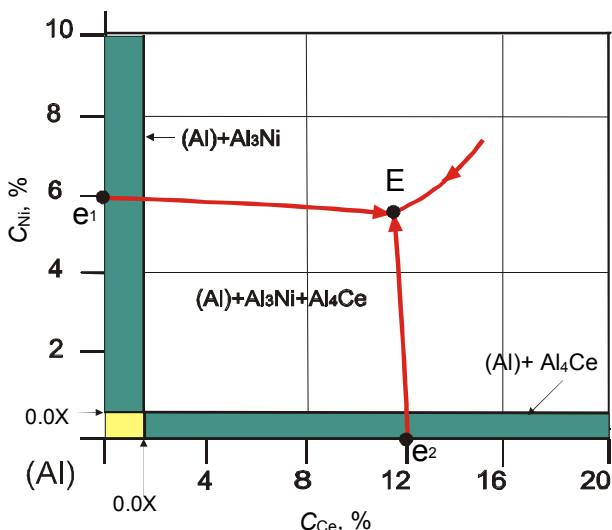


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Al-Ce-Ni

(табл. 1). Температура тройной эвтектики по данным дифференциального термического анализа составляет 627 °С.

Было установлено, что как в двойных системах, так и в тройной, существует интервал концентраций, внутри которого сплавы имеют почти чисто эвтектическую структуру: в системе Al-Ni 5—7 %(масс.) Ni, в системе Al-Ce 11—12 % Ce, в тройной системе 11—13 % Ce и 5—6 % Ni. Кроме того, была отмечена структурная неоднородность слитка, прежде всего для сплавов вблизи точки тройной эвтектики. Эту неоднородность характе-

ризуют две зоны, выявляемые при малых увеличениях и даже визуально: 1) чисто эвтектическая (с наибольшей дисперсностью) и 2) доэвтектическая. Отметим, что эта особенность характерна также для быстрозакристаллизованных эвтектических сплавов [5]. Микроструктура двойной эвтектики (Al) + Al<sub>4</sub>Ce намного грубее по сравнению с тройной, содержащей оба алюминиды.

При всех своих достоинствах (дисперсность и высокая объемная доля алюминидов) тройная эвтектика (Al) + Al<sub>4</sub>Ce + Al<sub>3</sub>Ni имеет два существенных недостатка, а именно, высокую стоимость сплава и повышенную плотность (более 3,0 г/см<sup>2</sup>), что препятствуют использованию системы Al-Ce-Ni в качестве базовой для разработки промышленных жаропрочных литейных сплавов.

**Система Al- Ce - Fe.** Как известно [2, 13], в равновесии с алюминиевым твердым раствором может находиться тройное соединение Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> (см. табл. 1), сведения же по ликвидусу и инвариантным реакциям при кристаллизации практически отсутствуют, за исключением работы [13], в которой приведен квазибинарный разрез Al-Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub>. Для идентификации фазовых превращений нами изучена структура литых и термообработанных сплавов в области 0—4 %(масс.) Fe и 0—16 % Ce (всего 15 сплавов). Было подтверждено наличие тройного соединения, близкого по составу к известному, что предполагает протекание как минимум двух инвариантных реакций: эвтектической (e<sub>3</sub> в табл. 2) и перитектической: (p<sub>2</sub> в табл. 2). Эвтектическая температура квазибинарного разреза (Al)-Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> (640 °С) ниже температуры эвтектики (Al)-Al<sub>3</sub>Fe (655 °С) и, кроме того, отсутствуют какие-либо следы тройной эвтектики

