УДК: 669.715 DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-5-61-68

ВЛИЯНИЕ СКАНДИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И УПРОЧНЕНИЕ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Ca–Si

© 2016 г. **Н.А. Белов, Е.А. Наумова, В.В. Дорошенко, Т.А. Базлова**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н.Э. Баумана

Статья поступила в редакцию 18.04.15 г., доработана 29.06.15 г., подписана в печать 06.07.15 г.

С использованием расчетных (Thermo-Calc) и экспериментальных (оптическая и электронная сканирующая микроскопия, микрорентгеноспектральный анализ) методов изучен фазовый состав системы Al–Ca–Si–Sc в области алюминиевых сплавов. Исследовано влияние отжига в диапазоне до 550 °С на структуру и твердость сплавов, содержащих 0,3 % Sc. Показано, что максимум упрочнения, обусловленного выделением наночастиц фазы Al_3Sc ($L1_2$), достигается после отжига при температурах 300–350 °С в сплавах, попадающих в фазовую область (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca ((Al) – твердый раствор на основе алюминия). В сплавах данной области скандий полностью входит в состав (Al), а концентрация кремния в нем минимальна. С другой стороны, в сплавах из фазовой области (Al) + (Si) + Al_2Si_2Ca упрочнение практически отсутствует. Обоснована принципиальная возможность создания литейных сплавов на базе эвтектики (Al) + Al_4Ca + + Al_2Si_2Ca, упрочняемых без закалки.

Ключевые слова: система Al–Ca–Si–Sc, скандий, МРСА (РСМА), фазовый состав, кальций, эвтектика, наночастицы Al_3Sc, упрочнение.

Белов Н.А. – докт. техн. наук, профессор кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ) НИТУ «МИСиС», зам. директора Инжинирингового центра «Литейные технологии и материалы» (ИЦ «ЛТМ») НИТУ «МИСиС» (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Наумова Е.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры материаловедения МГТУ им. Н.Э. Баумана (105005, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1). E-mail: jan73@mail.ru.

Дорошенко В.В. – магистрант кафедры ЛТиХОМ, инженер ИЦ «ЛТМ» НИТУ «МИСиС». E-mail: v.doroshenko@mail.ru.

Базлова Т.А. – канд. техн. наук, доцент кафедры ЛТиХОМ НИТУ «МИСиС». E-mail: tbazlova@mail.ru.

Для цитирования: *Белов Н.А., Наумова Е.А., Дорошенко В.В., Базлова Т.А.* Влияние скандия на фазовый состав и упрочнение литейных алюминиевых сплавов системы Al–Ca–Si // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 5. С. 61–68. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-5-61-68.

Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Bazlova T.A.

Effect of scandium on phase composition and hardening of Al–Ca–Si system casting aluminum alloys

The paper uses calculation (Thermo-Calc) and experimental (optical and electron scanning microscopy, electron microprobe analysis) methods and studies phase composition of the system Al–Ca–Si–Sc in the region of aluminum alloys. It studies the effect of annealing in the range of up to 550 °C on the structure and hardness of alloys containing 0,3 % of Sc. The study demonstrates that maximum hardening due to release of Al_3Sc ($L1_2$) phase nanoparticles is achieved after annealing at temperatures of 300–350 °C in alloys falling within the phase region (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca ((Al) – solid aluminum-based solution). Scandium enters the (Al) composition in alloys of this region in full, and silicon concentration in such composition is minimal. On the other hand, hardening effect in alloys of the (Al) + (Si) + Al_2Si_2Ca phase region is near-zero. The study substantiates fundamental possibility of creating (Al) + Al_4Ca + + Al_2Si_2Ca eutectic-based cast alloys, which can be hardened without quenching.

Keywords: Al–Ca–Si–Sc system, scandium, EMPA, phase composition, calcium, eutectic, Al_3Sc nanoparticles, hardening.

Belov N.A. – Dr. Sci. (Eng.), professor of the Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), deputy director of the Engineering Centre «Foundry technologies and materials», National University of Science and Technology «MISIS» (NUST «MISIS») (119049, Russia, Moscow, Leninskii pr., 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Naumova E.A. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of materials, Bauman Moscow State Technical University (105005, Russia, Moscow, 2-nd Bauman str., 5/1). E-mail: jan73@mail.ru.

Doroshenko V.V. – master's degree student, Department of FT&MAW, NUST «MISIS», engineer of the Engineering Centre «Foundry technologies and materials», NUST «MISIS». E-mail: v.doroshenko@mail.ru.

Bazlova T.A. – Cand. Sci. (Eng.), associate prof., Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: tbazlova@mail.ru.

Citation: *Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Bazlova T.A.* Vliyanie skandiya na fazovyi sostav i uprochnenie liteinykh alyuminievykh splavov sistemy Al–Ca–Si. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 5. P. 61–68. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-5-61-68.

