

## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МОДИФИЦИРУЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ Al–Sc-СПЛАВОВ

© 2016 г. **О.Ю. Ткачева, И.Г. Бродова, П.А. Архипов, Ю.П. Зайков**

Институт высокотемпературной электрохимии (ИВТЭ) УрО РАН, г. Екатеринбург

Институт физики металлов имени М.Н. Михеева (ИФМ) УрО РАН, г. Екатеринбург

Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), г. Екатеринбург

*Статья поступила в редакцию 26.05.16 г., доработана 05.08.16 г., подписана в печать 17.08.16 г.*

Исследовано влияние режимов термовременной обработки и скорости охлаждения металлических расплавов на закономерности кристаллизации Al–Sc-сплавов, их структуру, свойства и модифицирующую способность. В качестве исходной шихты для литья использовали отливки Al–Sc-сплавов, полученные электролизом солевых расплавов  $\text{KF–NaF–AlF}_3\text{–Sc}_2\text{O}_3$  при 820–850 °С. Установлено, что, меняя величину перегрева расплава и температуру литья, можно в широких пределах варьировать форму, количество и размеры кристаллов. Модифицирующее действие литой и быстрозакаленной лигатур, а также лигатурного сплава, полученного электролизом, протестировано на сплавах Al–4,5%Cu. Наибольший эффект измельчения структуры сплава Al–4,5%Cu–0,4%Sc был достигнут при использовании быстрозакаленной лигатуры.

**Ключевые слова:** сплавы Al–Sc, лигатура литая, лигатура быстрозакаленная, модифицирующая способность, структура, интерметаллиды.

**Ткачева О.Ю.** — докт. хим. наук, вед. науч. сотрудник лаборатории электродных процессов ИВТЭ УрО РАН (620137, г. Екатеринбург, ул. Академическая, 20). E-mail: o.tkacheva@ihite.uran.ru.

**Архипов П.А.** — канд. хим. наук, ст. науч. сотрудник той же лаборатории ИВТЭ УрО РАН. E-mail: arh@ihite.uran.ru.

**Зайков Ю.П.** — докт. хим. наук, проф., зав. кафедрой технологии электрохимических производств УрФУ, научный руководитель ИВТЭ УрО РАН. E-mail: dir@ihite.uran.ru.

**Бродова И.Г.** — докт. техн. наук, проф., гл. науч. сотрудник лаборатории цветных сплавов ИФМ УрО РАН (620990, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18). E-mail: brodova@imp.uran.ru.

**Для цитирования:** Ткачева О.Ю., Бродова И.Г., Архипов П.А., Зайков Ю.П. Влияние условий кристаллизации на структуру и модифицирующую способность Al–Sc-сплавов // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 6. С. 55–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-6-55-64.

*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

The study covers the impact of thermo-time processing and cooling rate of molten metal on the crystallization regularities, structure, properties and modifying ability of Al–Sc alloys. The Al–Sc alloys obtained by electrolysis in the  $\text{KF–NaF–AlF}_3\text{–Sc}_2\text{O}_3$  melts at 820–850 °C were used as an initial charge for casting. It was found that changes in overheat values and casting temperatures make it possible to vary the shape, number and size of crystals in a wide range. The modifying effect of the cast and fast-quenched master alloys and alloy produced by electrolysis was tested on Al–4,5%Cu alloys. The greatest refinement of the Al–4,5%Cu–0,4%Sc alloy structure was obtained with the fast-quenched master alloy.

**Keywords:** Al–Sc alloys, cast master alloy, fast-quenched master alloys, modifying ability, structure, intermetallic compounds.

**Tkacheva O.Yu.** — Dr. Sci. (Chem.), Leading Research Scientist, Institute of High-Temperature Electrochemistry of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences (IHTE UrB RAS) (620137, Russia, Ekaterinburg, Akademicheskaya str., 20). E-mail: o.tkacheva@ihite.uran.ru.

**Arkhipov P.A.** — PhD, Senior Researcher, IHTE UrB RAS. E-mail: arh@ihite.uran.ru.

**Zaikov Yu.P.** — Dr. Sci. (Chem.), Prof., Research Supervisor of IHTE UrB RAS, Head of Department «Technology of electrochemical productions», UrFU. E-mail: dir@ihite.uran.ru.

**Brodova I.G.** — Dr. Sci. (Eng.), Chief Research Scientist, Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Science named by M.N. Mikheev (620137, Russia, Ekaterinburg, S. Kovalevskaya str., 18). E-mail: brodova@imp.uran.ru.

**Citation:** Tkacheva O.Yu., Brodova I.G., Arkhipov P.A., Zaikov Yu.P. Vliyanie uslovii kristallizatsii na strukturu i modifitsiruyushchuyu sposobnost' Al–Sc-splavov. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 6. P. 55–64. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-6-55-64.

## Введение

В настоящее время широкое распространение получают многокомпонентные алюминиевые сплавы, применяемые в авиации и ракетостроении, в состав которых в качестве легирующего элемента добавляется скандий [1–6]. Введение Sc в Al-сплавы осуществляется с помощью лигатур, структура которых оказывает существенное влияние на структурообразование и свойства промышленных сплавов [7–9]. Для легирования и модифицирования Al-сплавов тугоплавкими добавками переходных металлов применяются чушковые лигатуры [7], однако при их использовании часто происходит образование избыточных первичных фаз, резко ухудшающих механические свойства слитков и полуфабрикатов.

Одним из путей повышения модифицирующей способности лигатурных сплавов является разработка новых методов их производства, в основе которых лежит принцип уменьшения размеров и увеличения объемной доли алюминидов, которые играют роль зародышей при кристаллизации Al-сплавов [8, 9]. К таким способам можно отнести температурно-временную обработку и быструю закалку расплава. Целесообразность указанного подхода показана на примере лигатурных сплавов Al–Ti [10] и Al–Zr [11].

Целью данной работы являлось изучение возможности регулирования структуры Al–Sc-лигатур путем оптимизации режимов их производства за счет изменения теплофизических параметров процесса кристаллизации при различных способах синтеза.

