

Belov N.A. – Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of metal forming, National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119049, Russia, Moscow, Leninskiy pr. 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Naumova E.A. – Cand. Sci. (Tech.), Lead engineer, Department of metal forming, NUST «MISIS». E-mail: jan73@mail.ru.

Doroshenko V.V. – Graduate student, Department of metal forming, NUST «MISIS». E-mail: v.doroshenko@mail.ru.

Avxentieva N.N. – Senior teacher, Department of mathematics, NUST «MISIS». E-mail: an.ntl@yandex.ru.

Citation: *Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Avxentieva N.N. Sovmestnoe vliyanie kal'tsiya i kremniya na fazovyi sostav i strukturu splava Al–10%Mg. Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya.* 2017. No. 6. P. 53–62.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2017-6-53-62.

Введение

Алюминиево-магниево-кремниевые сплавы (магналии) широко используются в различных изделиях автотранспорта, судостроения, ракетной техники и других важнейших отраслях промышленности. Среди их многих достоинств (в частности, высокой пластичности, свариваемости и др.) особо следует отметить пониженную плотность и высокую коррозионную стойкость. Это термически не упрочняемые сплавы, однако при высоких концентрациях магния (около 10 %¹, что отвечает сплаву марки АМг10) за счет упрочнения алюминиевого твердого раствора (Al) временное сопротивление на разрыв в закаленном состоянии достигает $\sigma_B = 350\text{--}400$ МПа [1, 2].

Для улучшения других характеристик целесообразно легировать магналии такими элементами, которые бы сохраняли низкую плотность и высокую коррозионную стойкость. Одним из них является кремний, что нашло отражение в ряде марочных сплавов (например, АМг5К), в которых его содержание может достигать 1,5–2,0 % [1–6]. Кремний образует с магнием фазу Mg_2Si , плотность которой составляет всего 1,88 г/см³ [7–9]. В ряде работ предложены сплавы на основе эвтектики (Al) + Mg_2Si , имеющие структуру, характерную для композитов [10, 11].

Среди других потенциальных легирующих элементов, по нашему мнению, следует обратить внимание на кальций. В последние годы появилось много публикаций, в которых кальций рассматривается как легирующий компонент в сплавах на основе магния [12–14], но применительно к алюминиевым сплавам этот элемент еще не нашел должного применения.

Диаграмма Al–Ca, как и Al–Si, имеет эвтектический тип [7, 15, 16]. В равновесии с (Al) находится

соединение Al_4Ca , но в отличие от кремния кальций не образует фаз с магнием (в области, богатой алюминием). Однако в тройной системе Al–Ca–Si имеется соединение Al_2CaSi_2 [7, 15, 17], что не позволяет однозначно предположить распределение Ca и Si между тремя возможными фазами: Al_4Ca , Mg_2Si и Al_2CaSi_2 .

Таким образом, для оценки целесообразности совместного легирования Al–Mg-сплавов добавками кальция и кремния требуется анализ системы Al–Ca–Mg–Si. Из-за отсутствия сведений о строении фазовой диаграммы этой четверной системы и свойствах сплавов на ее основе были определены цели данной работы:

- с использованием расчетных и экспериментальных методов построить фрагменты фазовой диаграммы системы Al–Ca–Mg–Si в области алюминиево-магниево-кремниевых сплавов;
- изучить влияние добавок кальция и кремния на структуру сплава Al–10%Mg и обосновать оптимальные концентрации этих элементов;
- оценить плотность, коррозионные свойства и твердость выбранного сплава и сравнить их с характеристиками марочного сплава АМг10.

Расчет фазового состава сплавов системы Al–Ca–Mg–Si

Для расчета фазового состава рассматриваемой четырехкомпонентной системы в данной работе использовали программу Thermo-Calc (версия TCW5). База данных TTAL5 предназначена для расчета фазового состава многокомпонентных сплавов на основе алюминия и содержит термодинамические величины всех химических элементов исследуемой четверной системы и ожидаемых фаз: Al_3Mg_2 , Al_4Ca , Mg_2Si , Al_2CaSi_2 , (Si) [18].