Введение

Одной из наиболее перспективных добавок в алюминиевые сплавы в последнее время считают скандий. Его введение в количестве 0,2—0,3 % позволяет добиться заметного упрочнения за счет выделения дисперсных частиц фазы Al_3Sc ($L1_2$) размером менее 10 нм [1, 2]. Наночастицы Al_3Sc формируются при отжиге (или технологическом нагреве) литой заготовки (слитка или отливки) в процессе распада пересыщенного алюминиевого твердого раствора (далее (Al)). Среди сплавов с добавкой скандия наибольшее применение получили деформируемые магналии [3—7]. Несмотря на высокую стоимость скандия, его использование в алюминиевых сплавах нового поколения считается весьма перспективным [2].

Известно, что в марочных литейных сплавах добавка скандия не дает такого же упрочняющего эффекта, как в деформируемых. Прежде всего, это относится к силуминам, на долю которых приходится наибольшая часть общего производства отливок из алюминиевых сплавов [8, 9]. Это обусловлено тем, что кремний, связывая скандий в тройное соединение $AlSc_2Si_2$, существенно снижает его растворимость в (Al) [1]. Следствием этого является невозможность формирования при отжиге достаточного количества упрочняющих наночастиц фазы Al_3Sc.

Поскольку литейные сплавы должны содержать достаточное количество эвтектики, мы предлагаем рассмотреть другой эвтектико-образующий элемент, который, в отличие от кремния, не снижает упрочняющий эффект от распада пересыщенного скандием (Al). Этим элементом, по нашему мнению, является кальций, так как в системе Al—Ca имеется эвтектическая реакция $L \rightarrow (Al) + Al_4Ca$ при содержании кальция 7,6 % и температуре 617 °C [10].

Эвтектика (Al) + Al_4Ca значительно дисперснее эвтектики (Al) + Si, поэтому целесообразно использовать ее как основу для новых литейных алюминиевых сплавов, например Al—Ca—Zn—Mg [11, 12], Al—Ca—Sc [13] и Al—Ca—Sc—Mg [14].

По предварительным результатам наших исследований добавка скандия в эвтектический сплав Al—Ca позволяет добиться такого же уровня упрочнения, как и в двойных сплавах Al—Sc. С другой стороны, в силуминах скандий не проявляет заметного упрочняющего эффекта [1], а кальций, как правило, рассматривается как вредная примесь [9]. Исходя из сказанного мы считаем, что изучение структуры, фазового состава и упрочнения сплавов системы Al—Ca—Si—Sc является необходимым условием для установления оптимальных концентраций легирующих элементов в литейных алюминиевых сплавах нового поколения.

Согласно [10], в тройной системе Al—Ca—Si имеется соединение Al_2Si_2Ca, которое участвует в трех эвтектических реакциях при t = 637, 612 и 577 °C. А поскольку данных по фазовому составу и свойствам сплавов четверной системы Al—Ca—Si—Sc в справочных изданиях не обнаружено, мы определили основные цели данной работы:

1) с использованием экспериментальных и расчетных методов изучить фазовый состав и структуру сплавов системы Al—Ca—Si—Sc в области, богатой алюминием;

2) оценить раздельное и совместное влияние кальция и кремния на дисперсионное твердение (Al) при отжиге отливок за счет формирования наночастиц фазы Al_3Sc.

Экспериментальные методики

Для экспериментального изучения были приготовлены 7 сплавов системы Al—Ca—Si—Sc, содержащих 0,3 % Sc (табл. 1). Плавку осуществляли в электропечи сопротивления фирмы LAC (Чехия) в графитошамотных тиглях. Все сплавы (масса шихты составляла 1 кг) готовили на основе алюминия высокой чистоты А99 (ГОСТ 11069-2001). Кальций и скандий вводили в алюминиевый расплав в виде лигатур на основе алюминия (Al—18%Ca и Al—2%Sc соответственно), а кремний — в чистом виде (Кр0, ГОСТ2169-69). Разливку осуществля-

Таблица 1
Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация, мас.%*		
	Ca	Si	Sc
1	–	–	0,33
2	–	7,2	0,28
3	7,5	–	0,29
4	6,0	0,74	0,29
5	4,4	4,5	0,29
6	3,3	14,8	0,27
7	9,9	4,8	0,30

*Содержание примесей не превышает 0,01 %.

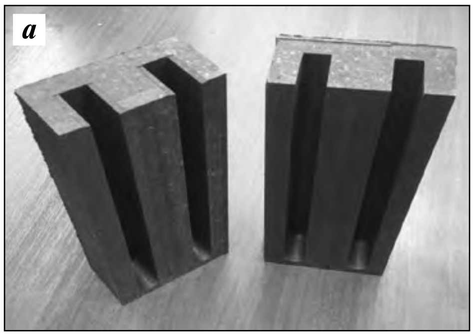

Рис. 1. Внешний вид графитовой формы (***а***) и отливок сплава (***б***)

ли в графитовую форму (рис. 1, *а*) при t = 730÷÷740 °C, получая плоские отливки с размерами 15 × 30 × 180 мм (рис. 1, *б*). Скорость охлаждения при кристаллизации составляла около 10 °C/с. Из полученных отливок вырезали образцы, которые и были объектом исследования.

