

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИГАТУРНЫХ СПЛАВОВ Al–Hf–Sc

© 2017 г. Э.А. Попова, П.В. Котенков, А.Б. Шубин, Э.А. Пастухов

Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, г. Екатеринбург

Уральский федеральный университет (УрФУ)

им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*Статья поступила в редакцию 04.04.17 г., доработана 31.05.17 г., подписана в печать 05.06.17 г.*

С использованием методов оптической и электронной сканирующей микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа изучены особенности микроструктуры новых лигатурных сплавов системы Al–Hf–Sc с метастабильными алюминиды, имеющими кубическую решетку, идентичную решетке матрицы алюминиевых сплавов. Выплавку бинарных и тройных сплавов проводили в печи угольного сопротивления в графитовых тиглях в атмосфере аргона. Сплавы Al–0,96at.%Hf (5,98 мас.% Hf) и Al–0,59at.%Hf (3,77 мас.% Hf) готовили при перегреве над температурой ликвидуса около 200 и 400 град соответственно. Расплавы заливали в бронзовую изложницу, скорость кристаллизации в которой составляла  $\sim 10^3$  град/с. Только в сплаве, перегретом над температурой ликвидуса на 400 град, наряду со стабильными алюминиды с тетрагональной решеткой образовались метастабильные алюминиды  $Al_3Hf$  с кубической решеткой. Перегрев тройных расплавов, в которых сформировались метастабильные алюминиды  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$ , составил 240, 270 и 370 град. В зависимости от соотношения Hf и Sc в сплаве доля гафния в алюминиды  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$  изменяется от 0,46 до 0,71. Лигатурные сплавы (ат.%) Al–0,26Hf–0,29Sc и Al–0,11Hf–0,25Sc (мас.%: Al–1,70Hf–0,47Sc и Al–0,75Hf–0,42Sc) характеризуются тонкой структурой зерна и метастабильными алюминиды состава  $Al_n(Hf_{0,58}Sc_{0,42})$  и  $Al_n(Hf_{0,46}Sc_{0,54})$  соответственно. Размеры алюминиды не превышают 12 и 7 мкм. Несоответствие их решеток с решеткой матрицы алюминиевых сплавов меньше, чем таковое для  $Al_3Sc$ . Это позволяет предположить проявление опытными лигатурами Al–Hf–Sc высокого модифицирующего эффекта при их дальнейшем использовании. Кроме того, замещение гафнием дорогостоящего скандия в лигатурных сплавах может значительно сократить расход последнего.

**Ключевые слова:** сплавы системы Al–Hf–Sc, метастабильные алюминиды, кубическая решетка, пересыщенные твердые растворы.

**Попова Э.А.** – канд. техн. наук, ст. науч. сотр. лаборатории физической химии металлургических расплавов ИМЕТ УрО РАН (620016, г. Екатеринбург, ул. Амундсена, 101). E-mail: po.elvira@gmail.com.

**Котенков П.В.** – канд. хим. наук, науч. сотр. той же лаборатории. E-mail: p.kotenkoff@yandex.ru.

**Шубин А.Б.** – докт. хим. наук, зав. лабораторией физической химии металлургических расплавов ИМЕТ УрО РАН. E-mail: fortran@list.ru.

**Пастухов Э.А.** – чл.-кор. РАН, докт. хим. наук, гл. науч. сотр. той же лаборатории. E-mail: eduard.pastuhov.34@mail.ru.

**Для цитирования:** Попова Э.А., Котенков П.В., Шубин А.Б., Пастухов Э.А. Особенности структуры лигатурных сплавов Al–Hf–Sc // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2017. No. 5. С. 69–74.  
DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-5-69-74.

