

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТАБИЛЬНЫХ И МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АЛЮМИНИДНЫХ ФАЗ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al–Zr–Nb

© 2020 г. Э.А. Попова, П.В. Котенков, И.О. Гилев, С.Ю. Мельчаков, А.Б. Шубин

Институт металлургии (ИМЕТ) УрО РАН, г. Екатеринбург

Статья поступила в редакцию 02.12.19 г., доработана 28.01.20 г., подписана в печать 04.02.20 г.

Рассмотрены условия формирования стабильных и метастабильных алюминидов $Al_n(Zr_{1-x}Nb_x)$, образующихся при кристаллизации перегретых расплавов системы Al–Zr–Nb. При близком содержании циркония в сплавах (0,23–0,25 ат.%) содержание ниобия изменялось от 0,05 до 0,21 ат.%. Сплавы готовили в печи сопротивления при температуре 1230 °C в атмосфере аргона в графитовых тиглях. Разливку сплавов проводили в бронзовую изложницу, скорость охлаждения в которой составляла примерно 200 град/с. Электронной сканирующей и оптической микроскопией, а также методами рентгенофазового, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, в том числе атомно-эмиссионной спектроскопией с индуктивно связанной плазмой, изучены структурные особенности, характер распределения, морфология, состав матрицы, дендритных ячеек и алюминидов, а также структурный тип интерметаллидов в исследуемых сплавах. Показано, что при перегреве расплавов системы Al–Zr–Nb над температурой ликвидуса на 360–365 °C происходит смена форм роста стабильных алюминидов структурного типа $D0_{23}$ от гранной к дендритной и начинают формироваться метастабильные алюминидные фазы с кубической решеткой структурного типа $L1_2$. При перегреве на 390–395 °C и выше в сплавах образуются только метастабильные алюминиды, имеющие как полиэдрические, так и дендритные формы роста. Околоперитектический (по ниобию) состав сплава Al–Zr–Nb (при содержании циркония, более чем в 7 раз превышающем перитектическое) определяет формирование в нем большей доли метастабильных алюминидов Al_nZr с кубической решеткой $L1_2$. Показано, что в соответствии с правилами изоморфизма Nb замещает Zr в эквивалентных позициях кристаллической решетки алюминидов. С увеличением температуры перегрева расплавов интенсивность изоморфизма в формирующихся интерметаллидах $Al_4(Zr_{0,79}Nb_{0,21})$ возрастает.

Ключевые слова: сплавы системы Al–Zr–Nb, метастабильные алюминиды, кубическая решетка, перегрев, цирконий, ниобий.

Попова Э.А. — канд. техн. наук, ст. науч. сотрудник 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, ст. науч. сотрудник лаборатории физической химии металлургических расплавов ИМЕТ УрО РАН. E-mail: p.kotenkoff@yandex.ru.

Гилев И.О. — аспирант, мл. науч. сотрудник лаборатории физической химии металлургических расплавов ИМЕТ УрО РАН. E-mail: i.o.gilev@yandex.ru.

Мельчаков С.Ю. — канд. хим. наук, ст. науч. сотрудник лаборатории физической химии металлургических расплавов ИМЕТ УрО РАН. E-mail: s.yu.melchakov@gmail.com.

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

Для цитирования: Попова Э.А., Котенков П.В., Гилев И.О., Мельчаков С.Ю., Шубин А.Б. Влияние температуры на формирование стабильных и метастабильных алюминидных фаз в сплавах системы Al–Zr–Nb. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2020. No. 2. С. 66–72. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-66-72.

Popova E.A., Kotenkov P.V., Gilev I.O., Melchakov S.Yu., Shubin A.B.

Effect of temperature on the formation of stable and metastable aluminide phases in the Al–Zr–Nb alloys