## Методика эксперимента

Бинарные сплавы системы Al–Sc получали двумя способами литья, позволяющими варьировать режимы термовременной обработки расплава (ТВОР) и скорость его охлаждения ( $v_{\text{охл}}$ ) в широких пределах. Такой методологический подход с учетом микронеоднородного строения Al–Sc-сплавов дает возможность регулировать число активных зародышевых центров в жидкой фазе и в сочетании с разной скоростью охлаждения расплава менять величину переохлаждения на межфазной границе, которое является движущей силой процесса кристаллизации и определяет форму и скорость роста структурных составляющих [8, 12].

В качестве исходной шихты для литья использовали отливки Al–Sc-сплавов, полученные электролитическим и металлотермическим восстановлением оксида скандия, растворенного в криолитовом расплаве  $\text{KF–NaF–AlF}_3$  [13]. Синтез проводили при температуре 820–850 °С в электролизере, в который подгружали алюминий (А8). Приготовленный расплав Al–Sc сливали с помощью танталового ковша в графитовые изложницы.

Первым способом — литьем в плоскую чугунную изложницу — были отлиты слитки массой ~100 г, содержание Sc в которых составляло 0,28, 0,7, 1,9 и 2,8 %<sup>1</sup>. Режимы термовременной обработки расплава и составы сплавов указаны в табл. 1. Варьировались температуры нагрева расплава ( $t_{\text{н}}$ ) и литья ( $t_{\text{л}}$ ), а также время выдержек при  $t_{\text{н}}$  и  $t_{\text{л}}$  —  $\tau_1$  и  $\tau_2$  соответственно. Кроме того, в таблице указана величина  $\Delta t$  — перегрев расплава над соответствующей составу температурой ликвидуса. Исследованы три режима: низкий перегрев ( $\Delta t_1 = 125 \pm 165$  °С), высокий ( $\Delta t_2 = 265 \pm 325$  °С) и ступенчатая обработка ( $\Delta t_2 \rightarrow \Delta t_1$ ).

Вторым методом — путем центробежного литья в шелевой медный кокиль — были отлиты образцы из сплава Al–1,9%Sc в виде плоских дисков диаметром 100 мм и толщиной 2 мм. Приготовление расплава осуществлялась в высокотемпературной камерной печи ПВК-1.4-25. Режимы ТВОР для данных образцов приведены в табл. 2. Скорость охлаждения расплава при центробежном литье составляла  $v_{\text{охл}} = 10^4$  град/с, а при литье в чугунную изложницу —  $10^2$  град/с.

Таким образом, сопоставляя режимы термовременной обработки расплава и скорости его охлаждения для сплавов разного состава, можно получить обширную информацию о влиянии этих факторов на структуру и свойства закристаллизованных композиций.

Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Neophot-21 и сканирующем электронном микроскопе Quanta-200 с приставкой EDAX. Размер структурных составляющих и объемную долю фаз определяли по стандартным методикам количественного анализа с помощью компьютерных программ в металлургическом комплексе Siam-700. Микротвердость ( $H_v$ ) измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н (погрешность измерения не превышала 10 %). Твер-

<sup>1</sup> Здесь и далее концентрации приведены в мас. %.

Таблица 1

**Режимы термовременной обработки расплава при получении литой Al–Sc-лигатуры ( $v_{\text{охл}} = 10^2$  град/с)**

№ опыта	$C_{\text{Sc}}, \%$	$t_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{л}}, ^\circ\text{C}$	$\tau_1/\tau_2, \text{мин}$
1	0,28	820	145	820	30
2	0,28	1000	325	1000	30
3	0,28	1000	325	820	30/30
4	0,7	820	125	820	30
5	0,7	1000	305	1000	30
6	0,7	1000	305	820	30/30
7	1,9	900	165	900	30
8	1,9	1000	265	1000	30
9	1,9	1000	265	1000	30/30
10	2,8	900	120	900	30
11	2,8	1100	320	1100	30
12	2,8	1100	320	900	30/30

Таблица 2

**Режимы термовременной обработки расплава при получении быстрозакаленной лигатуры Al–1,98%Sc ( $v_{\text{охл}} = 10^4$  град/с)**

№ опыта	$t_{\text{н}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta t, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{л}}, ^\circ\text{C}$	$\tau_1/\tau_2, \text{мин}$
13	900 → 1100	365	1100	30
14	1000	265	1000	30
15	1250	515	1250	30

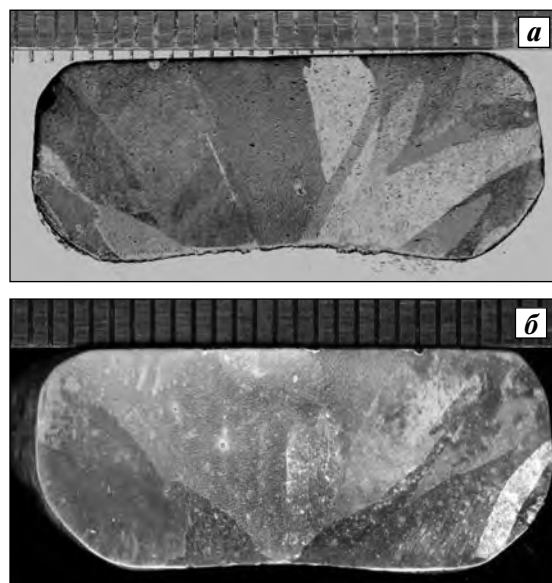
дость по Бринеллю оценивали при нагрузке 250 кг шариком диаметром 10 мм.