*Popova E.A., Kotenkov P.V., Shubin A.B., Pastukhov E.A.*

### Structure peculiarities of Al–Hf–Sc master alloys

The microstructure peculiarities of the new Al–Hf–Sc master alloys were studied using the methods of optical and scanning electronic (SEM) microscopy in combination with EDX analysis. The alloys studied included the meta-stable intermetallic compounds (aluminides) having cubic lattices identical to those in the matrix of aluminum alloys. Binary and ternary alloys were melted in graphite crucibles at a carbon-resistance furnace under an argon atmosphere. Al–0,96at.%Hf (5,98 wt.% Hf) and Al–0,59at.%Hf (3,77 wt.% Hf) alloys were prepared by superheating above the melting point up to about 200 and 400 degrees respectively. Melts were poured into a bronze casting form where crystallization rate was  $\sim 10^3$  degrees/sec. Besides stable aluminides with tetragonal lattices,  $Al_3Hf$  meta-stable aluminides with cubic lattices were formed only in the melt superheated by 400 degrees above the melting point. The degree of superheat for ternary alloys where  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$  meta-stable aluminides were formed was 240, 270 and 370 degrees. The hafnium fraction in the  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$  aluminides changed from 0,46 to 0,71 depending on the Hf : Sc ratio in the alloy. The master alloys produced (at.%): Al–0,26Hf–0,29Sc and Al–0,11Hf–0,25Sc (wt.%: Al–1,70Hf–0,47Sc and Al–0,75Hf–0,42Sc) demonstrate fine grain structures with meta-stable aluminides of  $Al_n(Hf_{0,58}Sc_{0,42})$  and  $Al_n(Hf_{0,46}Sc_{0,54})$  compositions respectively. Aluminide sizes are less than 12 and 7  $\mu m$ . Their crystal lattice mismatch with the aluminum alloy matrix lattice is less than for  $Al_3Sc$ . This fact allows us to expect high modifying effects of the experimental Al–Hf–Sc master alloys in their further application. In addition, replacement of expensive scandium with hafnium in the master alloys can reduce scandium consumption considerably.

**Keywords:** Al–Hf–Sc system alloys, meta-stable aluminides, cubic lattice, supersaturated solid solutions.

**Popova E.A.** – Cand. Sci. (Tech.), senior researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallic melts, Institute of Metallurgy (IMET), Urals Branch (UB) of RAS (620016, Russia, Ekaterinburg, Amundsen str., 101). E-mail: po.elvira@gmail.com.

**Kotenkov P.V.** – Cand. Sci. (Chem.), researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallic melts, IMET UB RAS. E-mail: p.kotenkoff@yandex.ru.

**Shubin A.B.** – Dr. Sci. (Chem.), head of Laboratory of the physical chemistry of metallic melts, IMET UB RAS. E-mail: fortran@list.ru.

**Pastukhov E.A.** – Corresponding Member of RAS, Dr. Sci. (Chem.), chief researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallic melts, IMET UB RAS. E-mail: eduard.pastuhov.34@mail.ru.

**Citation:** Popova E.A., Kotenkov P.V., Shubin A.B., Pastukhov E.A. Osobennosti struktury ligaturnykh splavov Al–Hf–Sc. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2017. No. 5. P. 69–74. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-5-69-74.

## Введение

Эффективным способом управления зеренной структурой алюминиевых сплавов является введение в них малых добавок переходных металлов (ПМ) с бинарными лигатурами [1–6]. Потенциальными зародышами кристаллизующейся фазы  $\alpha$ -Al служат первичные триалюминиды ПМ, и чем ближе кристаллографическое и размерное соответствие решеток зародышеобразующих фаз и  $\alpha$ -Al, тем выше эффект модифицирования и вероятность получения недендритной структуры зерна. При кристаллизации алюминиевых сплавов в традиционных условиях литья из всех триалюминидов, образуемых  $d$ -переходными элементами, стабильную кубическую решетку структурного типа L12, идентичную решетке алюминиевой матрицы, имеет только Al<sub>3</sub>Sc [4]. Скандий придает алюминиевым сплавам комплекс положительных свойств — таких, как прочность, ковкость, повышает свариваемость сплавов, чувствительных к горячему трещинообразованию, и др. [4–10]. Однако высокая стоимость скандия определяет поиск других ПМ, которые могут частично или полностью заменить его.

Из сравнения особенностей формирования алюминидов ПМ 4-й и 5-й групп Периодической системы Д.И. Менделеева предпочтительнее использовать в качестве добавок Ti, Zr и Hf. В обычных условиях кристаллизации элементы этих групп образуют стабильные триалюминиды с тетрагональными решетками структурного типа D0<sub>22</sub> или D0<sub>23</sub>. Устойчивость решеток связана с числом  $d$ -электронов в ПМ [11], т.е. вероятность перехода стабильных тетрагональных решеток в метастабильную кубическую будет больше для Ti, Zr, Hf, чем для V, Nb, Ta. В процессе распада пересыщенных твердых растворов  $\alpha$ -Al малое различие свободных энергий образования равнове-

сных и метастабильных алюминидов Ti, Zr, Hf [12] определяет также большую способность этих ПМ к образованию тонкой дисперсии вторичных алюминидов с кубической решеткой.