Термообработку образцов проводили в муфельных электрических печах SNOL 8,2/1100 и SNOL 58/350 с точностью поддержания температуры около 3 °C. Температуру измеряли с помощью хромель-алюмелевой термопары. Использовали многоступенчатые режимы отжига в интервале температур от 200 до 550 °C с шагом 50 °C и 3-часовой выдержкой на каждой ступени (табл. 2). После каждой ступени отжига осуществляли закалку в воде. Выбор ступенчатых режимов был обусловлен решением провести на одном образце все исследования, связанные с изучением влияния температуры нагрева. Такой способ показал хорошее сочетание информативности и экономичности именно применительно к Al-сплавам, упрочняемым за счет наночастиц фазы L12 [15].

Для приготовления шлифов применяли как механическую полировку (с последующим травлением реактивом Келлера), так и электролитическую. Последнюю проводили при напряжении 12 В в электролите, состав которого приведен в [11]. Первичный анализ микроструктуры образцов осуществляли на оптическом микроскопе (ОМ) «Olympus GX51» (Япония), а детальные металлографические исследования — на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) «Tescan Vega 3» (Чехия). Микроскоп «Tescan», укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства «Oxford Instruments» (Великобритания) и программным обеспечением «Aztec», также использовали для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА/РСМА).

Таблица 2
Режимы отжига отливок экспериментальных сплавов

Обозначение	Режим отжига
S20	Без отжига (литое состояние)
S200	200 °C, 3 ч
S250	S200 + 250 °C, 3 ч
S300	S250 + 300 C, 3 ч
S350	S300 + 350 °C, 3 ч
S400	S350 + 400 °C, 3 ч
S450	S400 + 450 C, 3 ч
S500	S450 + 500 °C, 3 ч
S550	S500 + 550 °C, 3 ч

Твердость измеряли по Бринеллю (согласно ГОСТ 9012-59) на твердомере «WilsonWolpert 930N» (Китай) при следующих параметрах: шарик — 2,5 мм, нагрузка — 306 Н, время выдержки — 30 с.

Для расчета фазового состава системы Al—Ca—Si—Sc применяли программу «Thermo-Calc» (база данных TTAL5) [9].

Результаты и их обсуждение

Обоснование выбора составов экспериментальных сплавов (см. табл. 1) приведено ниже. Первый сплав, содержащий только добавку скандия и хорошо изученный [16, 17], выполнял функцию эталона. Второй и третий сплавы содержали эвтектические концентрации кремния (11 %) и кальция (7,6 %) согласно диаграммам Al—Si и Al—Ca [10]. Концентрации Ca и Si в четверных сплавах выбирали на основе расчета поверхности ликвидуса тройной диаграммы Al—Ca—Si (рис. 2). Сплав *4* (его состав предполагался оптимальным) находится вблизи точки тройной эвтектики (*E* на рис. 2),

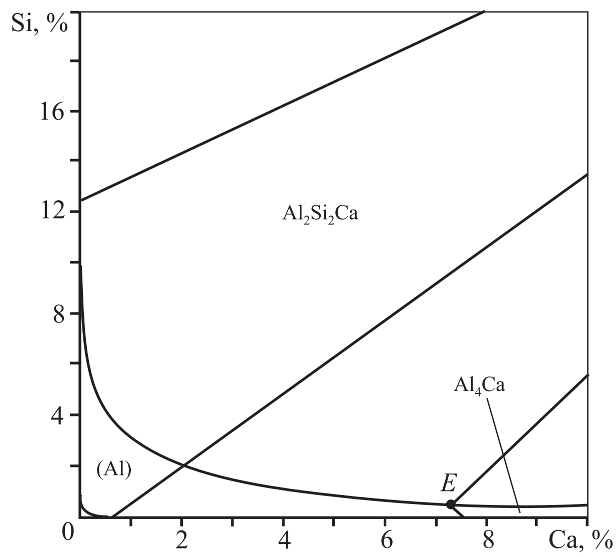

Рис. 2. Границы поверхностей ликвидуса и солидуса диаграммы Al–Ca–Si

которая отвечает реакции $L \rightarrow$ (Al) + Al_4Ca + + Al_2Si_2Ca. Составы сплавов 5—7 находятся в областях, где заведомо должны присутствовать первичные кристаллы фазы Al_2Si_2Ca.

Особенностью диаграммы Al—Ca—Si является обширная область первичной кристаллизации соединения Al_2Si_2Ca (рис. 2). При этом добавка третьего элемента в двойные сплавы резко повышает температуру ликвидуса (t_L). В качестве примера на рис. 3 показан политермический разрез, рассчитанный при 4 % Ca и 0,3 % Sc. Видно, что первичные кристаллы тройного соединения должны образовываться при концентрации кремния <2 %, а при 6 % Si значение t_L составляет ~800 °C. Из рис. 3 также следует, что при концентрации кремния примерно до 5 % сплавы (данного разреза) должны заканчивать кристаллизацию при t = 612 °C, что совпадает с температурой тройной эвтектики $L \rightarrow$ (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca [10].