После проведения структурного анализа лигатурных сплавов и определения размера зерна и объемной доли алюминидов скандия были взяты два лигатурных сплава одного состава Al–1,9%Sc, приготовленных разными способами литья: обр. 1, отлитый в изложницу (литая лигатура), и обр. 2, полученный центробежным литьем (быстрозакаленная лигатура). С целью сравнительной проверки эффективности использования этих образцов для модифицирования и легирования Al-сплавов скандием была выбрана композиция Al–4,5%Cu, являющаяся основой большинства конструкционных материалов на алюминиевой основе. Количество скандия в ней варьировали в пределах 0,2–0,4 % по аналогии с известными марками промышленных сплавов (1421, 1426, 1970, 1570, 1535, 1545, 1460, 1464 и т.д.).

Плавки проводили под покровным флюсом; ввод лигатур осуществляли при температуре 700 °C; после выдержки и перемешивания жидкие Al–Cu–Sc-сплавы разливали в чугунную изложницу. В полученных отливках на поперечных шлифах после химического травления в реактиве Келлера определяли средний размер зерна и количество избыточных фаз, а также измеряли микротвердость Al-твердого раствора.

## Результаты и их обсуждение

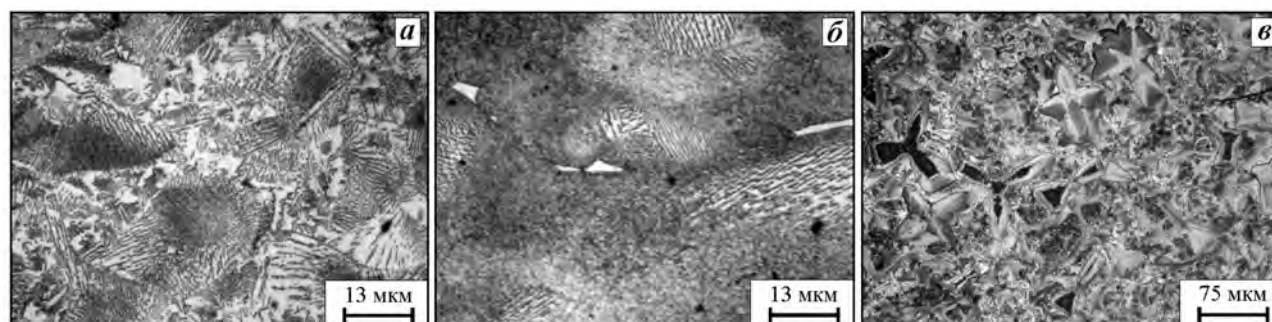
Рассмотрим влияние режимов термовременной обработки расплава на структуру и свойства Al–Sc-сплавов в зависимости от содержания скандия. Сплав Al–0,28%Sc по диаграмме состояний попадает в область Al-твердого раствора, граничащую с двухфазной областью ( $\alpha + \text{Al}_3\text{Sc}$ ) [6]. В слитках, отлитых по всем трем режимам (см. табл. 1, опыты 1–3), образуется столбчатая структура с крупным зерном ~1–2 мм, прорастающим на всю толщину образца (рис. 1). Пограничный состав сплава и близкие значения эвтектической точки  $C_{\text{Sc}} = 0,5 \%$  за счет макроликвации скандия по сечению слитка приводят к тому, что некоторые отдельные зерна имеют эвтектическое строение. Повышенные (относительно величины  $H_v$  чистого Al) значения микротвердости Al-твердого раствора в однофазных зернах ( $H_v = 350$  МПа) свидетельствуют о том,



**Рис. 1.** Макроструктура слитка из сплава Al–0,28%Sc, полученного при разных режимах термовременной обработки расплава

$v_{\text{охл}} = 10^2$  град/с

**а** –  $t_{\text{н}} = t_{\text{л}} = 820$  °C; **б** –  $t_{\text{н}} = 1000$  °C и  $t_{\text{л}} = 820$  °C



**Рис. 2.** Микроструктура сплава Al–0,7%Sc, полученного при разных режимах термовременной обработки расплава  $v_{\text{охл}} = 10^2$  град/с  
**а** –  $t_{\text{н}} = t_{\text{л}} = 820$  °C; **б** –  $t_{\text{н}} = 1000$  °C и  $t_{\text{л}} = 820$  °C; **в** –  $t_{\text{н}} = 1000$  °C → 820 °C и  $t_{\text{л}} = 820$  °C

что в нем присутствует скандий. Твердость сплава этого состава практически не зависит от режимов ТВОР и составляет 24–27 НВ.

Согласно диаграмме состояния сплав Al–0,7%Sc по составу также находится вблизи эвтектической точки (справа в заэвтектической области), поэтому любые, даже незначительные изменения переохлаждения на межфазной границе могут кардинально менять кинетику кристаллизации, вызывая образование структуры эвтектического или заэвтектического типа. Варьируя режимы ТВОР (см. табл. 1, опыты 4–6), были получены оба типа структуры. При  $\Delta t = 125$  °C образовалась типичная для Al–Sc-сплавов пластинчато-стерженьковая эвтектика (рис. 2, а) с величиной  $H_v = 400$  МПа. Увеличение перегрева расплава до 305 °C способствовало ее измельчению и повышению  $H_v$  до 500 МПа (рис. 2, б), а при ступенчатой обработке расплава первично кристаллизующейся фазой являются кристаллы алюминидов скандия размером ~50 мкм (рис. 2, в). Изменение характера кристаллизации отразилось на значениях твердости: например, модифицированная эвтектика с более тонким строением имеет самую высокую твердость — 42 НВ.

Составы сплавов с 1,9 и 2,8 % Sc лежат вдали от эвтектической точки и попадают в заэвтектиче-

скую область, т.е. имеют две структурные составляющие — первичные кристаллы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  и эвтектику ( $\alpha + \text{Al}_3\text{Sc}$ ).