Возможность замещения скандия в алюминиде различными ПМ с сохранением его кубической решетки изучалась в работе [13], где навеску (3 г), соответствующую по составу триалюминиду, готовили из высокочистых элементов. Плавки проводили в электродуговой печи с нерасходуемым электродом в атмосфере чистого гелия с кристаллизацией на водоохлаждаемую медную плиту. Осуществляли переплав не менее 4 раз и гомогенизацию в вакууме в течение 2 ч при температуре 1200 °С.

При замещении скандия элементами 4-й группы кубическую решетку L1<sub>2</sub> имели только алюминиды состава Al<sub>3</sub>(Sc<sub>0,75</sub>M<sub>0,25</sub>), где M — Ti, Zr и Hf. При равных долях скандия и второго элемента у алюминидов было уже два типа решеток — L1<sub>2</sub> и D0<sub>22</sub> (D0<sub>23</sub>). При замещении скандия элементами 5-й группы двумя типами решеток обладали уже алюминиды, в которых доля второго элемента составляла 0,1.

Возможность образования алюминидов с кубической решеткой при быстрой кристаллизации расплавов Al–ПМ за счет полного или частичного подавления термодинамически стабильных фаз вследствие возникающих внутренних напряжений показана многими исследованиями [14–19]. Модифицирующая способность таких лигатурных сплавов увеличивается в разы. Нами это подтверждено на лигатурах Al–Ti–Zr, Al–Zr–Sc и Al–Ti–Sc [20, 21], в которых проявляется синергетический эффект двух ПМ.

Данное исследование направлено на получение метастабильных алюминидов в сплавах системы

Al—Hf—Sc и изучение особенностей их микро-структуры. Замещение гафнием дорогостоящего скандия может не только значительно сократить расход последнего, но и повысить модифицирующую и легирующую способность лигатурных сплавов за счет уменьшения несоответствия решеток зародышеобразующей фазы и алюминиевой матрицы.

## Методика исследований

Для выплавки тройных сплавов Al—Hf—Sc использовали бинарные сплавы Al—Hf и Al—Sc, предварительно синтезированные из алюминия марки ЧДА и электролитического гафния или скандия марки СкМ-1.

Выплавку бинарных и тройных сплавов проводили в печи угольного сопротивления в графитовых тиглях в атмосфере аргона. Сплавы получали растворением соответствующих навесок в течение 30 мин в жидком алюминии. Сплавы Al—0,96%<sup>1</sup>Hf (Al—5,98мас.%Hf) и Al—0,59%<sup>1</sup>Hf (Al—3,77мас.%Hf) готовили при температурах 920 и 1100 °С (перегрев над температурами ликвидуса — соответственно ~200 и 400 град [22]), а сплав Al—1,2%Sc (Al—2,0мас.%Sc) — при  $t = 850$  °С (перегрев ~50 град [23]). Температуры линии ликвидуса тройных сплавов системы Al—Hf—Sc рассчитывали аддитивным способом по результатам химического анализа изучаемого сплава и на основе диаграмм состояния бинарных систем Al—Hf [22] и Al—Sc [23]. Температуру приготовления расплавов определяли вольфрамоморениевой термопарой. Степень перегрева расплава оценивали по разности рассчитанной температуры ликвидуса и температуры приготовления сплава.

Расплавы заливали в бронзовую изложницу (100×80×10 мм), скорость кристаллизации в которой составляла ~10<sup>3</sup> град/с, масса слитков ~200 г. Металлографический анализ образцов выполняли с помощью инвертированного микроскопа GX-57 (Olympus, Япония) при увеличениях от 50 до 1500 и сканирующего электронного микроскопа «Carl Zeiss EVO 40» (Германия). Приставка «INCA X-Act» для рентгеноспектрального микроанализа (МРСА) фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания) служила для определения химического состава матрицы, дендритных ячеек  $\alpha$ -фазы и алюминидов ПМ. Все приведенные в работе электронные

изображения получены с использованием датчика обратно-рассеянных электронов (BSE-детектора) (Германия) с контрастом по атомному номеру.