The paper considers formation conditions for stable and metastable aluminides $Al_n(Zr_{1-x}Nb_x)$ obtained in the crystallization of superheated Al–Zr–Nb melts. At the close zirconium content in the alloys of 0.23–0.25 at.%, the niobium content varied from 0.05 to 0.21 at.%. Alloys were prepared in a resistance furnace at 1230 °C in an argon atmosphere in graphite crucibles. Alloys were cast into a bronze mold where the cooling rate was estimated at 200 °C per second. The structural features, distribution pattern, morphology, the composition of the matrix, dendritic cells and aluminides, as well as the structural type of intermetallics in the investigated alloys were studied using scanning electron and optical microscopy, X-ray phase analysis, X-ray diffraction analysis, electron microprobe analysis

including inductively coupled plasma atomic emission spectroscopy. It was shown that the growth forms of stable aluminides ($D0_{23}$ structural type) change from the faceted to dendritic one, and primary metastable aluminides ($L1_2$ structural type) begin to form during the Al–Zr–Nb melt overheating at 360–365 °C above the liquidus temperature. Only metastable aluminides with both polyhedral and dendritic growth forms are formed in the alloys when overheated by 390–395 °C and higher. The near-peritectic niobium composition of the Al–Zr–Nb alloy (at the zirconium content more than seven times higher than the peritectic one) are crucial factors in the formation of a large fraction of metastable Al₃Zr aluminides having a cubic $L1_2$ structure. It was shown that, in accordance with isomorphism rules, Nb replaces Zr at equivalent positions of the crystal lattice of aluminides. The intensity of isomorphism of the Al₄(Zr_{0.79}Nb_{0.21}) intermetallics formed increases with the increasing melt overheating temperature.

Keywords: Al–Zr–Nb alloys, metastable aluminides, cubic lattice, overheating, zirconium, niobium.

Popova E.A. — Cand. Sci. (Eng.), Senior researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallurgical melts, Institute of Metallurgy (IMET) of Urals Branch of the RAS (620016, Russia, Yekaterinburg, Amundsena str., 101).
E-mail: po.elvira@gmail.com.

Kotenkov P.V. — Cand. Sci. (Chem.), Senior researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallurgical melts, IMET.
E-mail: p.kotenkoff@yandex.ru.

Gilev I.O. — PhD student, Junior researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallurgical melts, IMET.
E-mail: i.o.gilev@yandex.ru

Melchakov S.Yu. — Cand. Sci. (Chem.), Senior researcher, Laboratory of the physical chemistry of metallurgical melts, IMET.
E-mail: s.yu.melchakov@gmail.com.

Shubin A.B. — Dr. Sci. (Chem.), Head of the Laboratory of the physical chemistry of metallurgical melts, IMET.
E-mail: fortran@list.ru.

Citation: Popova E.A., Kotenkov P.V., Gilev I.O., Melchakov S.Yu., Shubin A.B. Effect of temperature on the formation of stable and metastable aluminide phases in the Al–Zr–Nb alloys. *Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Universities' Proceedings. Non-Ferrous Metallurgy)*. 2020. No. 2. P. 66–72 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2020-2-66-72.

Введение

Изучение условий образования алюминидов при неравновесных условиях кристаллизации Al-расплавов с переходными металлами (ПМ) привлекает внимание многих исследователей в связи с возможностью управления структурообразованием и получения алюминиевых сплавов с необходимым комплексом физико-химических и механических свойств [1–6].

В течение длительного периода авторы настоящей работы занимаются изучением условий образования первичных метастабильных алюминидных фаз при быстрой кристаллизации перегретых расплавов на основе алюминия с двумя переходными металлами III, IV или V группы Периодической системы [7–10]. Из этих ПМ только Sc образует с Al термодинамически стабильные триалюминиды структурного типа $L1_2$ с кубической решеткой. Находящиеся рядом ПМ четвертой (Ti, Zr, Hf) и пятой (V, Nb, Ta) групп при обычных условиях кристаллизации формируют стабильные алюминиды с тетрагональными решетками типа $D0_{22}$ или $D0_{23}$, которые из-за низкой симметрии тетрагональной структуры являются более хрупкими. При кристаллизации этих сплавов в неравновесных условиях возможно образование метастабильных алюминидов с кубической решеткой

структурного типа $L1_2$ [11–17]. При этом вероятность перехода стабильной тетрагональной структуры в метастабильную кубическую больше для элементов четвертой группы, чем для пятой [17].

Отметим, что в процессе старения (при распаде пересыщенных твердых растворов Al–ПМ) возникающие внутренние напряжения в закаленных образцах инициируют выделение метастабильных алюминидов с кубической фазой $L1_2$. Они термически устойчивы при $t > 450$ °C, и требуется выдержка в сотни часов при этих температурах для обратного перехода метастабильной фазы в равновесную [11]. Переходные металлы медленно диффундируют в α -Al, а совместное введение двух ПМ с различающимися коэффициентами диффузии может способствовать сдерживанию роста вторичных фаз и тем самым привести к повышению сопротивления огульному [18–21].