Исходя из того, что первичные кристаллы вторых фаз заведомо нежелательны, на первом этапе рассчитывали проекцию ликвидуса данной чет-

¹ Здесь и далее, если не указано иное, составы приводятся в мас. %.

верной системы при содержании 10 % Mg. Из рис. 1 видно, что большую часть рассчитанного концентрационного диапазона занимает область первичной кристаллизации фазы Al_2CaSi_2 . Даже при высокой концентрации кальция достаточно 1 % Si для того, чтобы именно это тройное соединение (а не Al_4Ca) кристаллизовалось в первую очередь. Области первичной кристаллизации двойных соединений Al_4Ca и Mg_2Si весьма узки и располагаются вблизи сторон, отвечающих соответствующим тройным системам ($Al-Ca-Mg$ и $Al-Mg-Si$).

Общее представление о характере кристаллизации четверных сплавов дает политермическое сечение, рассчитанное при содержаниях 10 % Mg и 84 % Al. Из рис. 2, а видно, что в большинстве сплавов данного разреза (в которых суммарное содержание Ca и Si постоянно и составляет 6 %) кристаллизация начинается с образования соединения Al_2CaSi_2 . При концентрациях 3 % Ca и 3 % Si температура ликвидуса превышает 650 °C, что существенно выше по сравнению с граничными тройными сплавами $Al-10\%Mg-6\%Si$ и $Al-10\%Mg-6\%Ca$. В центральной области разреза имеется горизонталь, которая отвечает инвариантной перитектической реакции



В сплавах с избытком кремния эта реакция заканчивается исчезновением жидкой фазы, т.е.

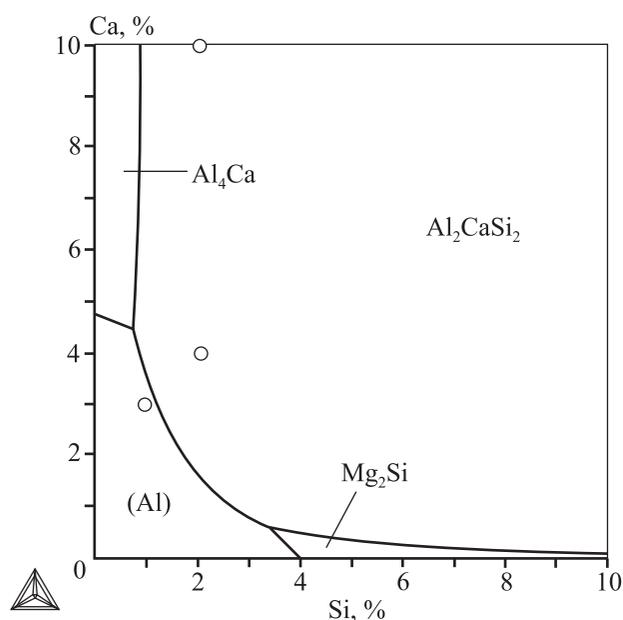
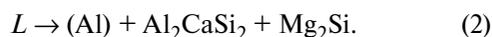


Рис. 1. Проекция ликвидуса системы $Al-Ca-Mg-Si$ при содержании 10 % Mg

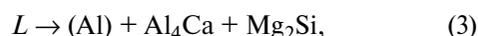
Указано положение сплавов $Al10Mg10Ca2Si$, $Al10Mg4Ca2Si$ и $Al10Mg3Ca1Si$

такие сплавы завершают кристаллизацию в четырехфазной области $(Al) + Al_4Ca + Mg_2Si + Al_2CaSi_2$. В сплавах с малым количеством кальция кристаллизация завершается по моновариантной эвтектической реакции



При этом температура солидуса в данной части политермического разреза имеет максимум (рис. 2, б), что свидетельствует о неинвариантном характере этой реакции (для сплава, отвечающего точке максимума) и позволяет предположить наличие квазитройного сечения $Al-Al_2CaSi_2-Mg_2Si$ в системе $Al-Ca-Mg-Si$. Подобные ситуации характерны для некоторых других четверных систем на основе алюминия, например $Al-Cu-Mg-Si$ и $Al-Fe-Mg-Si$ [1, 7, 8].