## Результаты и их обсуждение

При выплавке бинарного сплава Al—0,96%<sup>1</sup>Hf перегрев над температурой ликвидуса оказался недостаточным для формирования метастабильных алюминидов гафния. Сплав, как видно на рис. 1, а, содержит только стабильные триалюминиды с характерной для тетрагональной решетки игольчатой формой роста, размер игл и пластин не превышает 100 мкм. Сплав Al—0,59%<sup>1</sup>Hf, полученный при значительном перегреве (~400 град), содержит как метастабильные алюминиды с кубической решеткой, так и стабильные алюминиды с тетрагональной решеткой (иглы) (рис. 1, б и в). Распределение алюминидов по шлифу неравномерное, встречаются крупные скопления. Мелкие алюминиды имеют полиэдрическую форму роста и находятся в центре дендритных ячеек — зон повышенной растворимости гафния в  $\alpha$ -Al. У более крупных алюминидов — дендритные формы роста, размер их ветвей достигает 20 мкм.

Из опытного Al—0,59%<sup>1</sup>Hf и синтезированного Al—1,2%Sc сплавов при температуре 1100 °С выплавлены тройные сплавы, различающиеся содержанием гафния, но близкие по скандию: Al—0,52Hf—0,26Sc (мас. %: Al—3,35Hf—0,42Sc), Al—0,26Hf—0,29Sc (мас. %: Al—1,70Hf—0,47Sc) и Al—0,11Hf—0,25Sc (мас. %: Al—0,75Hf—0,42Sc). При их кристаллизации образуются алюминиды с кубической решеткой структурного типа L1<sub>2</sub>, в которых доля гафния уменьшается с 0,71 до 0,46 пропорционально снижению его содержания в сплавах. Соотношение Sc и Hf в алюминидах ниже такового в сплавах, различие возрастает почти в 2 раза с увеличением перегрева расплава над температурой ликвидуса до 370 град. Это объясняется склонностью гафния к микросегрегации при неравновесных условиях кристаллизации сплавов. Содержание гафния в центре дендритных ячеек  $\alpha$ -Al, кристаллизующихся в первую очередь, уменьшается по мере их роста к границам ячеек. Степень возможного пересыщения  $\alpha$ -Al гафнием можно оценить по коэффициенту равновесного распределения  $k_0 = C_S/C_L$ , который определяет различие составов твердого ( $C_S$ ) и жидкого ( $C_L$ )  $\alpha$ -Al при температуре перитектического превращения. Для гафния  $k_0 = 2,4$ . Чем выше перегрев

<sup>1</sup> Здесь и далее ат.%, если не указано дополнительно.

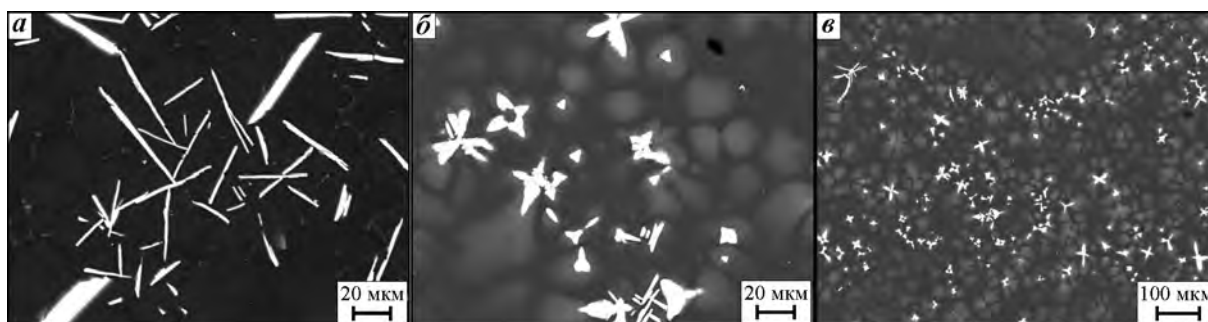


Рис. 1. Микроструктура и формы роста алюминидов в сплавах Al–0,95% Hf (а) и Al–0,59% Hf (б, в)