Таблица 2

Нонвариантные реакции в области алюминиевого угла системы Al-Ce-Fe-Ni

Точка на рис. 6	Реакция	Состав жидкой фазы, %(масс.)			Температура эвтектики, °С	Суммарная доля алюминидов в эвтектике, %(об.)
		Ce	Fe	Ni		
<b>Al-Ce-Ni</b>						
e <sub>1</sub>	L → (Al) + Al <sub>4</sub> Ce + Al <sub>3</sub> Ni	12	—	5	627	25
<b>Al-Fe-Ni</b>						
e <sub>2</sub>	L → (Al) + Al <sub>9</sub> FeNi + Al <sub>3</sub> Ni	—	0,3	6	635	12
p <sub>1</sub>	L + Al <sub>3</sub> Fe → (Al) + Al <sub>9</sub> FeNi	—	1,7	1,7	649	—
<b>Al-Ce-Fe</b>						
e <sub>3</sub>	L → (Al) + Al <sub>4</sub> Ce + Al <sub>10</sub> CeFe <sub>2</sub>	10—12	1,5—2	—	640—650	≈16
p <sub>2</sub>	L + Al <sub>3</sub> Fe → (Al) + Al <sub>10</sub> CeFe <sub>2</sub>	2—3	2—2,5	—	650—655	—
<b>Al-Ce-Fe-Ni</b>						
e <sub>4</sub>	L → (Al) + Al <sub>4</sub> Ce + Al <sub>9</sub> FeNi	10—12	1,5—1,7	1,5—1,7	630—640	20—22
E <sub>1</sub>	L → (Al) + Al <sub>4</sub> Ce + Al <sub>9</sub> FeNi + Al <sub>3</sub> Ni	10—12	0,1—0,5	4—5	625—627	23—25
E <sub>2</sub>	L → (Al) + Al <sub>4</sub> Ce + Al <sub>9</sub> FeNi + Al <sub>10</sub> CeFe <sub>2</sub>	10—12	1—2	1—2	630—640	21—23
P	L + Al <sub>3</sub> Fe → (Al) + Al <sub>9</sub> FeNi + Al <sub>10</sub> CeFe <sub>2</sub>	2—3	2—2,5	2—2,5	640—649	—

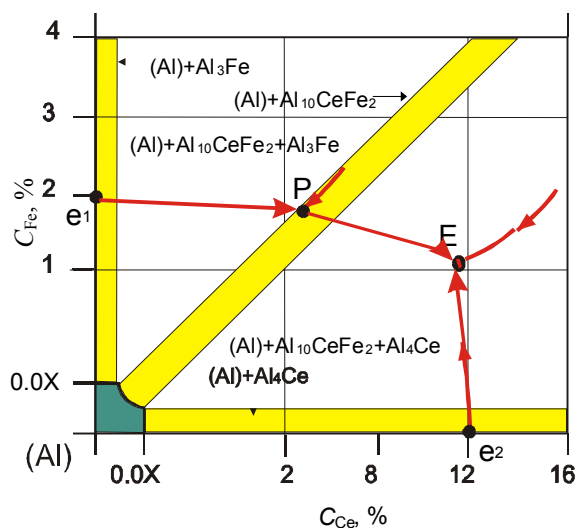


Рис 2. Диаграмма состояния системы Al-Ce-Fe

(Al)-Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub>-Al<sub>3</sub>Fe. Вариант диаграммы состояния системы Al-Ce-Fe показан на рис. 2.

В процессе нагрева, так же как и в случае системы Al-Ce-Ni, происходят процессы фрагментации и сфероидизации эвтектических фаз, однако тройное соединение отличается большей стабильностью по сравнению с двойными алюминидными.

**Система Al-Fe-Ni.** В равновесии с твердым раствором (Al) возможно существование двойных алюминидов Al<sub>3</sub>Fe и Al<sub>3</sub>Ni и тройного соединения Al<sub>9</sub>FeNi (см. табл. 1). В фазе Al<sub>3</sub>Fe растворяется до 3—4 % (масс.)

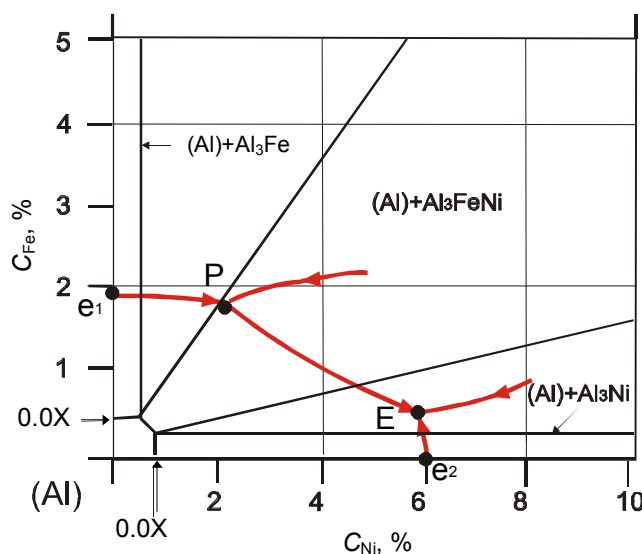


Рис 3. Диаграмма состояния системы Al-Fe-Ni

никеля, растворимость же железа в алюминиде никеля не превышает 1 % [2]. Область гомогенности фазы Al<sub>9</sub>FeNi ограничена 4,5—14 % Fe и 28—18 % Ni. Этот концентрационный интервал подтверждают полученные нами результаты рентгеноструктурного микроанализа.