В сплавах с избытком кальция в результате неинвариантной перитектической реакции исчезает тройное соединение, а кристаллизация продолжается по моновариантной эвтектической реакции



по завершении которой сплав становится трехфазным. При понижении температуры к этим фазам добавляется соединение Al_3Mg_2 в результате его выделения из (Al) . В сплавах с высоким содержанием магния кристаллизация сплавов рассматриваемой системы должна заканчиваться по неинвариантной эвтектической реакции



Как видно из табл. 1, данная реакция по температуре и составу жидкой фазы близка к эвтектической реакции в двойной системе $Al-Mg$ [1, 3]. Следует также отметить, что уже при добавле-

Таблица 1
Расчетные параметры неинвариантной эвтектической реакции (4) в системе $Al-Ca-Mg-Si$ при $t = 448$ °C

Фаза	Q^* , %	Содержание, мас.%			
		Al	Ca	Mg	Si
L	—	65,86	0,67	33,38	0,08
(Al)	9,18	84,09	0,04	15,87	<0,01
Al_3Mg_2	88,14	63,94	—	36,06	—
Al_4Ca	2,46	72,92	27,08	—	—
Mg_2Si	0,22	—	—	63,38	36,62

* Q — суммарная массовая доля твердых фаз.

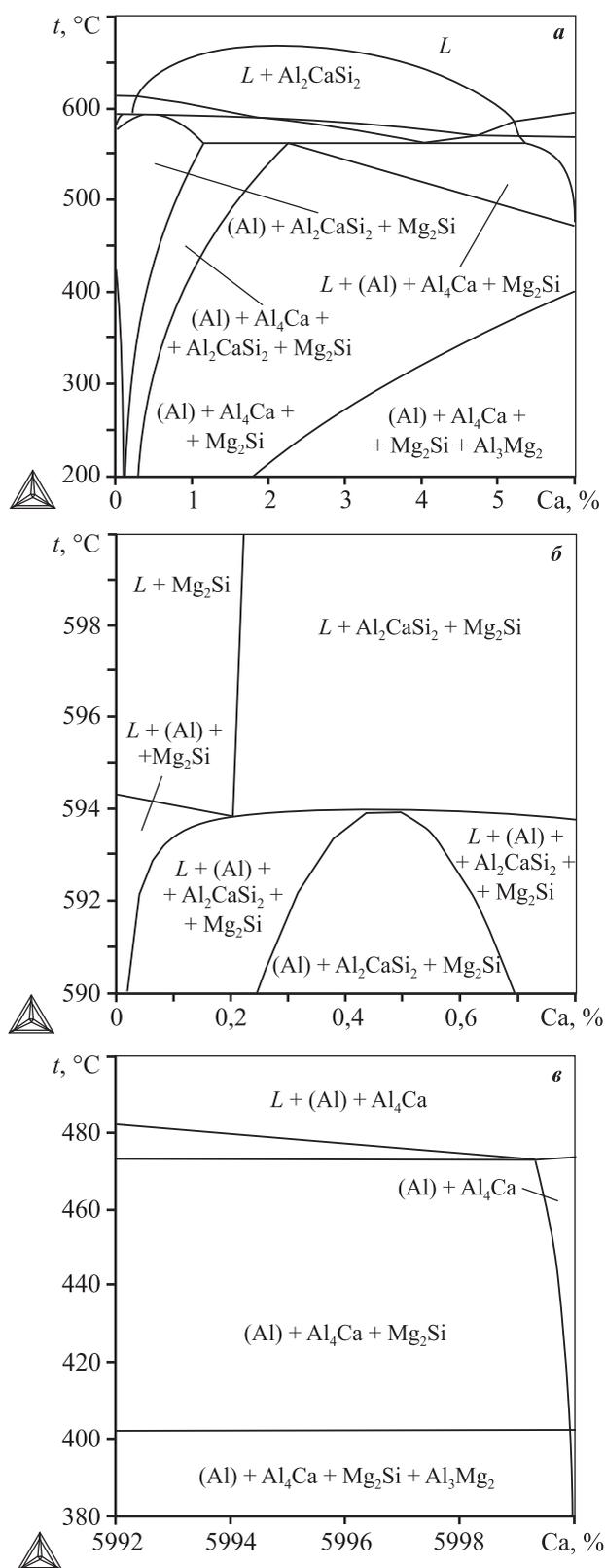


Рис. 2. Политермическое сечение системы Al–Ca–Mg–Si состава: Mg – 10 %, Al – 84 %, Ca + Si = 6 %
 а – общий вид; б и в – участки вблизи сплавов с 6%Si и 6%Ca соответственно