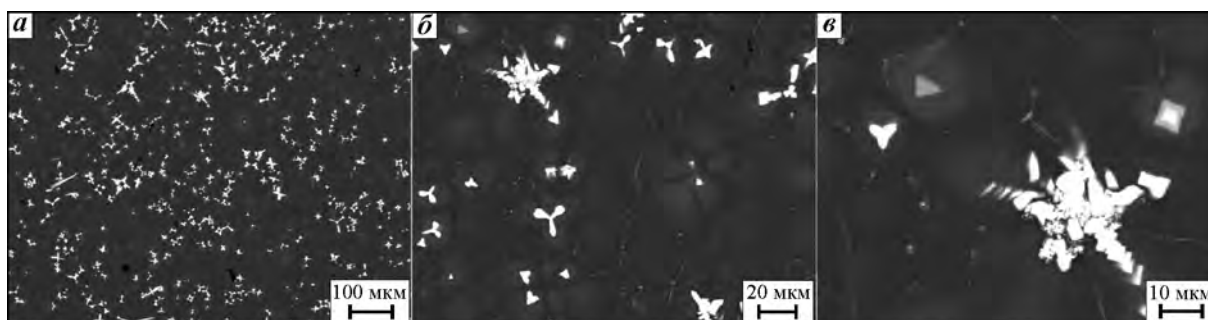


Рис. 2. Микроструктура сплава Al–0,52% Hf–0,26% Sc – распределение (а) и формы роста алюминидов (б, в)

**Основные характеристики опытных сплавов Al–Hf и Al–Hf–Sc**

Состав сплавов, ат. %	$\Delta t$ , град	Sc/Hf		Состав алюминидов	Доля Hf, %, в центре ячеек $\alpha$ -Al
		в сплаве	в алюминиде		
Al–0,59Hf	~400	–	–	Al <sub>3</sub> Hf	0,96
Al–0,52Hf–0,26Sc $\Sigma ПМ = 0,78$	~240	0,5	0,4	Al <sub>n</sub> (Hf <sub>0,71</sub> Sc <sub>0,29</sub> )	0,48
Al–0,26Hf–0,29Sc $\Sigma ПМ = 0,55$	~260	1,1	0,7	Al <sub>n</sub> (Hf <sub>0,58</sub> Sc <sub>0,42</sub> )	0,40 (0,17 Sc)
Al–0,11 Hf–0,25Sc $\Sigma ПМ = 0,36$	~370	2,3	1,2	Al <sub>n</sub> (Hf <sub>0,46</sub> Sc <sub>0,54</sub> )	0,36 (0,22 Sc)

расплава, тем больше пересыщение  $\alpha$ -Al растворенным в нем элементом, тем больше сдвиг фазовой диаграммы в сторону больших его концентраций [24]. По данным МРСА, содержание гафния в центре дендритных ячеек  $\alpha$ -Al изученных сплавов превышает их объемные содержания: в 1,6 раза — в бинарном сплаве Al–0,59% Hf; в 1,5 раза — в сплаве Al–0,26% Hf–0,29% Sc; в 3,3 раза — в сплаве Al–0,11% Hf–0,25% Sc. В междендритных пространствах содержится 100 % Al.

Составы полученных лигатурных сплавов Al–Hf–Sc и образующихся алюминидов, величины перегрева расплавов ( $\Delta t$ ) и максимальной растворимости Hf и Sc в центре дендритных ячеек  $\alpha$ -Al приведены в таблице. Следует отметить, что при кристаллизации перегретых расплавов об-

разуются твердые растворы алюминидов состава Al<sub>n</sub>(Hf<sub>1-x</sub>Sc<sub>x</sub>), где  $n$  изменяется от 4 до 26. Чем выше перегрев, тем больше значение  $n$ . При этом атомное отношение скандия к гафнию в алюминиде соответствующего сплава сохраняется неизменным.

Микроструктуры полученных сплавов, характер распределения и формы роста алюминидов, дендритная и ячеистая структуры зерна представлены на рис. 2–4.