Комбинацией определенных добавок ПМ можно повысить стабильность и объемную долю образующихся вторичных фаз при высоких температурах [18–20]. С этих позиций легирование алюминиевых сплавов малыми добавками ПМ является одним из перспективных путей дальнейшего повышения прочности, жаропрочности, коррозионной стойкости и других эксплуатационных и тех-

нологических характеристик [21–23]. Изучение температурных и концентрационных условий формирования стабильных и метастабильных алюминидов в сплавах Al–ПМ расширяет массив информации для решения проблем управления структурообразованием.

Цель настоящей работы состояла в изучении условий формирования метастабильных и стабильных алюминидов при быстрой кристаллизации перегретых расплавов системы Al–Zr–Nb.

Материалы и методы исследования

Сплавы системы Al–Zr–Nb готовили из гранулированного алюминия марки А97, йодидного циркония (99,89 %) и ниобия (99,97 %). Выплавку образцов проводили при температуре 1230 °С в атмосфере аргона в графитовых тиглях. Слитки массой ~200 г с линейными размерами 100×80×10 мм получали разливкой расплавов в бронзовую изложницу со скоростью ~200 град/с.

Температуры ликвидуса полученных тройных сплавов оценивали аддитивным методом с учетом данных их химического анализа и диаграмм состояния соответствующих бинарных систем [24, 25]. Далее рассчитывали величины перегрева (Δt) расплавов — разницу между температурой проведения плавок и расчетными температурами ликвидуса полученных сплавов. Металлографический анализ образцов выполняли с помощью инвертированного микроскопа GX-57 («Olympus») при увеличениях от 50 $\times$ до 1500 $\times$, а также сканирующих электронных микроскопов «Carl Zeiss» EVO 40 и «TESCAN» MIRA3 LMN. Систему для рентгеноспектрального микроанализа (PCMA) INCA X-Act фирмы «Oxford Instruments» использовали для определения химического состава α -Al-матрицы, эвтектических выделений по границам ее зерен и алюминидов ПМ. Сам PCMA проводили при напряжении на катоде 20 кВ и силе тока на зонде 700 пА.

Все приведенные в работе электронные изображения получены с использованием датчика обратнорассеянных электронов (BSE-детектора) с контрастом по атомному номеру. Рентгенофазовый (РФА) и рентгеноструктурный (РСА) анализы выполнены с помощью дифрактометра XRD-7000 фирмы «Shimadzu» с программным обеспечением ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, графитовый монохроматор на отраженном пучке). В качестве внешнего стандарта использовали кристаллический кремний.

Результаты и их обсуждение

Составы полученных сплавов¹ системы Al–Zr–Nb и формирующихся в них стабильных и метастабильных алюминидов приведены в таблице. Там же указаны расчетные значения перегрева расплавов над температурой ликвидуса (Δt), атомные отношения Nb/Zr в сплавах и алюминидов, а также их сопоставление в виде показателя интенсивности изоморфизма ниобия по отношению к цирконию. Чем больше отношение Nb/Zr в алюминидов по сравнению с таковым в сплаве, тем более активно ниобий замещает цирконий в решетке алюминидов. Заметим, что в соответствии с правилами полярности (направленности) изоморфизма элемент, обладающий большим зарядом (Nb^{+5}) и меньшим ионным радиусом, замещает элемент с меньшим зарядом (Zr^{+4}) и большим ионным радиусом в эквивалентных позициях кристаллической решетки.

В бинарных системах Al–Zr и Al–Nb со стороны богатого алюминием угла диаграмм протекают перитектические реакции при $t = 660,8$ и $661,4$ °С соответственно [24, 25]. Значения растворимости Zr и Nb в жидком Al при этих температурах близки и составляют соответственно 0,033 и 0,047 ат.%, а значения максимальной растворимости в твердом алюминии — 0,083 и 0,066 ат.%. В обычных условиях кристаллизации этих сплавов Zr и Nb образуют с алюминием стабильные триалюминиды с тетрагональной решеткой структурного типа $D0_{23}$ и $D0_{22}$, характерной формой роста которых являются ограниченные вытянутые пластины или иглы. При кристаллизации тройных сплавов с Zr и Nb в них формируются триалюминиды, в которых Nb замещает Zr.