В алюминиевом углу системы Al-Fe-Ni имеют место два инвариантных превращения: перитектическое и эвтектическое (e<sub>2</sub> и p<sub>1</sub>, табл. 2 и рис. 3). Концентрация Fe в тройной эвтектике меньше приведенной в [2]. Этот вывод следует из данных МРСА, выявляющих наличие большого количества первичных кристаллов фазы Al<sub>9</sub>FeNi в сплаве Al-6 %Ni-0,3 %Fe, который должен

иметь чисто эвтектическую структуру. Тройная эвтектика (Al)+Al<sub>9</sub>FeNi+Al<sub>3</sub>Ni не обнаруживает существенных преимуществ перед двойными ни по дисперсности строения колоний, ни по объемной доле алюминидов. В то же время эвтектический и доэвтектические сплавы с соотношением Fe/Ni ≈ 1 имеют достаточно дисперсную структуру, что, вероятно, связано с наличием квазибинарного разреза Al-Al<sub>9</sub>FeNi. Тройное соединение улучшает характеристики жаропрочности, что обуславливает совместное присутствие железа и никеля в некоторых литейных и деформируемых промышленных алюминиевых сплавах (AA393.0, AA2618, AA8001 и др.). Мы полагаем, что целесообразно использовать соединение Al<sub>9</sub>FeNi в составе многофазных эвтектик.

**Термическая стабильность эвтектических алюминидов.** Для оценки термической стабильности литой структуры изучали влияние термической обработки в интервале 300—600 °С в течение 3 ч на твердость и морфологию разных фаз эвтектического происхождения (см. табл. 1). Отжиг при 300—400 °С не оказывает заметного влияния на твердость всех изученных сплавов, что обусловлено сохранением исходной эвтектической структуры (нефрагментированной). Существенные изменения в морфологии двойных алюминидов были выявлены после отжига при 450 °С, т. е. в условиях, когда заведомо происходят фрагментация и сфероидизация эвтектических частиц (рис. 4). В результате структура становится похожей на формирующуюся после нагрева быстрозакристаллизованных сплавов: появляются глобулярные алюминиды размером 0,1—1,0 мкм, равномерно распределенные в алюминиевой матрице. Нагрев до 600 °С приводит к коалесценции частиц алюминидов, и их размер увеличивается до ≈ 5 мкм.

Тройные фазы Al<sub>9</sub>FeNi и Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> показывают более высокую стойкость к морфологическим изменениям: заметная фрагментация выявляется только при температуре 500 °С.

Процессы фрагментации, сфероидизации и коалесценции приводят к разупрочнению сплавов, что иллюстрируют зависимости твердости от температуры отжига (рис. 5).

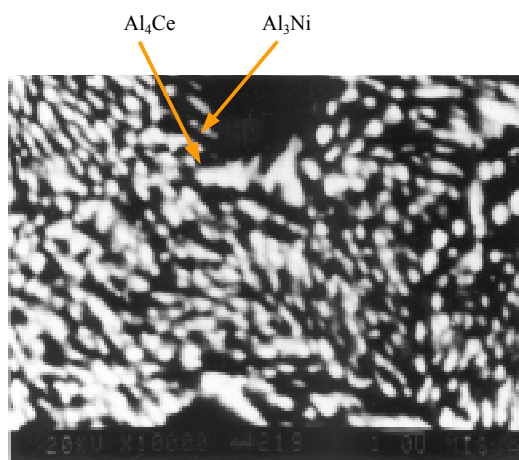


Рис. 4. Микроструктура сплава Al-8%Ce-5%Ni (СЭМ) после отжига в течение 3 ч при 450 °С: частицы фаз Al<sub>4</sub>Ce и Al<sub>3</sub>Ni в алюминиевой матрице