В сплаве Al–0,52% Hf–0,26% Sc (рис. 2) с высоким содержанием гафния и перегреве 240 град сохранились отдельные пластины и иглы (размером до 100 мкм) алюминидов с тетрагональной решеткой. Алюминиды с кубической решеткой Al<sub>n</sub>(Hf<sub>0,71</sub>Sc<sub>0,29</sub>), в которых скандий замещает 29 % гафния, имеют дендритные формы роста и длину

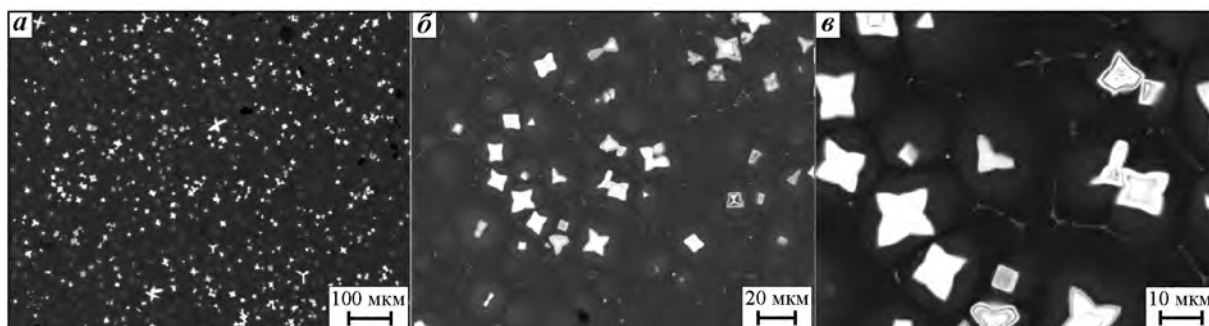


Рис. 3. Микроструктура сплава Al–0,26% Hf–0,29% Sc – распределение (а) и формы роста алюминидов (б, в)

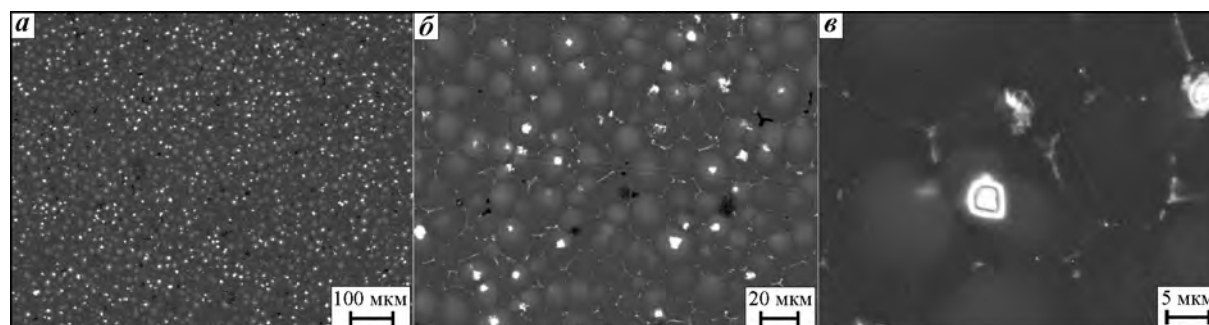


Рис. 4. Микроструктура сплава Al–0,11% Hf–0,25% Sc – распределение (а) и формы роста алюминидов (б, в)

ветвей до 15 мкм. Встречаются крупные скопления алюминидов. Зерно сплава разноразмерное с дендритным строением  $\alpha$ -фазы. По границам зерна выделяются отдельные тонкие прожилки эвтектики, содержащие 0,38 % Sc. Растворимость гафния в центре дендритов  $\alpha$ -Al достигает 0,48 %, в междендритных пространствах — 100 % Al.

В сплаве Al–0,26% Hf–0,29% Sc, содержащем в 2 раза меньше гафния, при перегреве 260 град сформировались только алюминиды с кубической решеткой состава  $Al_n(Hf_{0,58}Sc_{0,42})$ , равномерно распределенные по шлифу (рис. 3). Алюминиды имеют кубоидальное строение, образуют в сечении квадраты, звезды и треугольники, формы их роста аналогичны алюминидам скандия в бинарных сплавах Al–Sc [5]. Размеры алюминидов не превышают 12 мкм, почти каждый находится в центре зерна. Размер зерен — от 15 до 20 мкм. Максимальная растворимость Hf и Sc в ячейке  $\alpha$ -Al, по данным МРСА, составляет 0,40 и 0,17 % соответственно.