Первый сплав Al–0,23%Zr–0,21%Nb (мас.%; Al–0,77Zr–0,71Nb) имеет заперитектические по Zr и Nb составы и близкие по значению их концентрации. Микроструктура этого сплава и характер распределения в нем алюминидов показаны на рис. 1. По границам зерен α -Al, средний размер которых составляет ~50 мкм, выделяется эвтектика, содержащая небольшое количество Fe и Si.

Перегрев расплава на 360–365 °С отвечает, по-видимому, интервалу температур, при котором происходит смена форм роста стабильных алю-

¹ Здесь и далее имеются в виду ат.%, если не указано иное.

минидов от гранной к дендритной. В сплаве наблюдаются как отдельные ограненные вытянутые пластины (длиной до 250 мкм) стабильных алюминидов с тетрагональной решеткой $D0_{23}$, так и дендритные кристаллы с ярко выраженной анизотропией скорости роста первичных и вторичных ветвей этих же алюминидов. Кроме того, при таком перегреве в сплаве, как видно на рис. 1, б, в, формируются также много выделений алюминидов, имеющих форму равноосных образований размерами не более 5 мкм. Можно полагать, что это алюминиды с кубической решеткой структурного типа $L1_2$. Все проанализированные алюминиды содержат ниобий. Средний их состав $Al_4(Zr_{0,51}Nb_{0,49})$ с $Nb/Zr = 0,96$, что хорошо коррелирует с составом сплава, в котором соотношение $Nb/Zr = 0,91$. Это свидетельствует о полярности изоморфизма от ниобия к цирконию.

Два следующих сплава системы Al–Zr–Nb имеют окологерметический состав по ниобию и загерметический по цирконию. Образцы выплавлены при перегреве расплавов над температурой ликвидуса 390–395 °С. Структуру сплавов, разнообразие морфологии и форм роста алюминидов

иллюстрируют рис. 2 и 3. Размеры зерен сплавов составляют в среднем $\sim 20\div 25$ мкм. По границам зерен α -Al выделяется эвтектика, содержащая некоторое количество железа и кремния. Наблюдаются алюминиды, имеющие как полиэдрические, так и дендритные формы роста, а также как сплошное, так и слоистое строение. Дополнительное небольшое увеличение перегрева расплавов над температурой ликвидуса привело к формированию равноосных алюминидов, которые, по данным РФА и РСА, имеют кубическую решетку структурного типа $L1_2$.

Близкое к перитектическому содержание ниобия (0,05–0,06 ат.%) в этих сплавах (при содержании циркония, более чем в 7 раз превышающем перитектическое) определило наличие большой доли интерметаллидов состава Al_nZr . Это твердые растворы алюминидов циркония, в которых n изменяется в широком диапазоне ($\sim 3\div 11$), и чем выше перегрев, тем больше значение n . При их микроанализе, как правило, имеет место «захват» электронным зондом алюминия из матрицы и, как результат, его завышенное содержание. Содержание Zr в них, по данным РСМА, колеблется от

Основные характеристики сплавов системы Al–Zr–Nb

Состав сплавов, ат.%	Δt , °С	Nb/Zr, в сплавах	Состав алюминидов	Тип решетки	Nb/Zr, в алюминидов	Интенсивность изоморфизма
Al–0,23Zr–0,21Nb	360–365	0,91	$Al_4(Zr_{0,51}Nb_{0,49})$	$D0_{23}$ $L1_2$	0,96	1,05
Al–0,25Zr–0,06Nb	390	0,24	Al_nZr , $Al_4(Zr_{0,77}Nb_{0,23})$	$L1_2$	– 0,30	– 1,25
Al–0,24Zr–0,05Nb	395	0,21	Al_nZr , $Al_4(Zr_{0,79}Nb_{0,21})$	$L1_2$	– 0,27	– 1,28