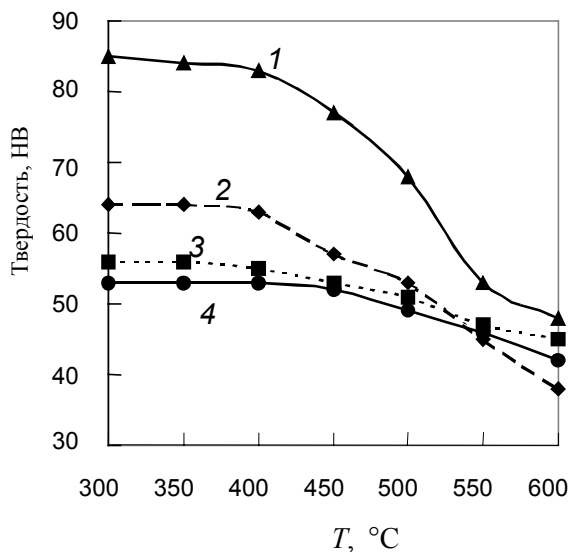


Рис. 5. Зависимость твердости сплавов (по Бринеллю) от температуры отжига (продолжительность 3 ч):

1 — Al-12%Ce-5%Ni, 2 — Al-6%Ni, 3 — Al-12%Ce, 4 — Al-1,7%Fe-1,7%Ni

**Система Al-Ce-Fe-Ni.** Изучены четверные сплавы (25 образцов) на основе алюминия в интервале концентраций: 0—16 % Ce, 0—4 % Fe и 0—4 % Ni. Новые фазы (по сравнению с тройными системами) не обнаружены. Это позволило нам предложить распределение фазовых областей в твердом состоянии в пределах алюминиевого угла (рис. 6а) и идентифицировать четыре невариантные реакции (рис. 6б, табл. 2). Одна из этих реакций, предположительно, является квазитройной эвтектической (точка e<sub>4</sub> табл. 2). При избытке железа и никеля наиболее вероятно образование двух других эвтектик с участием фаз Al<sub>3</sub>Ni и Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> (E<sub>1</sub> и E<sub>2</sub>, соответственно, табл. 2, рис. 6б). В пользу второй реакции свидетельствует то, что в сплавах с избытком церия при соотношении Fe:Ni ≈ 2:1 (т.е. при явном избытке железа по отношению к его содержанию в фазе Al<sub>9</sub>FeNi) формируется эвтектика с наиболее дисперсной структурой (рис. 7а) по сравнению с другими сплавами данной системы. Ее четырехфазное строение проявляется после длительного отжига при 600 °С, в процессе которого формируются глобулярные включения трех избыточных фаз (рис. 7б).

Длительный нагрев (~1000 ч) до 400 °С четырехфазной эвтектики (Al)+Al<sub>4</sub>Ce+Al<sub>9</sub>FeNi+Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> показал ее достаточно высокую термическую стабильность. Полученные результаты вполне отвечают представлениям об оптимальной структуре жаропрочных литейных алюминиевых сплавов. К существенному недостатку этих сплавов следует отнести их высокую стоимость (из-за большого содержания церия).

При содержании церия менее 3% можно добиться исчезновения фазы Al<sub>4</sub>Ce и его полного связывания в фазу Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub>, в которой никель практически не растворяется. Однако колоний тройной эвтектики (Al) + Al<sub>9</sub>FeNi + Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> не обнаружено, хотя методом световой микроскопии выявлены колонии двух двойных эвтектик (Al) + Al<sub>9</sub>FeNi и (Al) + Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub> (рис. 7в). Пер-