нии ничтожных количеств кремния в граничный тройной сплав Al–10%Mg–6%Ca появляется силицид магния (рис. 2, в), что обусловлено очень низкой растворимостью Si в (Al).

Для количественного анализа фазового состава были рассмотрены 3 сплава этой четверной системы: Al–10%Mg–10%Ca–2%Si, Al–10%Mg–4%Ca–2%Si и Al–10%Mg–3%Ca–1%Si (далее по тексту – Al10Mg10Ca2Si, Al10Mg4Ca2Si и Al10Mg3Ca1Si соответственно). Положение этих сплавов отражено на рис. 1, из которого видно, что первые два сплава попадают в область первичной кристаллизации соединения Al_2CaSi_2 , в то время как в тройных сплавах без кремния (но с таким же содержанием кальция) первично должны кристаллизоваться фазы Al_4Ca и (Al) соответственно. В образце Al10Mg3Ca1Si первичные кристаллы Ca- и Si-содержащих фаз не должны образовываться, а сам сплав должен иметь структуру, близкую к эвтектической.

Как видно из табл. 2, расчетные критические температуры рассматриваемых сплавов достаточно сильно различаются между собой. В частности, температуры ликвидуса различаются почти на 150 °C: наиболее высокое ее значение имеет сплав Al10Mg10Ca2Si ($t_L = 729$ °C), а наименьшее – Al10Mg3Ca1Si (583 °C).

Согласно расчету рассматриваемые сплавы имеют одинаковый фазовый состав в твердом состоянии. В частности, как видно из табл. 3, при $t = 200$ °C все отобранные сплавы содержат 4 фазы: (Al), Al_4Ca , Mg_2Si и Al_3Mg_2 . Следует отметить, что даже в наименее легированном сплаве Al10Mg3Ca1Si суммарная доля интерметаллидных фаз составляет ~35 об.%, что характерно для композитов [19–22]. В наиболее легированном сплаве Al10Mg10Ca2Si эта доля составляет больше половины. При $t = 440$ °C (как правило, именно это значение отвечает температуре гомогенизации Al–Mg-сплавов [1]) фаза Al_3Mg_2 отсутствует, а

Таблица 2
Расчетные критические температуры сплавов системы Al–Ca–Mg–Si

Сплав	t_L , °C	t_S , °C	Δt , °C	t_{NS} , °C	Δt_{NS} , °C
Al10Mg10Ca2Si	729	486	243	447	282
Al10Mg4Ca2Si	644	521	123	447	197
Al10Mg3Ca1Si	583	505	78	447	136
Al10Mg	609	513	96	450	159

Таблица 3

Расчетные количества фаз в сплавах системы Al–Ca–Mg–Si при $t = 200\text{ }^\circ\text{C}$

Фаза	$^*Q_M^1$	$^{**}Q_V^2$	Содержание, мас.%			
			Al	Ca	Mg	Si
Al10Mg10Ca2Si			78	10	10	2
(Al)	43,46	39,20	96,70	<0,01	3,30	<0,01
Al ₄ Ca	36,93	38,27	72,92	27,08	0	0
Mg ₂ Si	5,46	7,07	0	0	63,38	36,62
Al ₃ Mg ₂	14,15	15,45	63,94	0	36,06	0
Al10Mg4Ca2Si			84	4	10	2
(Al)	67,95	63,36	96,70	<0,01	3,30	<0,01
Al ₄ Ca	14,77	15,85	72,92	27,08	0	0
Mg ₂ Si	5,46	7,32	0	0	63,38	36,62
Al ₃ Mg ₂	11,92	13,48	63,94	0	36,06	0
Al10Mg3Ca1Si			86	3	10	1
(Al)	69,64	65,48	96,70	<0,01	3,30	<0,01
Al ₄ Ca	11,08	11,97	72,92	27,08	0	0
Mg ₂ Si	2,73	3,69	0	0	63,38	36,62
Al ₃ Mg ₂	16,56	18,86	63,94	0	36,06	0

$^*Q_M^1$ – массовая доля фаз, $^{**}Q_V^2$ – объемная доля фаз.