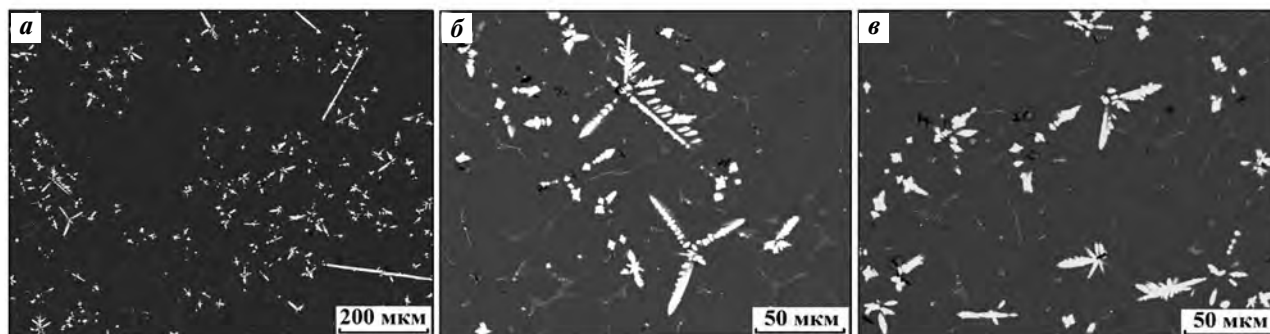


Рис. 1. Распределение алюминидов (а) и формы их роста (б, в) в сплаве Al–0,23%Zr–0,21%Nb

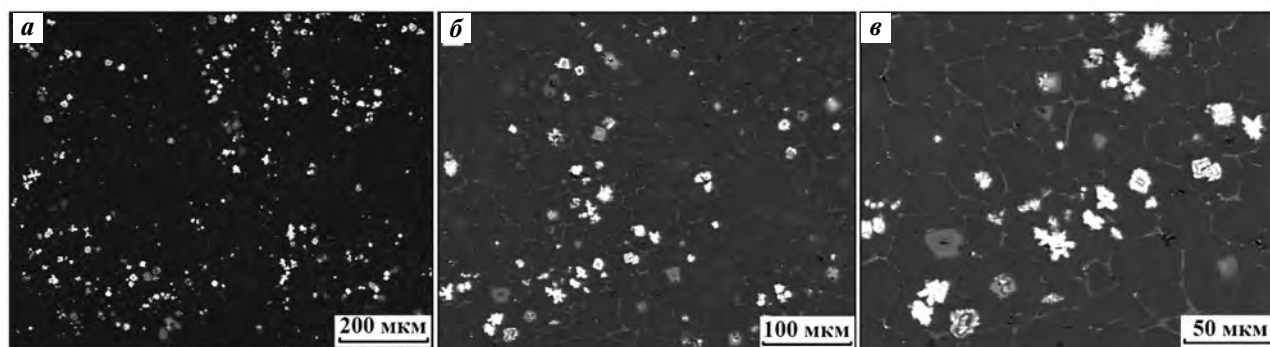


Рис. 2. Распределение алюминидов (а), их морфология и формы роста (б, в) в сплаве Al–0,25%Zr–0,06%Nb

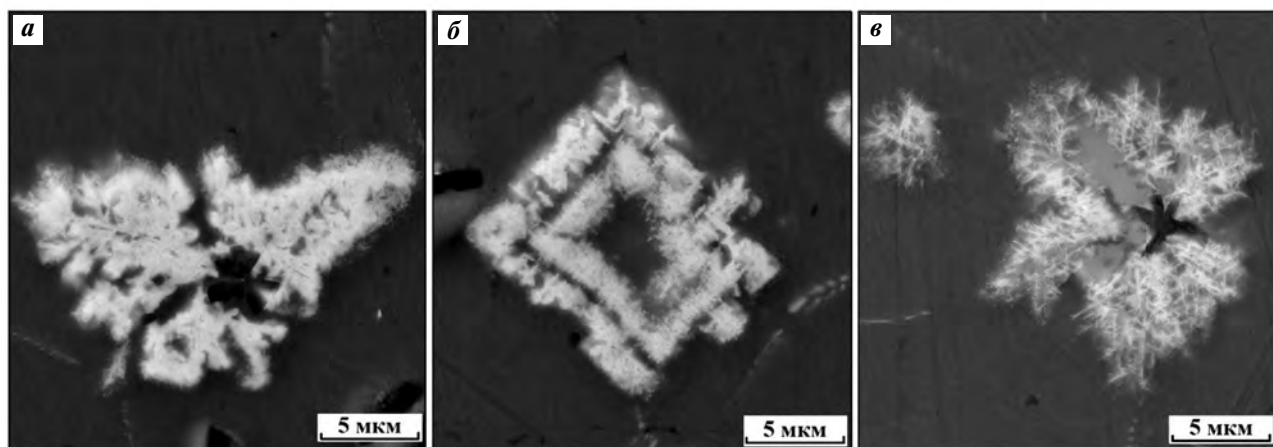


Рис. 3. Многообразие форм роста алюминидов в сплаве Al–0,25%Zr–0,06%Nb

14,63 до 8,3 ат.%, а размер выделений — от 3 до 15 мкм (точность определения $\pm 0,3$ мкм). В среднем на каждые 10 спектров проанализированных алюминидов приходилось только 2 спектра, в которых присутствовали оба элемента — цирконий и ниобий.