Сплав Al–0,11% Hf–0,25% Sc с высоким отношением Sc/Hf, полученный при значительном перегреве расплава, отличается как размерами зерна, так и составом, размерами и формой роста алюминидов. Алюминиды имеют полиэдрическую форму, расположены в центре зерен, их размеры не превышают 5 мкм. Размеры зерна составляют 10–15 мкм.

Согласно данным [11], параметр кубической решетки  $Al_3Sc$ , равный 0,4104 нм, уменьшается с увеличением доли гафния, замещающего скандий в алюминиде, и составляет 0,4086 нм для состава  $Al_3(Hf_{0,5}Sc_{0,5})$ . При этом несоответствие кубических решеток матрицы  $\alpha$ -Al ( $a = 0,40495$  нм) и алюминидов снижается с 1,34 до 0,9 %. Алюминиды в полученных нами лигатурных сплавах Al–0,26% Hf–0,29% Sc и Al–0,11% Hf–0,25% Sc имеют примерно такой же состав и, значит, характеризуются не только кристаллографическим, но меньшим, чем алюминиды скандия, размерным несоответствием с решеткой алюминиевой матрицы. Учитывая малые размеры алюминидов и их равномерное распределение в указанных сплавах, можно полагать, что лигатуры при использовании проявят высокий модифицирующий эффект.

## Выводы

1. Получены лигатурные сплавы Al–Hf–Sc, в которых формируются алюминиды  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$  с кубической решеткой  $L1_2$ , идентичной решетке матрицы алюминиевых сплавов. В зависимости от соотношения Hf и Sc в сплаве доля гафния в алюминиде  $Al_n(Hf_{1-x}Sc_x)$  изменяется от 0,46 до 0,71.

2. Содержание гафния в центре дендритных ячеек  $\alpha$ -Al изученных сплавов зависит от перегре-

ва расплавов и превышает его объемное содержание: в 1,6 раза — в бинарном сплаве Al—0,59% Hf; в 1,5 раза — в сплаве Al—0,26% Hf—0,29% Sc; в 3,3 раза — в сплаве Al—0,11% Hf—0,25% Sc.

3. Сплавы Al—0,26% Hf—0,29% Sc и Al—0,11% Hf—0,25% Sc характеризуются тонкой структурой зерна размером 18 и 13 мкм и мелкими (менее 12 и 7 мкм) алюминидами состава  $Al_n(Hf_{0,58}Sc_{0,42})$  и  $Al_n(Hf_{0,46}Sc_{0,54})$  соответственно.

4. Несоответствие решеток алюминидов  $Al_n(Hf_{0,58}Sc_{0,42})$  и  $Al_n(Hf_{0,46}Sc_{0,54})$  с решеткой матрицы алюминиевых сплавов меньше, чем для алюминидов скандия. Это должно привести при использовании опытной лигатуры Al—Hf—Sc к более высокому модифицирующему эффекту, а также к экономии дорогостоящего скандия.

Работа выполнена в рамках госзадания (тема 0396-2015-00-78) на оборудовании ЦКП-Урал-М.