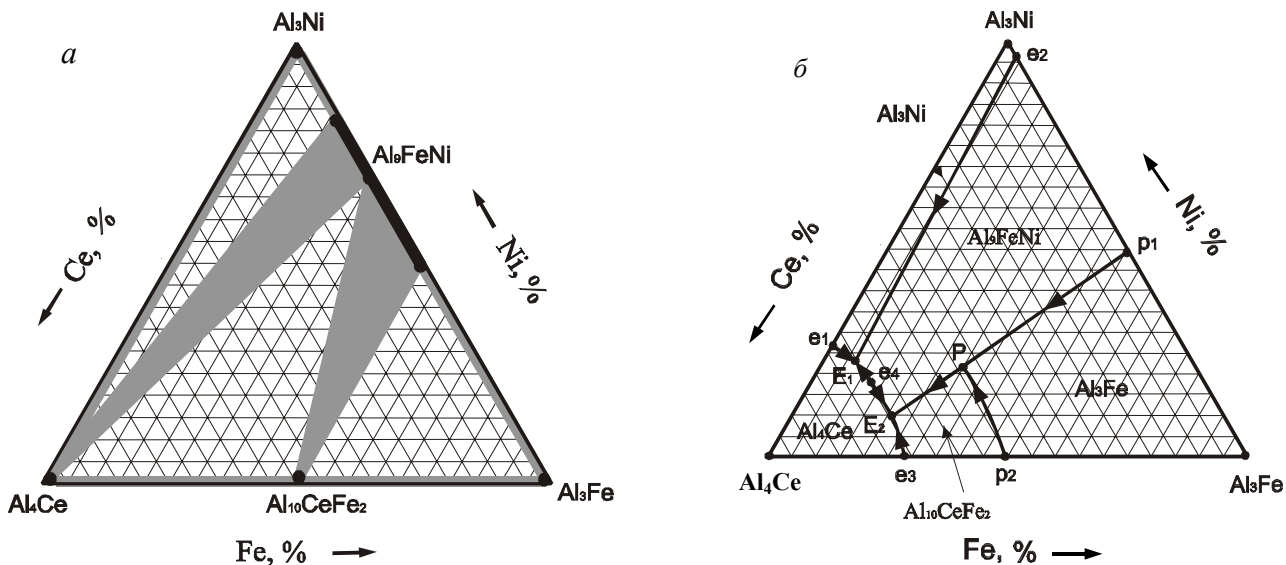


Рис. 6. Диаграмма состояния системы Al-Ce-Fe-Ni в области алюминиевого угла:  
 а — проекция ликвидуса; б — фазовые области в твердом состоянии

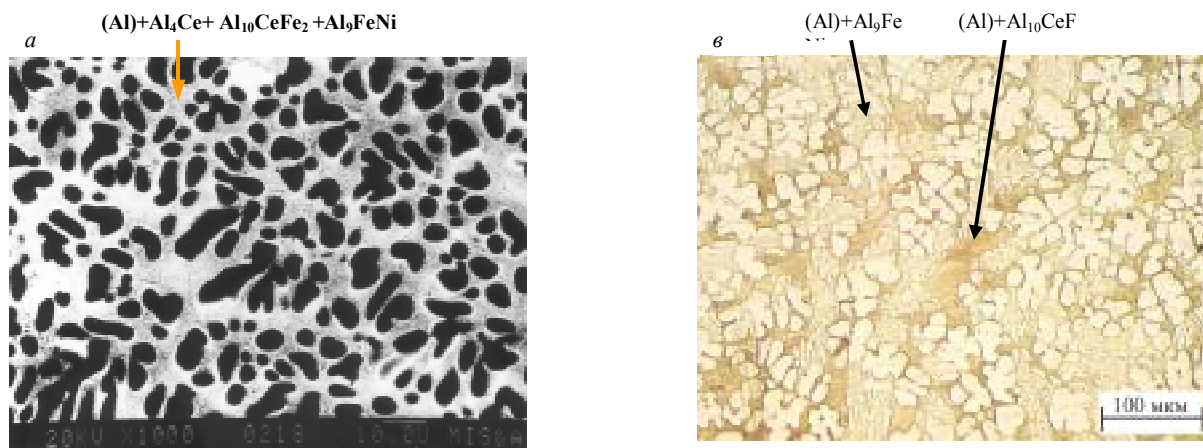
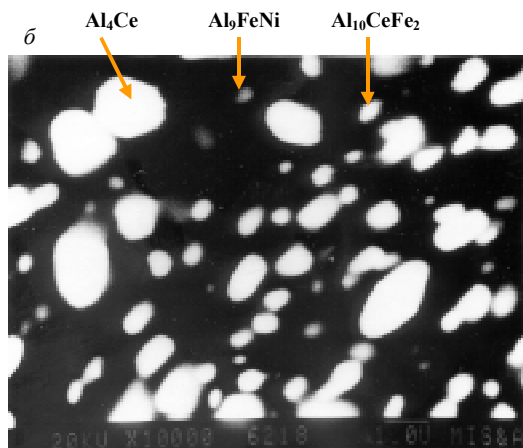