Алюминиды, в состав которых вошел ниобий, в обоих сплавах имеют почти одинаковый состав — $\text{Al}_4(\text{Zr}_{0,77}\text{Nb}_{0,23})$ и $\text{Al}_4(\text{Zr}_{0,79}\text{Nb}_{0,21})$, т.е. в среднем $\text{Al}_4(\text{Zr}_{0,78}\text{Nb}_{0,22})$. Отношение содержаний (ат.%) Nb/Zr в них коррелирует с таковым в сплавах. Его увеличение в алюминидах по сравнению со сплавами свидетельствует о соблюдении полярности изоморфизма. Кроме того, проявляется влияние температуры как внешнего фактора, способствующего усилению изоморфизма: с повышением Δt расплавов отношение Nb/Zr в алюминидах (по сравнению с таковым в сплавах) возрастает с 1,05 до 1,28.

Многообразие форм роста алюминидов на примере сплава Al–0,25%Zr–0,06%Nb демонстрирует рис. 3.

Для оценки размеров алюминидов в сплаве Al–0,25%Zr–0,06%Nb на площади шлифа в $12,75 \text{ мм}^2$ просмотрено 51 поле размером $500 \times 500 \text{ мкм}$. Как видно на рис. 4, они изменяются в широком ди-

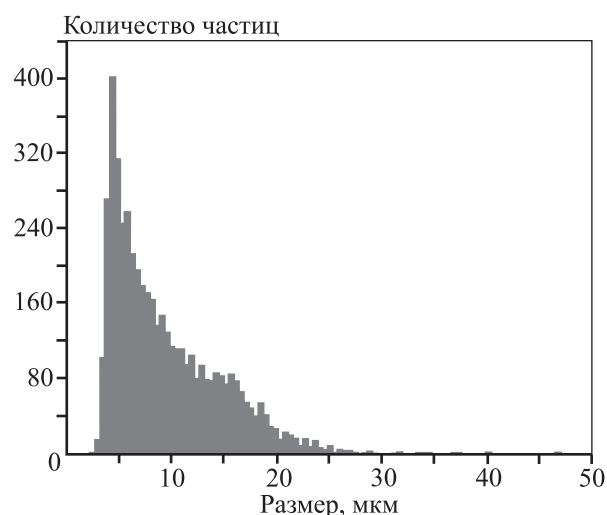


Рис. 4. Распределение частиц алюминидов по размеру в сплаве Al–0,25%Zr–0,06%Nb на площади $12,75 \text{ мм}^2$

апазоне (от 2,7 до 47 мкм), при этом размер выше 25 мкм имеют только единичные частицы. Средний размер алюминидов составляет 9,5 мкм, а наибольшее количество частиц — от 4 до 16 мкм.

Выводы

1. Перегрев сплавов системы Al—Zr—Nb на 360—365 °С над расчетной температурой ликвидуса находится, по-видимому, в интервале температур, в котором происходит смена форм роста стабильных алюминидов с тетрагональной решеткой структурного типа $D0_{23}$ от гранной к дендритной и начинают формироваться метастабильные алюминиды с кубической решеткой структурного типа $L1_2$.

2. При перегреве сплавов системы Al—Zr—Nb на 390—395 °С над расчетной температурой ликвидуса в них формируются только метастабильные алюминиды $Al_4(Zr_{0,78}Nb_{0,22})$ и Al_nZr с кубической решеткой $L1_2$. Они имеют в основном полиэдрические формы роста и как однородное, так и слоистое строение.

3. Околоперитектический по ниобию состав сплавов Al—Zr—Nb и содержание циркония, более чем в 7 раз превышающее перитектическое, определяют формирование в сплаве большой доли бинарных алюминидов Al_nZr с кубической решеткой $L1_2$.

4. В соответствии с правилами изоморфизма ниобий замещает цирконий в эквивалентных позициях кристаллической решетки. Его доля возрастает пропорционально содержанию в сплавах и увеличению температуры перегрева расплава.