Предварительные исследования показали, что добавка 0,3 % Sc в сплавы Al—Si и Al—Ca практически не отражается на морфологии эвтектики. Как видно из рис. 4, Ca-содержащая эвтектика существенно дисперснее, чем алюминиево-кремниевая. При этом тройная эвтектика (Al) + Al_4Ca + + Al_2Si_2Ca имеет еще более дисперсное строение (рис. 5). Следует отметить, что в сплавах *3* и *4* первичные кристаллы Sc-содержащей фазы не обнаруживаются, а в сплаве *2* они выявляются (методом СЭМ) в виде небольших (2—5 мкм) многогранников. В заэвтектических сплавах *5*—*7*, как и следует из рис. 2, первичные кристаллы соединения Al_2Si_2Ca присутствуют в значительном количестве. На фотографиях, сделанных с помощью оптического микроскопа, они четко выделяются на фоне эвтектики (рис. 6).

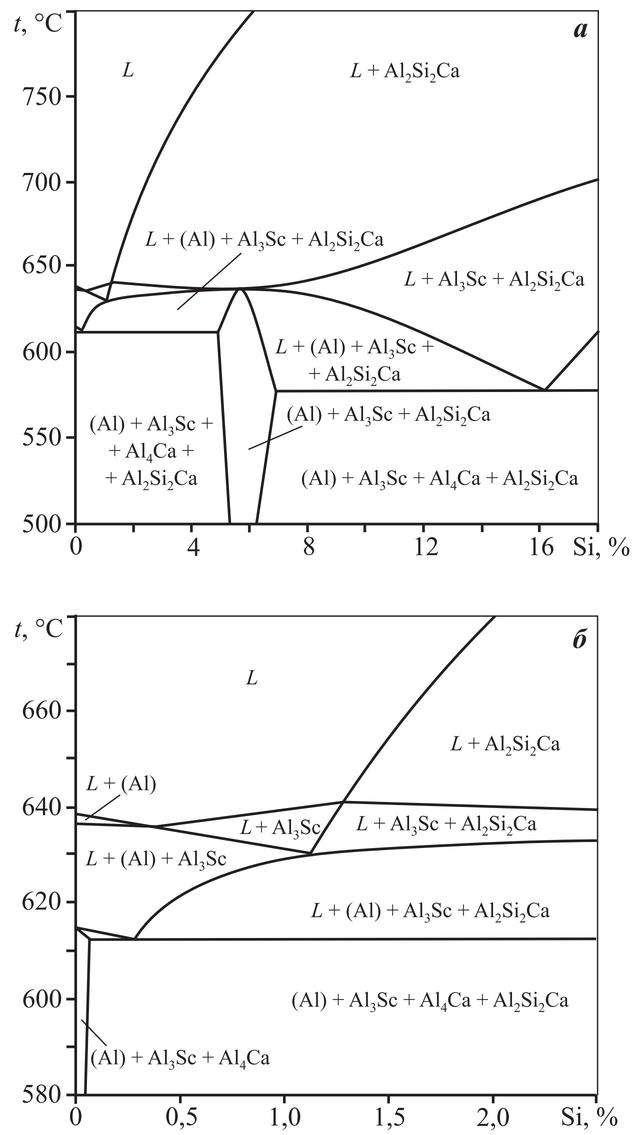

Рис. 3. Политермический разрез системы Al–Ca–Si–Sc при 4 % Ca и 0,3 % Sc
а – участок до 18 % Si; ***б*** – участок до 2,5 % Si

Изучение фазового состава экспериментальных сплавов методом МРСА (РСМА) позволяет определить концентрации всех элементов в отдельных частицах и эвтектических колониях. Анализ состава первичных кристаллов в сплавах *5*—*7* (см. рис. 6) подтверждает их соответствие соединению Al_2Si_2Ca (табл. 3). На примере сплава *6* в табл. 3 приведены концентрации элементов в первичных кристаллах тройного соединения и (Al). Следует отметить, что в двойном сплаве с такой же