количество фаз Al₄Ca и Mg₂Si почти не меняется (по сравнению с рассмотренным случаем при $t = 200\text{ }^\circ\text{C}$).

Поскольку реальная кристаллизация большинства сплавов, как правило, отличается от равновесной, оценка фазового состава отливки или слитка в литом состоянии требует специальных методик. Одной из наиболее распространенных является модель Sheil–Gulliver, которая реализована в программе Thermo-Calc [18]. На рис. 3 приведены кривые неравновесной кристаллизации, рассчитанные по данной модели для отобранных сплавов.

Согласно рис. 3, б и в, в сплавах Al10Mg10Ca2Si и Al10Mg4Ca2Si первично кристаллизуется соединение Al₂CaSi₂, которое в равновесных условиях должно исчезнуть в ходе перитектической реакции. Но поскольку при реальном затвердевании алюминиевых сплавов перитектические реакции, как правило, не завершаются [1], следует ожидать присутствия первичных кристаллов этого тройного соединения в литой структуре. Из рис. 3 также следует, что кристаллизация всех сплавов, содержащих Ca и Si, должна заканчиваться по пятифазной эвтектической реакции, параметры которой приведены в табл. 1.

Экспериментальные методики

Объектами экспериментального изучения были сплавы Al10Mg10Ca2Si, Al10Mg4Ca2Si, Al10Mg3Ca1Si и Al10Mg, расчетный фазовый состав которых рассмотрен выше (см. табл. 2 и 3). Их выплавляли в силитовой электропечи на основе алюминия А99 (ГОСТ 11069-2001). Магний, кремний и кальций вводили в чистом виде. Температуру расплава поддерживали в пределах 730–750 °С, и с этой температуры расплав заливали в графитовую изложницу, получая плоские отливки размерами 15×60×180 мм. По данным спектрального анализа фактический химический состав оказался достаточно близким к расчетному.

Для металлографических исследований, которые проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Vega 3 (СЭМ), были изготовлены шлифы, вырезанные из центральной части слитков. Для их приготовления использовали как механическую, так и электролитическую полировку. Последнюю проводили в электролите, содержащем 6 частей C₂H₅OH, 1 часть HClO₄ и 1 часть глицерина, при напряжении 12 В. Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) осуществляли на микроскопе TESCAN, укомплектованном энерго-