Работа выполнена по госзаданию ИМЕТ УрО РАН и программе Президиума УрО РАН №18-10-3-28.

Результаты получены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Урал-М» и ООО «ТЕСКАН», г. Санкт-Петербург.

Литература/ References

- Захаров В.В. О легировании алюминиевых сплавов переходными металлами. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. No. 2 (740). С. 3—8. Zakharov V.V. About alloying of aluminum alloys with transition metals. *Metal Sci. Heat Treatment*. 2017. Vol. 59. Iss. 1-2. P. 67—71. DOI: 10.1007/s11041-017-0104-2.
- Поздняков А.В., Осипенкова А.А., Попов Д.А., Махов С.В., Напалков В.И. Влияние малых добавок Y, Sm, Gd, Hf и Er на структуру и твердость сплава Al—0,2%Zr—

0,1%Sc. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016. No. 9 (735). С. 25—30.

Pozdnyakov A.V., Osipenkova A.A., Popov D.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. Effect of low additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the structure and hardness of alloy Al—0.2%Zr—0.1% Sc. *Metal Sci. Heat Treatment*. 2017. Vol. 58. Iss. 9-10. P. 537—542. DOI: 10.1007/s11041-017-0050-z.

- Wu H., Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R. Effect of Er additions on the precipitation strengthening of Al—Hf alloys. *Scripta Mater*. 2014. Vol. 87. P. 5—8. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2014.06.005.
- Stan K., Litynska-Dobrzynska L., Ochinnik P., Garzel G., Wierzbicka-Miernik A., Wojewoda-Budka J. Effect of Ti, Zr and Hf addition on microstructure and properties of rapidly solidified Al—Mn—Fe alloy. *J. Alloys Compd*. 2014. Vol. 615. P. S607—S611. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.11.160.
- Ткачева О.Ю., Бродова И.Г., Архипов П.А., Зайков Ю.П. Влияние условий кристаллизации на структуру и модифицирующую способность Al—Sc сплавов. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2016. No. 6. С. 55—64. Tkacheva O.Yu., Brodova I.G., Arkhipov P.A., Zaikov Yu.P. Effect of crystallization conditions on structure and modifying ability of Al—Sc alloys. *Russ. J. Non-Ferr. Met*. 2017. Vol. 58. No. 7. P. 67—74. DOI: 10.3103/S1067821217010126.
- Yu P., Yana M., Tomus D., Brice C.A., Bettles C.J., Muddle B., Qian M. Microstructural development of electron beam processed Al—3Ti—1Sc alloy under different electron beam scanning speeds. *Mater. Characterization*. 2018. Vol. 143. P. 43—49. DOI: 10.1016/j.matchar.2017.09.005.
- Попова Э.А., Шубин А.Б., Котенков П.В., Пастухов Э.А., Бодрова Л.Е., Федорова О.М. Лигатурные сплавы Al—Ti—Zr, особенности их структурообразования. *Металлы*. 2012. No. 3. С. 3—8. 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. *Russian metallurgy (Metally)*. 2012. No. 5. P. 357—361. DOI: 10.1134/S0036029512050126.
- Попова Э.А., Котенков П.В., Шубин А.Б., Пастухов Э.А. Особенности структуры лигатурных сплавов Al—Hf—Sc. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2017. No. 5. С. 69—74. Popova E.A., Kotenkov P.V., Shubin A.B., Pastukhov E.A. Peculiarities of the Al—Hf—Sc master alloys structure. *Russ. J. Non-Ferr. Met*. 2017. Vol. 58. No. 6. P. 639—643. DOI: 10.3103/S1067821217060086.
- Popova E., Kotenkov P., Shubin A., Gilev I. Formation of Metastable Aluminides in Al—Sc—Ti (Zr, Hf) Cast Alloys. *Metal. Mater. Inter*. 2019. DOI: 10.1007/s12540-019-00397-x.