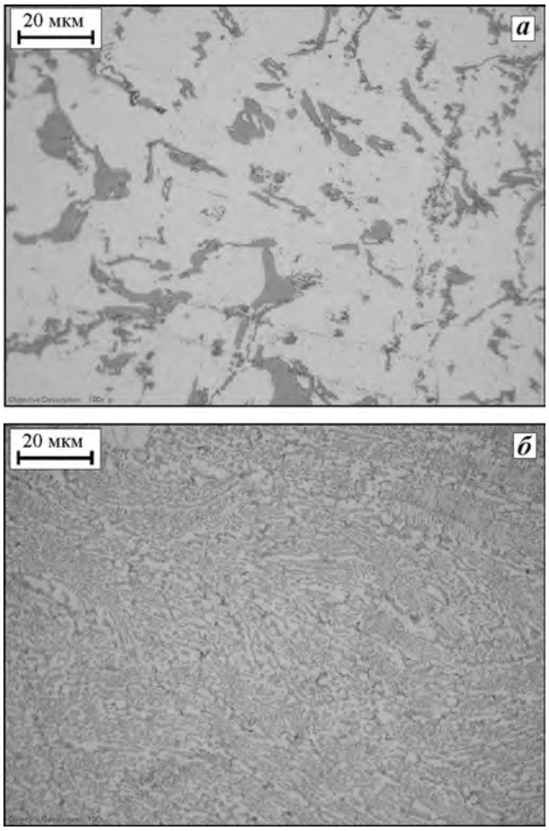

Рис. 4. Микроструктура литых сплавов *2* (***а***) и *3* (***б***) (см. табл. 1) на основе двойных эвтектик (ОМ)

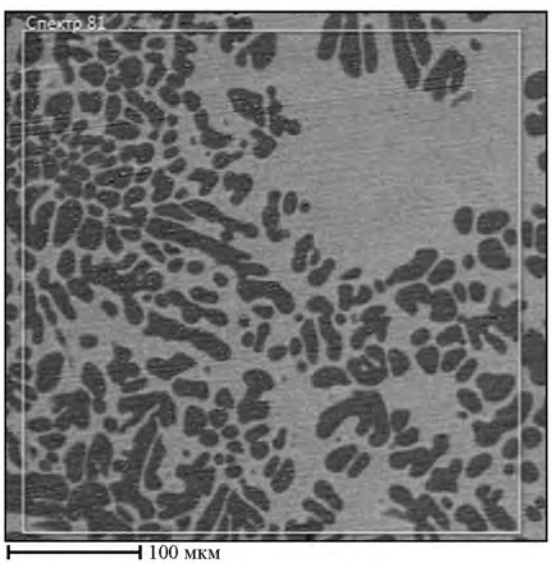

Рис. 5. Микроструктура сплава *4* на основе тройной эвтектики (СЭМ)

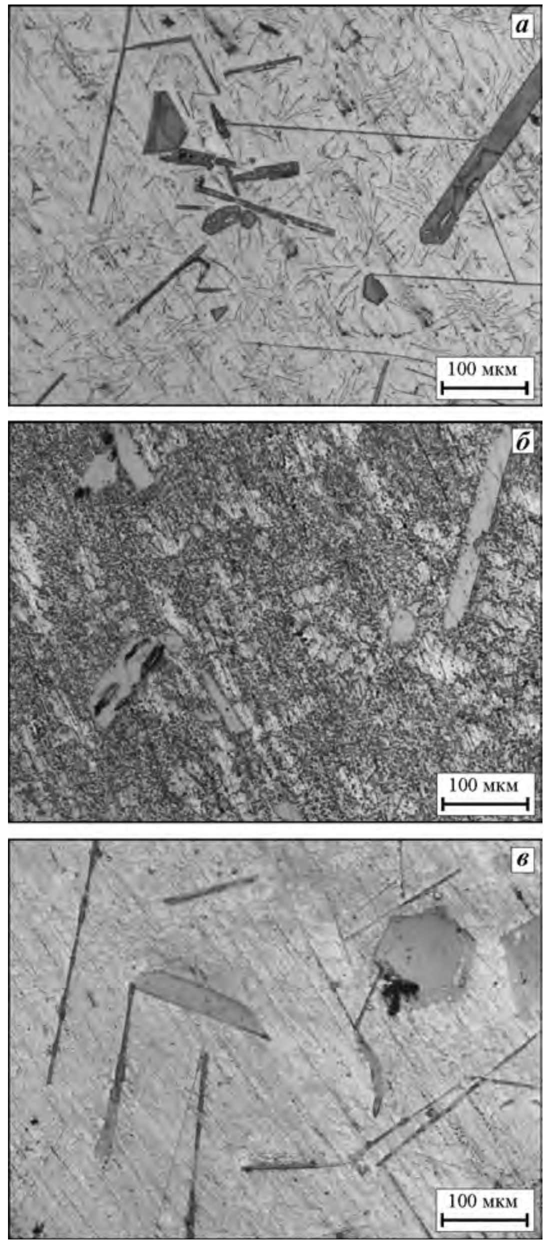

Рис. 6. Первичные кристаллы фазы Al_2Si_2Ca в сплавах *5* (***а***), *6* (***б***) и *7* (***в***) (ОМ)

концентрацией кремния должны присутствовать первичные кристаллы фазы (Si) [9].

Анализ состава эвтектики в заэвтектическом сплаве *7* показывает, что она содержит ~7,8 % Ca и ~0,7 % Si. При этом концентрация скандия в эвтектике почти совпадает с его концентрацией в сплаве (см. табл. 1). Близкие концентрации компонентов имеет и эвтектика в сплаве *4* (см. рис. 5, табл. 4). Экспериментально определенные концентрации кальция и кремния согласуются с данными [10] для эвтектики $L \rightarrow$ (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca тройной системы: 7—8 % Ca и 0,8—1,1 % Si. Подобные значения дает и расчет в программе «Thermo-Calc»: 7,2 % Ca и 0,5 % Si (см. рис. 2).