Рис. 7. Микроструктура сплавов системы Al-Ce-Fe-Ni:  
 а, б — Al-8%Ce-2%Fe-1%Ni (СЗМ); в — Al-2%Ce-2%Fe-1%Ni (СМ);  
 а, в — литое состояние; б — после отжига при 600 °С  
 в течение 5 ч



вая из них имеет более грубое строение и не образует непрерывной сетки, поскольку кристаллизуется при более высоких температурах, чем вторая эвтектика.

**Система Al-Ce-Fe-Ni-Zr.** На первом этапе изучали структуру литых и термообработанных двойных алюминий-циркониевых сплавов, содержащих от 0,2 до 1,5 % Zr. Установлено, что в условиях специального режима ведения плавки [8, 9, 11] практически весь цирконий в количестве до 0,8—1 % растворяется в (Al), т.е. формируется однофазная структура. При содержании циркония более 1 %, а в случае низкой температуры литья и при меньшей концентрации в структуре обнаруживаются первичные кристаллы фазы  $ZrAl_3$  иглообразной или компактной формы. Часто вокруг этих кристаллов в растворе электронного микроскопа наблюдаются многослойные ободки, которые светлее алюминиевой

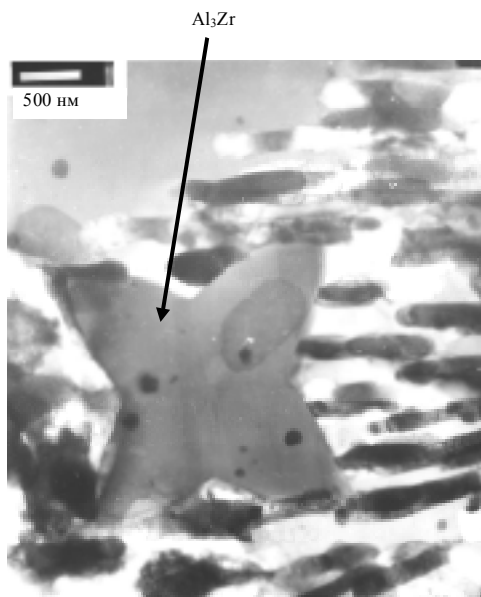


Рис. 8. Микроструктура сплава Al-12%Ce-5%Ni-0,8%Zr после отжига при 400 °С в течение 6 ч: первичный кристалл фазы Al<sub>3</sub>Zr на фоне эвтектики (Al) + Al<sub>4</sub>Ce + Al<sub>3</sub>Ni (ПЭМ)

матрицы, но темнее фазы ZrAl<sub>3</sub>. Определение состава этих слоев показало, что они обогащены цирконием (до 10 % и более), т.е. в результате неравновесной кристаллизации наряду с образованием пересыщенного твердого раствора возникает сильная ликвация по составу, которая возрастает с увеличением концентрации циркония в (Al).

В интервале температур 350—450 °С происходит распад твердого раствора (Al), что сопровождается упрочнением структуры сплава за счет выделения метастабильного алюминида Al<sub>3</sub>Zr [5, 8]. Режим старения, при котором достигается максимальное упрочнение, зависит от концентрации циркония в (Al), поскольку более легированные твердые растворы распадаются быстрее. С ростом концентрации циркония до 0,8 % эффект дисперсионного упрочнения увеличивается (твердость возрастает от 25—35 до 55 НВ), дальнейшее же обогащение цирконием не оказывает значительного влияния. С целью сокращения времени достижения максимального упрочнения структуры сплава целесообразно использовать двухступенчатый нагрев, например при 350 °С (3 ч) и при 450 °С (3 ч). При нагреве до более высоких температур (до 600 °С) достигнутое упрочнение ликвидируется, что связано с трансформацией метастабильного алюминида в стабильный и уменьшением плотности выделений.

Структура алюминий-циркониевых сплавов достаточно устойчива к длительным высокотемпературным отжигам. При 350 °С сплав не разупрочняется в течение 1000 ч, при 400 °С — 500 ч, что говорит об устойчивости метастабильной фазы Al<sub>3</sub>Zr к длительным нагревам при температурах эксплуатации новых жаропрочных сплавов.