## Литература/References

- Hyde K.B., Norman A.F., Prangnell P.B. The effect of Ti on grain refinement in Al—Sc alloys. *Mater. Sci. Forum.* 2002. Vols. 396—402. P. 39—44.
- Min Song, Yuehui He, Shanfeng Fang. Effect of Zr content on the yield strength of an Al—Sc alloys. *J. Mater. Eng. Perform.* 2011. Vol. 20. No. 3. P. 377—381.
- Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of Ti additions on the nanostructure and creep properties of precipitation-strengthened Al—Sc alloys. *Acta Mater.* 2005. Vol. 53. No. 15. P. 4225—4235.
- Royset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *Int. Mater. Rev.* 2005. Vol. 50. No. 1. P. 19—44.
- Zakharov V.V. O sovmetnom legirovanii alyuminievykh splavov skandiem i tsirkoniem [Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2014. No. 6 (708). P. 3—8; *Metal Sci. Heat Treatment.* 2014. Vol. 56. No. 5. P. 281—286.
- Zakharov V.V. O legirovanii alyuminievykh splavov perehodnymi metallami [About alloying of aluminum alloys with transition metals]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2017. No. 2 (740). P. 3—8.
- Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behavior of dilute aluminium—scandium alloys. *Acta Mater.* 1998. Vol. 46. No. 16. P. 5715—5732.
- Marquis E.A., Seidman D.N. Nanoscale structural evolution of  $Al_3Sc$  precipitates in Al(Sc) alloys. *Acta Mater.* 2001. Vol. 49. P. 1909—1919.
- Fuller C.B., Murray J.L., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I. Chemical compositions of  $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$  precipitates. *Acta Mater.* 2005. Vol. 53. No. 20. P. 5401—5413.
- Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al—0,1Sc, Al—0,1Zr and Al—0,1Sc—0,1Zr (at.%) alloys during isochronal aging. *Acta Mater.* 2010. Vol. 58. P. 5184—5195.
- Carlsson A.E., Meschter P.J. Relative stability of  $L1_2$ ,  $D0_{22}$ , and  $D0_{23}$  structures in  $MA13$  compounds. *J. Mater. Res.* 1989. Vol. 4. No. 5. P. 1060—1063.
- Ghosh G., Asta M. First-principles calculation of structural energetics of Al—TM (TM = Ti, Zr, Hf) intermetallics. *Acta Mater.* 2005. Vol. 53. P. 3225—3252.
- Harada Y., Dunand D.C. Microstructure of  $Al_3Sc$  with ternary transition-metal additions. *Mater. Sci. Eng. A.* 2002. Vol. 329—331. P. 686—695.
- Brodova I.G., Zamyatin V.M., Popel P.S., Esin V.O., Baum B.A., Moiseev A.I., Korshunov I.P., Polents I.V. Usloviya formirovaniya metastabil'nykh faz pri kristallizatsii splavov Al—Zr [The conditions for the formation of metastable phases during the crystallization of Al—Zr alloys]. *Rasplavy.* 1988. Vol. 2. Iss. 6. P. 23—27.
- Brodova I.G., Polents I.V., Esin V.O., Lobov B.M. Zakonomernosti formirovaniya litoi struktury pereokhlazhdennykh Al—Ti splavov [The formation patterns of the cast structure of supercooled Al—Ti alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie.* 1992. No. 1. P. 84—89.
- Norman A.F., Tsakiroopoulos P. Rapid solidification of Al—Hf alloys — solidification, microstructures and decomposition of solid-solutions. *Int. J. Rapid Solid.* 1991. Vol. 6. No. 3—4. P. 185—213.
- Malek P., Janecek M., Smola B., Bartuska P., Plestil J. Structure and properties of rapidly solidified Al—Zr—Ti alloys. *J. Mater. Sci.* 2000. Vol. 35. P. 2625—2633.
- Popova E.A., Shubin A.B., Kotenkov P.V., Pastukhov E.A., Bodrova L.E., Fedorova O.M. Al—Ti—Zr master alloys: structure formation. *Rus. metallurgy (Metally).* Vol. 2012. No. 5. P. 357—361.
- Popova E.A., Kotenkov P.V., Pastukhov E.A., Shubin A.B. Master alloys Al—Sc—Zr, Al—Sc—Ti, and Al—Ti—Zr: their manufacture, composition, and structure. *Rus. Metallurgy (Metally).* Vol. 2013. No. 8. P. 590—594.
- Popova E.A., Kotenkov P.V., Pastukhov E.A. Synergetic effect in modifying with master alloys having an aluminum cubic structure. *Rus. Metallurgy (Metally).* Vol. 2016. No. 2. P. 189—193.
- Kotenkov P.V., Popova E.A., Pastukhov E.A. Otsenka modifikatsionnykh sposobnosti opytnykh ligatur Al—Sc—Zr, Al—Sc—Ti, Al—Ti—Zr [Modifying ability estimation of master alloys Al—Sc—Zr, Al—Sc—Ti, Al—Ti—Zr]. *Rasplavy.* 2014. No. 4. P. 21—27.
- Murray J.L., McAlister A.J., Kahan D.J. The Al—Hf (aluminum-hafnium) system. *J. Phase Equil.* 1998. Vol. 19. No 4. P. 376—379.
- Murray J.L. The Al—Sc (aluminum-scandium) system. *J. Phase Equil.* 1998. Vol. 19. No 4. P. 380—384.
- Kerr H.W., Cisse J., Boiling G.F. On equilibrium and nonequilibrium peritectic transformation. *Acta Metall.* 1974. Vol. 22. P. 77—686.