Для оценки упрочнения экспериментальных сплавов за счет дисперсионного твердения анализировали кривые зависимости твердости от

Таблица 3
Состав первичных кристаллов фазы Al_2Si_2Ca и алюминиевого твердого раствора в сплаве *6*

Номер участка	Концентрация, мас.%				Фаза
	Al	Si	Ca	Sc	
1	38,92	34,67	26,25	0,15	Al_2Si_2Ca
2	36,96	34,51	28,38	0,14	Al_2Si_2Ca
3	34,42	38,15	27,16	0,27	Al_2Si_2Ca
4	98,86	0,93	0,00	0,20	(Al)
5	99,04	0,77	0,02	0,18	(Al)
6	99,01	0,83	0,00	0,16	(Al)
7	99,35	0,47	0,01	0,17	(Al)

Таблица 4
Состав эвтектики и алюминиевого твердого раствора в сплаве *4*

Номер участка	Концентрация, мас.%				Фаза
	Al	Si	Ca	Sc	
1	99,6	0	0,1	0,29	(Al)
2	99,61	0	0	0,39	(Al)
3	99,77	0	0	0,23	(Al)
4	99,59	0,05	0,09	0,27	(Al)
5	91,07	0,97	7,64	0,31	Эвтектика
6	90,83	1,1	7,66	0,41	Эвтектика

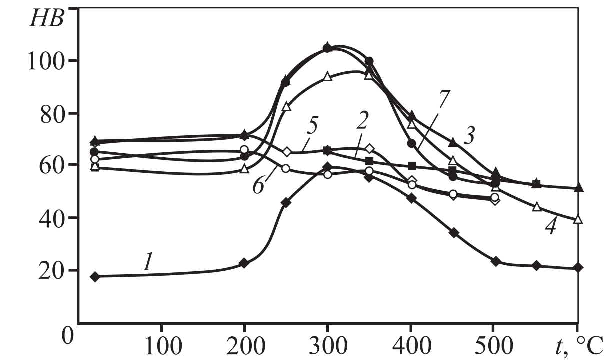

Рис. 7. Влияние температуры отжига (ступенчатый нагрев) на твердость сплавов системы Al–Ca–Si–Sc, содержащих 0,3 % Sc

Номера кривых соответствуют сплавам в табл. 1

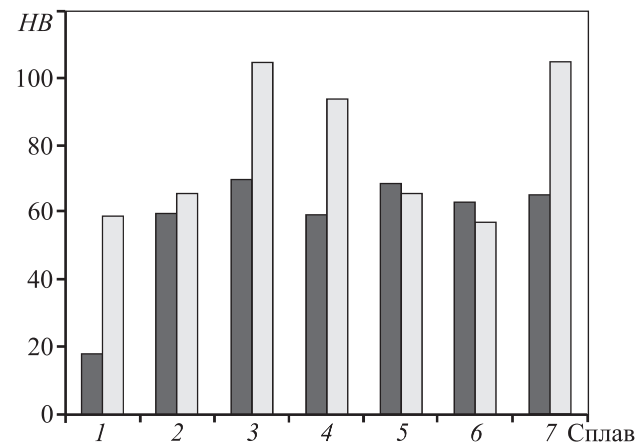

Рис. 8. Эффекты упрочнения сплавов *1–7* (см. табл. 1) системы Al–Ca–Si–Sc, содержащих 0,3 % Sc

Столбик слева – литое состояние,
справа – после отжига по режиму S300 (см. табл. 2)

температуры отжига (рис. 7). Прежде всего, следует отметить отсутствие упрочнения в сплавах *2* и *6* с высоким содержанием кремния (т.е. силуминов). С другой стороны, в сплавах *3* и *4*, т.е. на основе Ca-содержащей эвтектики, прирост твердости примерно такой же, как и в сплаве *1* (эталоне). Наиболее интересно сравнение упрочнения в заэвтектических сплавах *5* и *7*, которые содержат примерно одинаковое количество кремния, но сильно отличаются по концентрации кальция (см. табл. 1). Если в сплаве *5* прирост твердости практически отсутствует, то у *7* он весьма значителен: с 65 до 105 HB (т.е. более 60 %). Данный факт, скорее всего, можно связать с различием в формировании структуры при кристаллизации. В сплаве *5*, вероятно, образуются кристаллы соединения V(AlSiSc) [1], поскольку, по данным МРСА (PCMA), некоторые частицы имеют повышенное содержание скандия и кремния. Однако из-за их малых размеров и наличия близко расположенных частиц других фаз не удается точно определить их состав данным методом.