При введении циркония в сплавы эвтектического типа, легированные никелем, железом и церием, новых фаз обнаружено не было. Характер распада алюминиевого твердого раствора не меняется по сравнению с таковым для сплавов, имеющих в литом состоянии од-

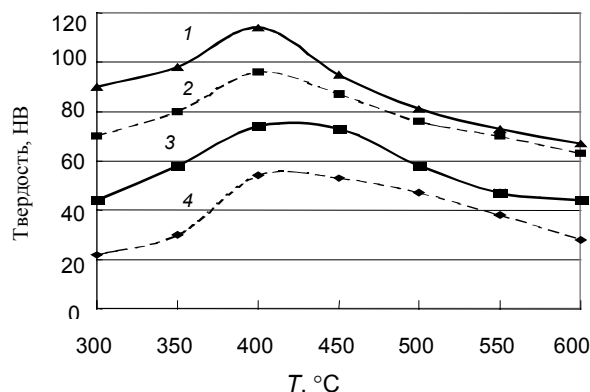


Рис. 9. Зависимость твердости Zr-содержащих алюминиевых сплавов от температуры отжига (продолжительность 3 ч):

1 — Al-12%Ce-5%Ni-0,8%Zr; 2 — Al-6%Ni-0,8%Zr; 3 — Al-2%Ce-2%Fe-0,8%Zr, 4 — Al-0,8%Zr

нофазную структуру. Исследование структуры дендритных ветвей (Al) после старения показало наличие вторичных выделений Al<sub>3</sub>Zr, размер которых в основном определяется режимом старения. Иногда внутри эвтектики встречаются первичные кристаллы Al<sub>3</sub>Zr (рис. 8).

Изучение зависимости твердости сплавов системы Al-Ce-Fe-Ni-Zr от температуры отжига показало (рис. 9), что наибольшей твердостью обладают эвтектические сплавы, легированные цирконием. При температурах выше 400 °С прирост твердости у эвтектических сплавов меньше, что связано с интенсивно протекающими процессами фрагментации и сфероидизации интерметаллидных фаз в эвтектике, приводящими к разупрочнению. После длительной выдержки в течение 1000 и 600 ч при 350 и 400 °С соответственно разупрочнение сплавов не наблюдалось (рис. 10). В сплавах системы Al-Ce-Ni-Fe-Zr, содержащих менее 3 % Ce, отсутствует фаза Al<sub>4</sub>Ce, что способствует еще более их высокой термической стабильности.

Таким образом, введение циркония в жаропрочные сплавы на базе системы Al-Ce-Ni-Fe в количестве до

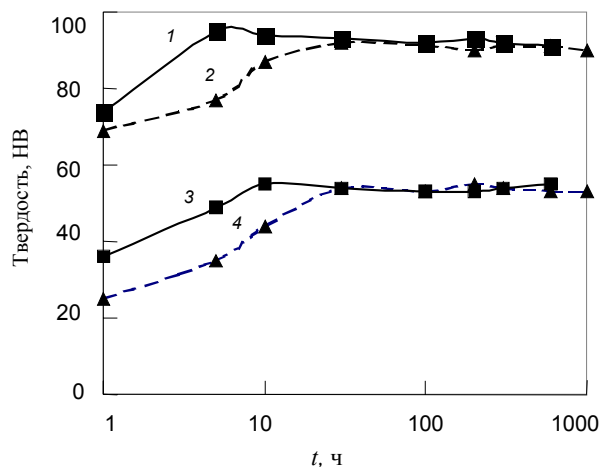


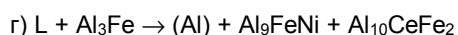
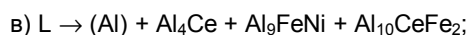
Рис. 10. Зависимость твердости Zr-содержащих алюминиевых сплавов от продолжительности отжига при 350 и 400 °С:

1, 2 — Al-6%Ni-0,8%Zr, 3, 4 — Al-0,8%Zr, 400 °С — сплошная линия, 350 °С — пунктир

0,8 % является эффективным средством упрочнения алюминиевой матрицы, при этом добавка Zr не оказывает существенного влияния на состав и морфологию алюминидов эвтектического происхождения.