Было установлено, что, меняя величину перегрева расплава и температуру литья, можно варьировать форму, количество и размеры кристаллов в довольно широких пределах. Например, в сплаве Al–1,9%Sc при  $\Delta t = 165$  °C (см. табл. 1, опыт 7) первичные кристаллы формируются в виде кубоидов со средним размером  $d = 40$  мкм (рис. 3, а). Увеличение  $\Delta t$  на 100 °C (опыт 8) изменяет форму роста на дендритную и вдвое уменьшает величину  $d$  (рис. 3, б). Ступенчатый режим ТВОР (опыт 9) усиливает дендритную кристаллизацию (рис. 3, в). Вместо компактных равноосных дендритов образуются крупные кристаллы с развитыми вторичными и третичными ветвями. При этом объемная доля первичной фазы ( $V$ ) возрастает с 13 до 17 % (табл. 3).

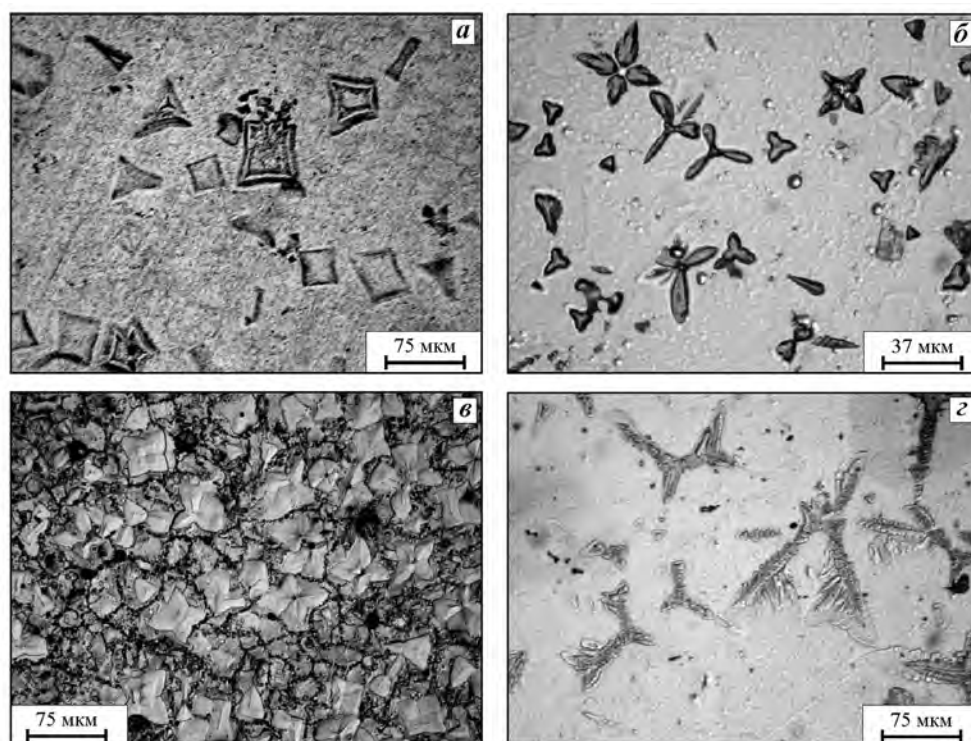
Изменение количества и размеров алюминидов скандия при разных режимах ТВОР определяет разную твердость слитков. Из табл. 3 видно, что чем больше количество и размер дендритов, тем выше значение этой характеристики. Микротвердость эвтектики не зависит от условий кристаллизации и во всех слитках этого состава равна 400–450 МПа.

В сплаве Al–2,8%Sc дендритные формы ро-

Таблица 3

**Структурные параметры и твердость литых литейных сплавов в зависимости от режимов термовременной обработки расплава**

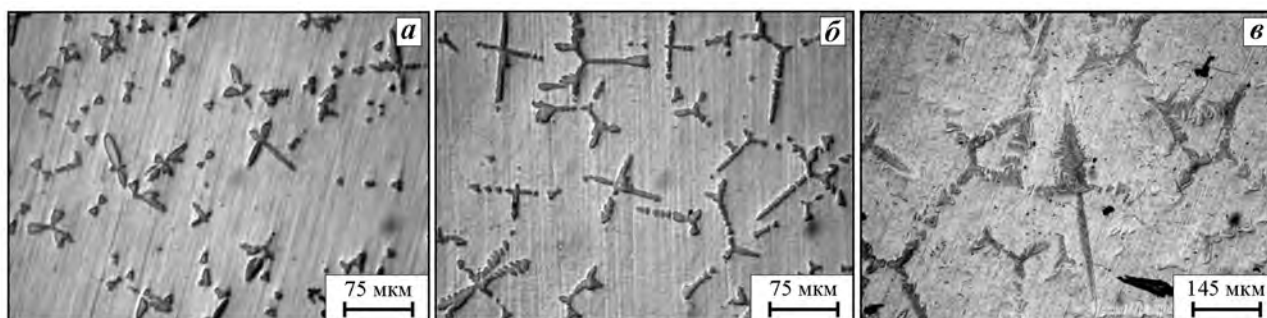
Состав	$\Delta t = 125 \div 165$ °C				$\Delta t = 300 \div 320$ °C				Ступенчатая обработка			
	$V$ , %	$d$ , мкм	$HB \cdot 10^{-1}$ , МПа	$H_{v \text{ эвт}}$ , МПа	$V$ , %	$d$ , мкм	$HB$	$H_{v \text{ эвт}}$ , МПа	$V$ , %	$d$ , мкм	$HB$	$H_{v \text{ эвт}}$ , МПа
Al–1,9%Sc	10	40	32	400	13	20	27	450	17	60	35	400
Al–2,8%Sc	12	20	32	400	15	50	32	450	25	150	44	400



**Рис. 3.** Микроструктура сплава Al–1,9%Sc, полученного при разных режимах термовременной обработки расплава

$v_{\text{охл}} = 10^2$  град/с

**а** –  $t_{\text{н}} = t_{\text{д}} = 900$  °C; **б, в** –  $t_{\text{н}} = 1100$  °C и  $t_{\text{д}} = 900$  °C; **г** –  $t_{\text{н}} = 1100$  °C → 900 °C и  $t_{\text{д}} = 900$  °C