Различие в степени упрочнения экспериментальных сплавов можно также объяснить разным составом алюминиевого твердого раствора. В частности, для сплавов *4* и *6* его состав приведен в табл. 4 и 3 соответственно. В сплаве *4* доля скандия составляет 0,3 %, а кремний практически отсутствует, в сплаве *6*, наоборот, концентрация кремния существенно больше, чем скандия.

Максимум твердости в эталоне и сплавах с добавкой кальция достигается при t = 300÷350 °С. Сравнение эффектов прироста упрочнения всех экспериментальных сплавов приведено на рис. 8. Разупрочнение при более высоких температурах отжига (см. рис. 7) обусловлено, с одной стороны, укрупнением вторичных выделений Al_3Sc, а с другой — формоизменением эвтектических частиц Ca-содержащих фаз (начиная примерно с t = = 450 °С).

Поскольку в промышленных алюминиевых сплавах первичные кристаллы интерметаллидных фаз в общем случае нежелательны [5], то наилучшим из всех исследованных сплавов следует считать сплав *4* на базе эвтектики (Al) + Al_4Ca + + Al_2Si_2Ca. Такой сплав предполагает сочетание высоких литейных свойств (из-за узкого интервала кристаллизации) с возможностью упрочнения за счет отжига при t = 300÷350 °С (т.е. без закалки). Предварительная оценка показателей горячеломкости и жидкотекучести подтверждает это предположение.

Выводы

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов изучен фазовый состав сплавов системы Al—Ca—Si—Sc в богатой алюминием области. Установлено, что в равновесии с алюминиевым твердым раствором — (Al) — могут находиться фазы из двойных систем (Al_4Ca, Al_3Sc и (Si)) и тройное соединение Al_2Si_2Ca.

2. Исследовано влияние отжига в диапазоне до 550 °С на структуру и упрочнение сплавов, содержащих 0,3 % Sc. Выявлено, что максимум упрочнения, обусловленного выделением наночастиц фазы Al_3Sc, достигается после отжига при 300—350 °С в сплавах, попадающих в фазовую область (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca. В этих сплавах скандий полностью входит в состав (Al), а концентрация кремния в нем минимальна.

3. Показано, что в сплавах из фазовой области (Al) + (Si) + Al_2Si_2Ca упрочнение практически отсутствует, что можно объяснить уменьшением в (Al) концентрации скандия из-за его связывания в частицы кристаллизационного происхождения.

4. Обоснована принципиальная возможность создания литейных сплавов на базе эвтектики (Al) + Al_4Ca + Al_2Si_2Ca. Они могут сочетать высокие литейные свойства с возможностью существенного упрочнения без закалки.

Работа проведена при поддержке гранта Российского научного фонда (РНФ) 14-19-00632.

Литература

1. *Toropova L.S., Eskin D.G., Kharakterova M.L., Dobatkina T.V.* Advanced aluminum alloys containing scandium: structure and properties. Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers, 1998.
2. *Royset J., Ryum N.* Scandium in aluminum alloys // Int. Mater. Rev. 2005. Vol. 50. No. 1. P. 19—44.
3. *Filatov Yu.A.* Deformable Al—Mg—Sc alloys and possible regions of their application // J. Adv. Mater. 1995. No. 5. P. 386—390.
4. *Filatov Yu.A., Yelagin V.I., Zakharov V.V.* New Al—Mg—Sc alloys. II // Mater. Sci. Eng. 2000. Vol. A280. P. 97—101.
5. *Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А.* Закономерности легирования алюминиевых сплавов скандием // Вестник ноу-хау. 1993. No. 2 (вып. 1). С. 62—66.
6. *Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А.* Некоторые металловедческие принципы легирования, технологии производства и термической обработки алюминиевых сплавов, содержащих скандий // Вопр. авиац. науки и техники. Сер. Технол. легких сплавов. 1989. Вып. 9. С. 27—34.
7. *Филатов Ю.А., Елагин В.И., Захаров В.В.* Перспективы применения свариваемых сплавов системы Al—Mg—Sc // Технол. легких сплавов. 1997. No. 5. С. 8—10.
8. *Золоторевский В.С., Белов Н.А.* Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005.
9. *Белов Н.А., Савченко С.В., Белов В.Д.* Атлас микроструктур промышленных силуминов. М.: Изд. дом МИСиС, 2009.
10. *Mondolfo L.F.* Aluminum alloys: Structure and properties. London/Boston: Butterworths, 1976.
11. *Наумова Е.А., Белов Н.А., Базлова Т.А.* Влияние термообработки на структуру и упрочнение литейного алюминиевого эвтектического сплава $Al_9Zn_4Ca_3Mg$ // Металловедение и терм. обраб. металлов. 2015. No. 5. С. 30—36.
12. *Наумова Е.А., Белов Н.А.* Высокопрочный литейный алюминиевый сплав на основе системы Al—Ca—Zn—Mg // Новости материаловедения. Наука и техника: Науч. электрон. журн. 2014. No. 6.
13. *Belov N.A., Alabin A.N., Naumova E.A., Matveeva I.A.* Effect of scandium on structure and hardening of Al—Ca eutectic alloys // J. Alloys Compd. 2015. Vol. 646. P. 741—747.
14. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Базлова Т.А., Алексеева Е.В.* Структура, фазовый состав и упрочнение литейных алюминиевых сплавов системы Al—Ca—Mg—Sc // Физика металлов и металловедение. 2016. Т. 117. No. 2. С. 196—203.
15. *Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskiy V.V.* Optimization of hardening of Al—Zr—Sc casting alloys // J. Mater. Sci. 2006. Vol. 41. P. 5890—5899.