### Заключение

Исследованы фазовые составы и особенности микроструктуры сплавов системы Al-Ce-Fe-Ni-Zr, полученных литьем при скорости охлаждения ~ 10 °C/с и содержащих до 16 % Ce, 4 % Fe, 10 % Ni и 1,5 % Zr. Построена диаграмма состояния четверной системы Al-Ce-Fe-Ni в области алюминиевого угла, включая проекцию ликвидуса, распределение фазовых областей в твердом состоянии и невариантные реакции кристаллизации. Только фазы, существующие в тройных системах, могут быть в равновесии с алюминиевым твердым раствором: Al<sub>4</sub>Ce, Al<sub>3</sub>Ni, Al<sub>3</sub>Fe, Al<sub>9</sub>FeNi, Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub>. Нонвариантные реакции идентифицированы как:



Тройные алюминиды эвтектического происхождения имеют более высокую термическую стабильность по сравнению с двойными.

Микроструктура некоторых эвтектик данной системы, в частности (Al) + Al<sub>4</sub>Ce + Al<sub>9</sub>FeNi + Al<sub>10</sub>CeFe<sub>2</sub>, при содержании более 20 % (об.) алюминидов отличается высокой дисперсностью. Это свидетельствует о принципиальной возможности разработки новых близких по структуре к быстрозакристаллизованным литейных алюминиевых сплавов с высокими механическими свойствами при 20 °C и повышенных температурах.

Добавка циркония в сплавы Al-Ce-Fe-Ni распределяется между (Al) и фазой Al<sub>3</sub>Zr, другие фазы не обнаружены. Концентрация циркония (0,8 % масс.) в литом (Al) приводит к значительному дисперсионному упрочнению сплавов (прирост твердости 35—40 НВ) после отжига при 350—450 °C.

Из-за относительно высокой стоимости экспериментальных композиций, прежде всего за счет повышенной концентрации церия, представляется необходимым продолжить исследования по получению дисперсной эвтектической структуры в многокомпонентных эконом-

но легированных сплавах с максимальным содержанием железа и минимальной концентрацией дорогостоящей добавки. При этом наличие церия до 2—3 % является, вероятно, оправданным, поскольку этот элемент способствует образованию тройных и возможно более сложных фаз, повышающих жаропрочность сплавов. В качестве дополнительных элементов, по нашему мнению, целесообразно изучить медь, марганец, хром и кремний.

\* \* \*

Работа выполнена при финансовой поддержке МНТЦ (проект № 1339).

### ЛИТЕРАТУРА

1. Алюминий. Свойства и физическое металловедение. Справ. Под ред. Дж.Е. Хэтча. Пер. с англ. М.: Metallurgia, 1989, 422 с.
2. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства сплавов. Справ. Пер. с англ. М.: Metallurgia, 1979, 640 с.
3. Силумины. Атлас структур и фрактограмм промышленных сплавов. Справ. Под ред. Ю.Н. Тарана, В.С. Золоторевского. М.: изд-во МИСиС, 1996, 175 с.
4. Колобнев И.Ф. Жаропрочность литейных алюминиевых сплавов. М.: Metallurgia, 1973, 320 с.
5. Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995, 341 с.
6. Griffith W.M., Sanders R.E.J., Halderman G.J. High-Strength PM Aluminum Alloys, 1982 p. 209.
7. Innoue A, Horio Y, Kim Y.H. e. a. Metall. Trans. Jpn. Inst. Met., 1992, v. 33, p. 669.
8. Белов Н.А. Металловедение и термическая обработка металлов, 1993, № 10, с. 19.
9. Belov N.A. Proc. ICAA'5, July, 1996, Grenoble, Transtec Publications, Zuerich, 217—222, Part 1, 1996, p. 293.
10. Belov N.A., Naumova E.S., Eskin D.G. Mater. Sci. Eng. A, 1999, v. 271, p. 134.
11. Белов Н.А., Золоторевский В.С., Лузгин Д.В. Металлы, 1994, № 3, с. 70.
12. Белов Н.А., Золоторевский В.С. Перспективные материалы, 1999, № 3, с. 5.
13. Соколовская Е.М., Казакова Е.Ф., Филиппова А.А. и др. Металлы, 1988, № 2, с. 209.