**Рис. 4.** Микроструктура сплава Al–2,8%Sc, полученного при разных режимах термовременной обработки расплава

**а** –  $t_{\text{н}} = t_{\text{д}} = 900$  °C; **б** –  $t_{\text{н}} = 1100$  °C и  $t_{\text{д}} = 900$  °C; **в** –  $t_{\text{н}} = 1100$  °C → 900 °C и  $t_{\text{д}} = 900$  °C

ста алюминидов формируются при всех режимах термовременной обработки расплава (см. табл. 1, опыты 10–12). Тенденции в изменениях формы и размеров дендритов сохраняются, т.е. повышение  $\Delta t$  усиливает разветвленность кристаллов (рис. 4, **а**, **б**), а подстуживание расплава после высокого перегрева  $\Delta t = 325$  °C (ступенчатая ТВОР) увеличивает скорость роста и размеры первичной фазы (см. табл. 3 и рис. 4, **в**). Количество фазы и общая твердость слитков также максимальны при ступенчатой обработке. В сплаве этого состава объемная доля возрастает вдвое, а твердость — в 1,5 раза.

При этом микротвердость эвтектики не меняется и составляет 400–450 МПа.

Таким образом, анализируя влияние термовременной обработки расплава на закономерности кристаллизации Al–Sc-сплавов при  $v = 10^2$  град/с, можно заключить следующее. Повышение перегрева расплава над температурой ликвидуса стимулирует дендритный рост алюминидов скандия, уменьшая их размеры в ~2 раза, а ступенчатая обработка приводит к увеличению скорости роста дендритов, их количества и размеров. Следовательно, для применения в качестве модифициру-

ющей лигатуры целесообразно использовать полученные при высоком перегреве расплава слитки состава Al—1,9%Sc (см. табл. 1, опыт 8), имеющие оптимальное соотношение размера, морфологии и количества алюминидов Sc. На рис. 3, *з* показана структура литой лигатуры Al—1,9%Sc, где четко видно, что зерна  $\alpha$ -твердого раствора формируются вокруг кристаллов  $Al_3Sc$ .

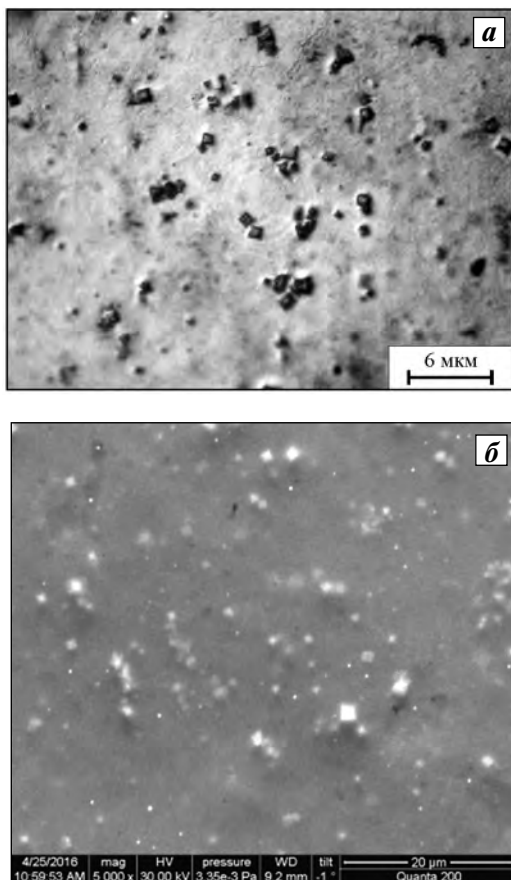
Учитывая, что затравочные свойства алюминидов скандия возрастают с уменьшением их размера, для дальнейшего измельчения структуры в сплаве Al—1,9%Sc была применена быстрая закалка расплава (второй способ литья). Условия получения быстрозакристаллизованных образцов приведены в табл. 2, а их структура показана на рис. 5. Из этих данных видно, что повышение скорости кристаллизации при  $\Delta t = 265\div 365^\circ C$  (табл. 2, опыты 13, 14) приводит к резкому измельчению кристаллов  $Al_3Sc$  до 1,0—1,5 мкм, растущих в виде кубоидов и

равноосных дендритов (см. рис. 5, *а*). Увеличение перегрева до  $515^\circ C$  обуславливает более равномерное распределение алюминидов скандия. Форма роста в виде кубоидов и равноосных дендритов сохраняется, а объемная доля интерметаллидов составляет 12 % при среднем размере кристаллов  $d = 0,8\div 1,0$  мкм (см. рис. 5, *б*). Первично кристаллизующиеся алюминиды скандия оказывают модифицирующий эффект на структурообразование Al-матрицы, способствуя измельчению ее зерна до  $D = 15$  мкм (табл. 4).

Для проверки и сравнения модифицирующей способности лигатурных сплавов, полученных двумя рассмотренными способами литья, были взяты сплавы одного состава Al—1,9%Sc с размерами кристаллов алюминидов скандия  $d = 20$  и  $< 1$  мкм соответственно.

Скандий вводился в сплав Al—4,5%Cu в количестве 0,2 и 0,4 % (табл. 5). На рис. 6 показана структура Al—Cu-сплава до модифицирования и после него. По данным количественного анализа размер зерна незначительно уменьшается, при этом сохраняется дендритный характер роста  $\alpha$ -фазы (рис. 7).