16. *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.
17. *Costa S., Puga H., Barbosa J., Pinto A.M.P.* The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al—Sc alloys // Mater. Design. 2012. Vol. 42. P. 347—352.

References

1. *Toropova L.S., Eskin D.G., Kharakterova M.L., Dobatkina T.V.* Advanced aluminum alloys containing scandium: structure and properties. Amsterdam: Gordon and Breach Science Publishers, 1998.
2. *Royset J., Ryum N.* Scandium in aluminum alloys. *Int. Mater. Rev.* 2005. Vol. 50. No. 1. P. 19—44.
3. *Filatov Yu.A.* Deformable Al—Mg—Sc alloys and possible regions of their application. *J. Adv. Mater.* 1995. No. 5. P. 386—390.
4. *Filatov Yu.A., Yelagin V.I., Zakharov V.V.* New Al—Mg—Sc alloys. II. *Mater. Sci. Eng.* 2000. Vol. A280. P. 97—101.
5. *Yelagin V.I., Zaharov V.V., Rostova T.D., Filatov Yu.A.* Zakonomernosti legirovaniya alyuminievykh splavov skandiem [Laws of alloying aluminum alloy scandium]. *Vestnikk nou-hau*. 1993. No. 2 (iss. 1). P. 62—66.
6. *Yelagin V.I., Zaharov V.V., Rostova T.D., Filatov Yu.A.* Nekotorye metallovedcheskie printsipy legirovaniya, tekhnologii proizvodstva i termicheskoi obrabotki alyuminievykh splavov, soderzhashchikh skandii [Some principles metallsalloing, production and heat treatment technology of aluminum alloys containing scandium]. *Voprosy aviatsionnoi nauki i tekhniki. Seriya Tekhnologiya legkikh splavov.* 1989. No. 9. P. 27—34.
7. *Filatov Yu.A., Yelagin V.I., Zaharov V.V.* Perspektivy primeneniya svarivaemykh splavov sistemy Al—Mg—Sc [Prospects for the use of welded alloys Al—Mg—Sc system]. *Tekhnologiya legkikh splavov.* 1997. No. 5. P. 8—10.
8. *Zolotorevskii V.S., Belov N.A.* Metallovedenie liteinykh alyuminievykh splavov [Metallurgical cast aluminum alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
9. *Belov N.A., Savchenko S.V., Belov V.D.* Atlas mikrostruktur promyshlennykh siluminov [Atlas of microstructures industrial silumins]. Moscow: MISIS, 2009.
10. *Mondolfo L.F.* Aluminum alloys: Structure and properties. London/Boston: Butterworths, 1976.
11. *Naumova E.A., Belov N.A., Bazlova T.A.* Vliyanie termoobrabotki na strukturu i uprochnenie liteinogo alyuminievogo evtekticheskogo splava $Al_9Zn_4Ca_3Mg$ [Effect of heat treatment on structure and strengthening of cast eutectic aluminum alloy $Al_9Zn_4Ca_3Mg$]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov.* 2015. No. 5. P. 30—36.
12. *Naumova E.A., Belov N.A.* Vysokoprochnyi liteinyi alyuminievyi splav na osnove sistemy Al—Ca—Zn—Mg [High-strength casting aluminum base alloy system Al—Ca—Zn—Mg]. *Novosti materialovedeniya. Nauka i tekhnika*. 2014. No. 6.
13. *Belov N.A., Alabin A.N., Naumova E.A., Matveeva I.A.* Effect of scandium on structure and hardening of Al—Ca eutectic alloys. *J. Alloys Compd*. 2015. Vol. 646. P. 741—747.
14. *Belov N.A., Naumova E.A., Bazlova T.A. , Alekseeva E.V.* Struktura, fazovyi sostav i uprochnenie liteinykh alyuminievykh splavov sistemy Al—Ca—Mg—Sc [The structure, phase composition and hardening of cast aluminum alloys of Al—Ca—Mg—Sc]. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2016. Vol. 117. No. 2. P. 196—203.
15. *Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskiy V.V.* Optimization of hardening of Al—Zr—Sc casting alloys. *J. Mater. Sci.* 2006. Vol. 41. P. 5890—5899.
16. *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.
17. *Costa S., Puga H., Barbosa J., Pinto A.M.P.* The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al—Sc alloys. *Mater. Design*. 2012. Vol. 42. P. 347—352.