10. Попова Э.А., Котенков П.В., Шубин А.Б. Образование метастабильных алюминидов в сплавах системы Al—Hf—Ti. *Цветные металлы*. 2017. No. 11. С. 65—70. DOI: 10.17580/tsm.2017.11.12.
Popova E.A., Kotenkov P.V., Shubin A.B. Metastable aluminides formation in Al—Hf—Ti alloys. *Tsvetnye Metally*. 2017. No. 11. P. 65—70 (In Russ.).
11. Srinivasan S., Desch P.B., Schwarz R.B. Metastable Phases in the Al₃X (X = Ti, Zr, and Hf) Intermetallic System. *Scripta Metal. Mater.* 1991. Vol. 25. No. 11. P. 2513—2516. DOI: 10.1016/0956-716X(91)90059-A.
12. Malek P., Janeczek 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. DOI: 10.1023/A:1004739718504.
13. Бродова И.Г., Замятин В.М., Попель П.С., Есин В.О., Баум Б.А., Моисеев А.И., Коршунов И.П., Топчий А.Л., Тихомиров Ю.Г., Поленц И.В. Условия формирования метастабильных фаз при кристаллизации сплавов Al—Zr. *Расплавы*. 1988. Т. 2. No. 6. С. 23—27.
Brodova I.G., Zamyatin V.M., Popel' P.S., Esin V.O., Baum B.A., Moiseev A.I., Korshunov I.P., Topchii A.L., Tikhomirov Yu.G., Polents I.V. Conditions of formation of metastable phases during crystallization of Al—Zr alloys. *Melts Moscow*. 1990. Vol. 2. No. 6. P. 441—445.
14. 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.
15. Бродова, И.Г., Поленц И.В., Есин В.О., Лобов Б.М. Закономерности формирования литой структуры переохлажденных Al—Ti-сплавов. *Физика металлов и материаловедение*. 1992. No. 1. С. 84—89.
Brodova I.G., Polents I.V., Esin V.O., Lobov E.M. On the formation of the cast structure of supercooled Al—Ti alloys. *Physics of Metals and Metallography*. 1992. No. 1. P. 63—67.
16. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Nucleation and precipitation strengthening in dilute Al—Ti and Al—Zr alloys. *Metal. Mater. Trans. A*. 2007. Vol. 38A. P. 2552—2563. DOI: 10.1007/s11661-007-9283-6.
17. Carlsson A.E., Meschter P.J. Relative stability of L1₂, D0₂₂, and D0₂₃ structures in MA1₃ compounds. *J. Mater. Res.* 1989. Vol. 4. No. 5. P. 1060—1063. DOI: 10.1557/JMR.1989.1060.
18. Anthony de Luca, David N. Seidman, David C. Dunand. Effects of Mo and Mn microadditions on strengthening and over-aging resistance of nanoprecipitation-strengthened Al—Zr—Sc—Er—Si alloys. *Acta Mater.* 2019. Vol. 165. P. 1—14. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.11.031.
19. Keith E. Knipling, Richard A. Karnesky, Constance P. Lee, David C. Dunand, David N. Seidman. 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. No. 15. P. 5184—5195. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.05.054.
20. Dinc Erdeniz, Anthony De Luca, David N. Seidman, David C. Dunand. Effects of Nb and Ta additions on the strength and coarsening resistance of precipitation-strengthened Al—Zr—Sc—Er—Si alloys. *Mater. Characterization*. 2018. Vol. 141. P. 260—266. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.04.051.
21. Yang Wang, Hongyu Liu, Xiaochun Ma, Ruizhi Wu, Jianfeng Sun, Legan Hou, Jinghuai Zhang, Xinlin Li, Milin Zhang. Effects of Sc and Zr on microstructure and properties of 1420 aluminum alloy. *Mater. Characterization*. 2019. Vol. 15. P. 241—247. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.001.
22. Nhon Q. Vo, Davaadorj Bayansan, Amirreza Sanaty-Zadeh, Evander Ramos, David C. Dunand. Effect of Yb microadditions on creep resistance of a dilute Al—Er—Sc—Zr alloy. *Materialia*. 2018. Vol. 4. P. 65—69. DOI: 10.1016/j.mtla.2018.08.030.
23. Zhongxia Liu, Zijiong Li, Mingxing Wang, Yonggang Weng. Effect of complex alloying of Sc, Zr and Ti on the microstructure and mechanical properties of Al—5Mg alloys. *Mater. Sci. Eng. A*. 2008. Vol. 483-484. P. 120—122. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.166.
24. Murray J.L., Peruzzi A., Abriata J.P. The Al—Zr (aluminum-zirconium) system. *J. Phase. Equil.* 1992. 13 (3). P. 277—291. DOI: 10.1007/BF02667556.
25. Okamoto H. Phase diagrams for binary alloys. ASM International, Materials Park, 2002.