Рисунки 6, *в* и 8, *а* иллюстрируют разный модифицирующий эффект литой и быстрозакаленной лигатур при одном и том же содержании скандия (0,4 %) в сплаве Al—4,5%Cu. Применение быстрозакаленной лигатуры дает дополнительный эффект измельчения зерна в 5 раз до  $D = 100$  мкм и



**Рис. 5.** Структура быстрозакаленной лигатуры Al—1,9%Sc при разных режимах термовременной обработки расплава  
 $v_{\text{охл}} = 10^4$  град/с  
*а* —  $\Delta t = 265^\circ C$  (оптический микроскоп)  
*б* —  $\Delta t = 515^\circ C$  (сканирующий электронный микроскоп)

**Таблица 4**  
**Структурные параметры лигатуры Al—1,98%Sc, полученной разными способами**

Лигатура	$D$ , мкм	$d$ , мкм	$V$ , %
После электролиза	60	10	4
Литая	50	20	13
Быстрозакаленная	15	0,8—1,5	12

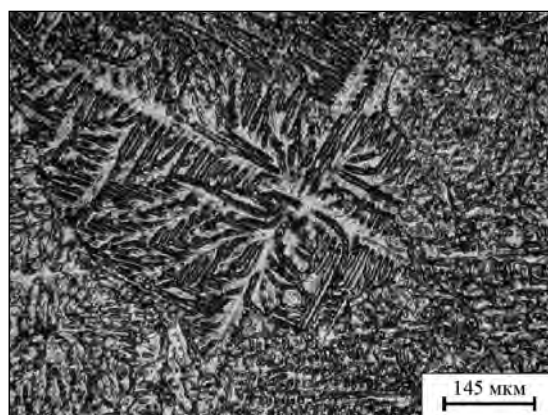
**Таблица 5**  
**Влияние типа лигатуры Al—1,98%Sc и количества Sc на размер зерна в сплаве Al—4,5%Cu**

Лигатура	$C_{Sc}$ , %	$D$ , мкм	$H_v$ Al-тв. р-ра, МПа
Литая	0,2	650	450
Литая	0,4	550	550
Быстрозакаленная	0,4	100	450
После электролиза	0,2	1000	500



**Рис. 6.** Макроструктура слитков из сплава Al–4,5%Cu до (а) и после введения 0,2 % Sc (б) и 0,4 % Sc (в) с помощью литой лигатуры

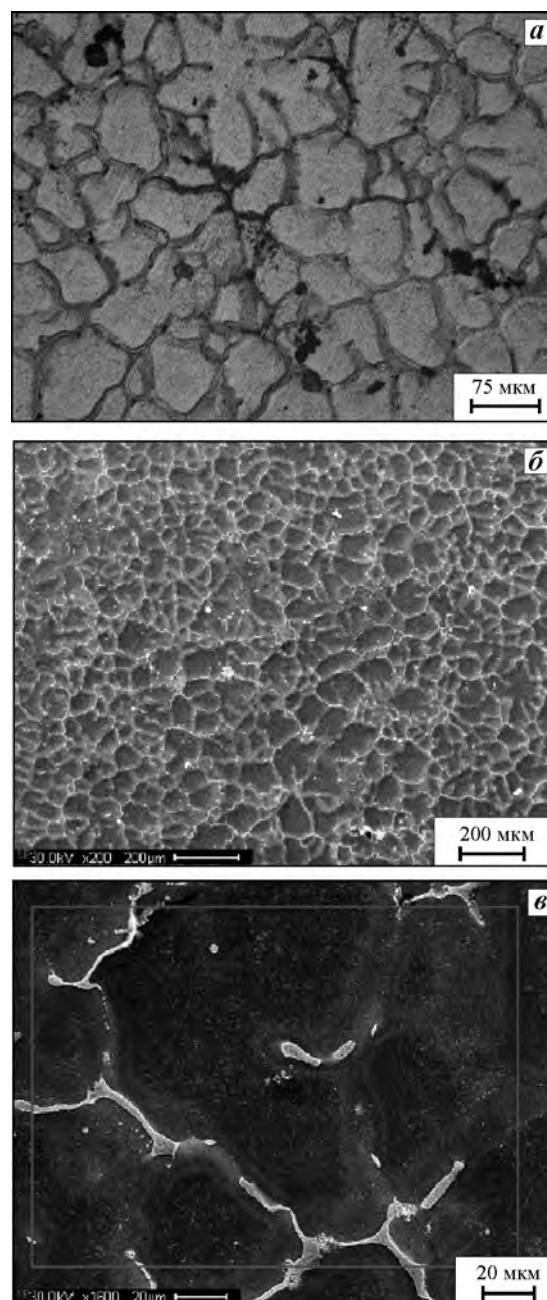
Цена деления линейки – 1 мм



**Рис. 7.** Микроструктура дендритного зерна слитка Al–4,5%Cu–0,4%Sc

практически подавляет дендритную кристаллизацию (см. рис. 8, б).

Отсутствие избыточных первичных фаз свидетельствует о полном растворении лигатур в ма-



**Рис. 8.** Микроструктура сплава Al–4,5%Cu после введения 0,4 % Sc с помощью быстрозакаленной лигатуры

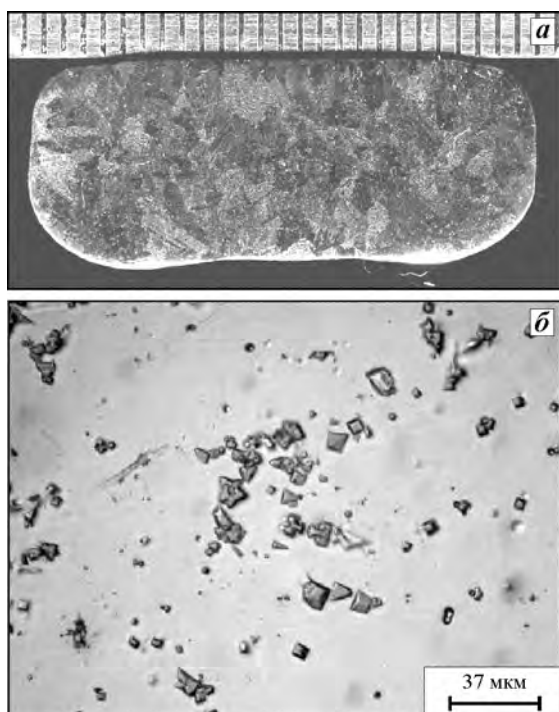
а – оптический микроскоп;

б, в – сканирующий электронный микроскоп

тричном расплаве и образовании пересыщенного скандием Al-твердого раствора с микротвердостью 450–650 МПа, по границам которого ликвационным путем образуется многофазная эвтектика Al–Al<sub>2</sub>Cu–Al<sub>3</sub>Sc (см. рис. 8, а, в).

Представляло интерес сравнить модифицирующее действие литой лигатуры и лигатурного





**Рис. 9.** Макроструктура слитка из сплава Al—4,5%Cu после введения 0,4 % Sc с помощью лигатуры, синтезированной электролизом (а), и структура лигатуры (б)

а — цена деления линейки — 1 мм

сплава того же состава, полученного электролизом (рис. 6, в и 9, а). Структура лигатуры приведена на рис. 9, б. Размер алюминидов скандия  $d = 10$  мкм, форма роста — кубоиды. После введения 0,2 % Sc в сплав Al—4,5%Cu наблюдались объемная кристаллизация и дендритная структура со средним размером зерна  $D = 1000$  мкм (см. рис. 9, а). Следовательно, несмотря на меньший в  $\sim 2$  раза размер кристаллов  $Al_3Sc$  (по сравнению с литой лигатурой), данный сплав из-за малого количества алюминидов дает меньший модифицирующий эффект.

## Заключение

Полученные в работе результаты по влиянию условий кристаллизации и состава Al—Sc-сплавов на закономерности их структурообразования хорошо согласуются и находят объяснения в рамках известных положений о микронеоднородном строении Al—Sc-расплавов [8, 12] и установленных ранее структурных особенностей данных материалов [14, 15]. Как показано в [12], при исследовании температурных зависимостей вязкости и

удельного электросопротивления было установлено наличие гистерезиса на кривых нагрева и охлаждения, свидетельствующее о необратимости переходов в жидкой фазе из метастабильного микрогетерогенного состояния в состояние истинного раствора.

Для рассмотренных в данной работе заэвтектических расплавов область микрогетерогенности попадает в интервал перегревов выше температур ликвидуса  $\Delta t > 450$  °C, т.е. режим термовременной обработки расплава при  $\Delta t = 300 \div 320$  °C находится в метастабильной области вблизи температуры гомогенизации. Как показано в работах [10, 11], для сплавов систем Al—Ti и Al—Zr при таких значениях  $\Delta t$  наблюдается спонтанное диспергирование структурных составляющих жидких сплавов, результатом которого являются увеличение числа зародышевых центров и измельчение первично кристаллизующихся алюминидов  $Al_3Ti$  и  $Al_3Zr$ . По аналогии с этими данными можно объяснить рост объемной доли и уменьшение размеров алюминидов скандия при высокотемпературной обработке расплава.

Указанный эффект усиливается при высоких скоростях охлаждения расплавов, что наглядно иллюстрируется структурой быстрозакаленного сплава Al—1,9%Sc при  $\Delta t = 500$  °C, в котором средний размер кристаллов  $Al_3Sc$  составляет  $< 1$  мкм. Модифицирующая способность Al—Sc-лигатур обусловлена наличием фазы  $Al_3Sc$ , входящей в состав эвтектики и/или кристаллизующейся в виде первичных кристаллов, имеющих кубическую кристаллическую решетку структурного типа L12, параметр которой близок к параметру решетки Al. Благодаря такому структурно-размерному соответствию скандий является одним из наиболее эффективных модификаторов алюминиевых сплавов [15]. Разная модифицирующая способность одинаковых по содержанию скандия лигатурных сплавов может быть связана только с морфологическими и размерными характеристиками кристаллов алюминидов, которые, как следует из представленных результатов, можно менять в довольно широких пределах.

Выбранные для функциональной оценки три типа лигатуры (после электролиза, литая и быстрозакаленная) отличались размером кристаллов, объемной долей и формой роста. Наибольший эффект измельчения структуры сплава Al—4,5%Cu—0,4%Sc был получен при использовании быстрозакаленной лигатуры, в которой кристаллы  $Al_3Sc$



в основном имели форму равноосных дендритов и наименьший размер, что обеспечивало их хорошую смачиваемость и быстрое растворение в Al—Cu-расплаве. За счет этих характеристик при температуре ввода лигатуры 700 °С в расплаве формируется максимально возможное для данной концентрации Sc число активных центров кристаллизации, что приводит к образованию преимущественно субдендритной структуры с размером зерна не более 100 мкм.

Независимо от типа лигатуры в Al—Cu-сплаве, легированном скандием, образуется пересыщенный  $\alpha$ -твердый раствор повышенной твердости (450—550 МПа), по границам зерен которого формируется многофазная эвтектика  $\text{Al} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_3\text{Sc}$ .

Таким образом, измельчение структуры Al—Cu—Sc-сплава сопровождается образованием пересыщенного скандием  $\alpha$ -твердого раствора, распад которого при термической обработке материала обуславливает его сильное упрочнение за счет образования дисперсных вторичных выделений фазы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  [14].

*Работа выполнена при финансовой поддержке  
Министерства образования и науки РФ  
(соглашение № 14.607.21.0042,  
уникальный идентификатор RFMEFI60714X0042).*

## Литература

1. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием // Цвет. металлы. 1983. No. 12. С. 96—99.
2. Елагин В.И., Захаров В.В., Филатов Ю.А. Некоторые металловедческие принципы легирования, технологии производства и термической обработки алюминиевых сплавов, легированных скандием // Технол. легких сплавов. 1989. No. 9. С. 27—34.
3. Филатов Ю.А. Деформируемые сплавы на основе системы Al—Mg—Sc // МиТОМ. 1996. No. 6. С. 33—36.
4. Захаров В.В., Ростова Т.Д. Высокопрочный свариваемый сплав 1970 на основе системы Al—Zn—Mg // МиТОМ. 2005. No. 4. С. 10—17.
5. Елагин В.И., Захаров В.В., Филатов Ю.А., Ростова Т.Д. Разработка перспективных алюминиевых сплавов, легированных скандием // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: Физматлит, 2006. С. 181—193.
6. Захаров В.В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов // МиТОМ. 2003. No. 7. С. 7—14.

7. Напалков В.И., Махов С.В., Попов Д.А. Производство лигатур для алюминиевых сплавов // МиТОМ. 2011. No. 10. С. 18—24.
8. Бродова И.Г., Попель П.С., Барбин Н.М., Ватолин Н.А. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 2005.
9. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах. М.: Машиностроение-1, 2005.
10. Бродова И.Г., Поленц И.В., Есин В.О., Лобов Е.М. Закономерности формирования литой структуры переохлажденных Al—Ti-сплавов // ФММ. 1992. No. 1. С. 84—89.
11. Бродова И.Г., Поленц И.В., Попель П.С. Роль структуры лигатурных сплавов при модифицировании алюминиевых сплавов цирконием // ФММ. 1993. Т. 76. No. 5. С. 123—131.
12. Голубев С.В., Коржавина О.А., Попель П.С., Кононенко В.И., Бродова И.Г., Поленц И.В., Шубина Т.Б. Влияние вязкости и электросопротивления на структурное состояние расплавов Al—Sc и строение литого металла // Металлы. 1991. No. 1. С. 46—51.
13. Shtefanyuk Yu., Mann V., Pingin V., Vinogradov D., Zaitkov Yu., Tkacheva O., Nikolaev A., Suzdal'tsev A. Production of Al—Sc alloy by electrolysis of cryolite-scandium oxide melts // Light Metals. 2015. P. 589—593.
14. Захаров В.В. Кинетика распада твердого раствора скандия в алюминии в двойных сплавах Al—Sc // МиТОМ. 2015. No. 7. С. 44—48.
15. Захаров В.В. Особенности кристаллизации алюминиевых сплавов, легированных скандием // МиТОМ. 2011. No. 9. С. 12—18.

## References

1. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Perspektivy legirovaniya aluminievych splovov scandiem [Prospects of alloying aluminum alloy with scandium]. *Tsvet. metall.* 1983. No. 12. P. 96—99.
2. Elagin V.I., Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Nekotorye metallovvedcheskie prinzipy legirovaniya, technologii proizvodstva i termicheskoi obrabotki aluminievych splovov, legirovannyh scandiem [Some material science principles of alloying, production technology and heat treatment of aluminum alloys doped with scandium]. *Technologiya legkih splovov.* 1989. No. 9. P. 27—34.
3. Filatov Yu.A. Deformiruemye splavy na osnove sistemy Al—Mg—Sc [Strained alloys based on the Al—Mg—Sc system]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov.* 1996. No. 6. P. 33—36.
4. Zakharov V.V., Rostova T.D. Vysokoprochnui svarivae-

- myi splav 1970 na osnove systemy Al—Zn—Mg [High-strength weldable alloy 1970 on the basis of the Al—Zn—Mg system]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*. 2005. No. 4. P. 10—17.
5. Elagin V.I., Zakharov V.V., Filatov Yu.A., Rostov T.D. Razrabotka perspektivnyh aluminievych splavov, legirovannyh scandiem [Developing advanced aluminum alloys doped with scandium]. In: *Perspektivnye tehnologii legkih i special'nyh splavov* [Advanced technologies of light and special alloys]. Moscow: Fizmatlit, 2006. P. 181—193.
  6. Zakharov V.V. Vliyanie scandia na strukturu i svoystva aluminievych splavov [Effect of scandium on structure and properties of aluminum alloys]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*. 2003. No. 7. P. 7—14.
  7. Napalkov V.I., Makhov S.V., Popov D.A. Proizvodstvo ligatur dlya aluminievych splavov [Production of master alloys for aluminum alloys]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*. 2011. No. 10. P. 18—24.
  8. Brodova I.G., Popel P.S., Barbin N.M., Vatolin N.A. Ishodnye rasplavy kak osnova formirovaniya struktury i svoystv aluminievych splavov [Initial melt as the basis for formation of structure and properties of aluminum alloys]. Ekaterinburg: Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 2005.
  9. Nikitin V.I., Nikitin K.V. Nasledstvennost' v lityh splavah. [Heredity in cast alloys.]. Moscow: Mashinostroyeniye-1, 2005.
  10. Brodova I.G., Polenz I.V., Esin V.O., Lobov E.M. Zakonomernosti formirovaniya litoi struktury pereohlazhden-nyh Al—Ti splavov [Regularities of formation of the cast structure of supercooled Al—Ti alloys]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1992. No. 1. P. 84—89.
  11. Brodova I.G., Polenz I.V., Popel P.S. Rol' struktury ligaturnykh splavov pri modifitsirovani aluminievych splavov zirkoniem [A contribution of master alloys structure during modification of aluminum alloys with zirconium]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1993. Vol. 76. No. 5. P. 123—131.
  12. Golubev S.V., Korzhavina O.A., Popel P.C., Kononenko V.I., Brodova I.G., Polenz I.V., Shubin T.B. Vliyanie vyaskosti i electrosoprotivleniya na strukturnoe sostoyanie rasplavov Al—Sc i stroenie litogo metalla [Effects of viscosity and electrical resistivity on the structural state of Al—Sc melts and structure of cast metal]. *Metally*. 1991. No. 1. P. 46—51.
  13. Shtefanyuk Yu., Mann V., Pingin V., Vinogradov D., Zaikov Yu., Tkacheva O., Nikolaev A., Suzdaltsev A. Production of Al—Sc alloy by electrolysis of cryolite-scandium oxide melts. *Light Metals*. 2015. P. 589—593.
  14. Zakharov V.V. Kinetika raspada tverdogo rastvora scandiya v aluminii v dvoynykh splavah Al—Sc [Decomposition kinetics of solid solution of scandium in aluminum in binary alloys Al—Sc]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*. 2015. No. 7. P. 44—48.
  15. Zakharov V.V. Osobennosti kristallizatsii aluminievych splavov, legirovannyh scandiem [Crystallisation features of aluminum alloys doped with scandium]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov*. 2011. No. 9. P. 12—18.