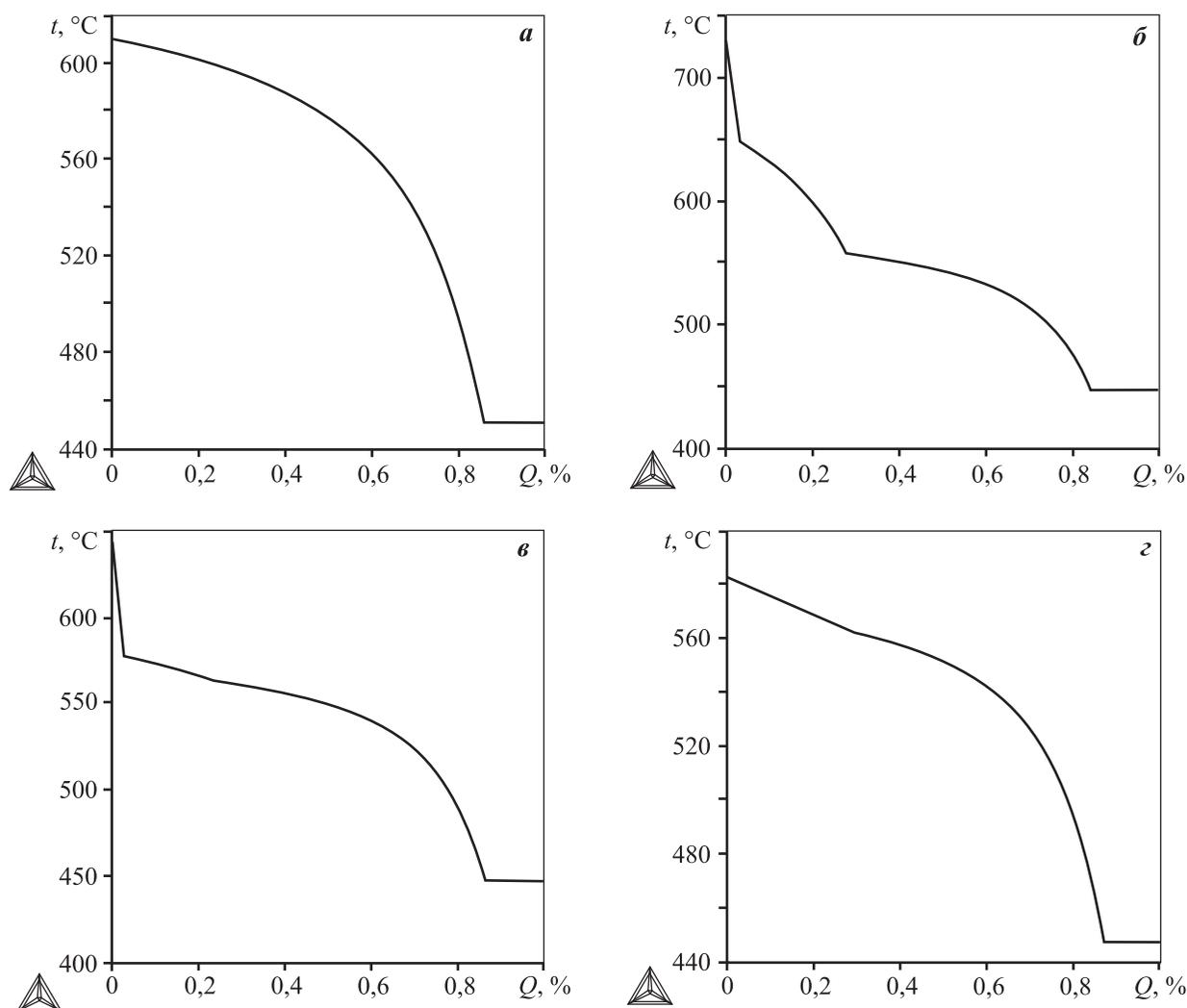


Рис. 3. Расчетные зависимости суммарной массовой доли твердых фаз от температуры в процессе неравновесной кристаллизации сплавов системы Al–Ca–Mg–Si
a – Al10Mg, *б* – Al10Mg10Ca2Si, *в* – Al10Mg4Ca2Si, *з* – Al10Mg3Ca1Si

дисперсионной приставкой-микроанализатором производства «Oxford Instruments» и программным обеспечением Aztec.

Для экспериментального определения критических температур применяли дифференциальный калориметр DSC Setaram Setsys Evolution.

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

Испытания на межкристаллитную коррозию проводили по ГОСТ 9.021-74 в смеси растворов 3 % NaCl и 1 % HCl при температуре 20 °C в течение 24 ч. Плотность определяли методом гидростатического взвешивания на лабораторных аналитических весах марки Wa-2.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Литая структура сплавов Al10Mg10Ca2Si и Al10Mg4Ca2Si характеризуется прежде всего наличием первичных кристаллов, которые обогащены кальцием (рис. 4). Результаты количественного анализа состава этих кристаллов, который проводили на наиболее крупных частицах, показывает, что в образце Al10Mg4Ca2Si они достаточно хорошо отвечают соединению Al_2CaSi_2 (табл. 4), что согласуется с расчетом, согласно которому именно данное тройное соединение кристаллизуется в первую очередь (см. рис. 1 и рис. 3, в). Обнаруженное некоторое количество магния, вероятно, связано с большим содержанием этого элемента в сплаве

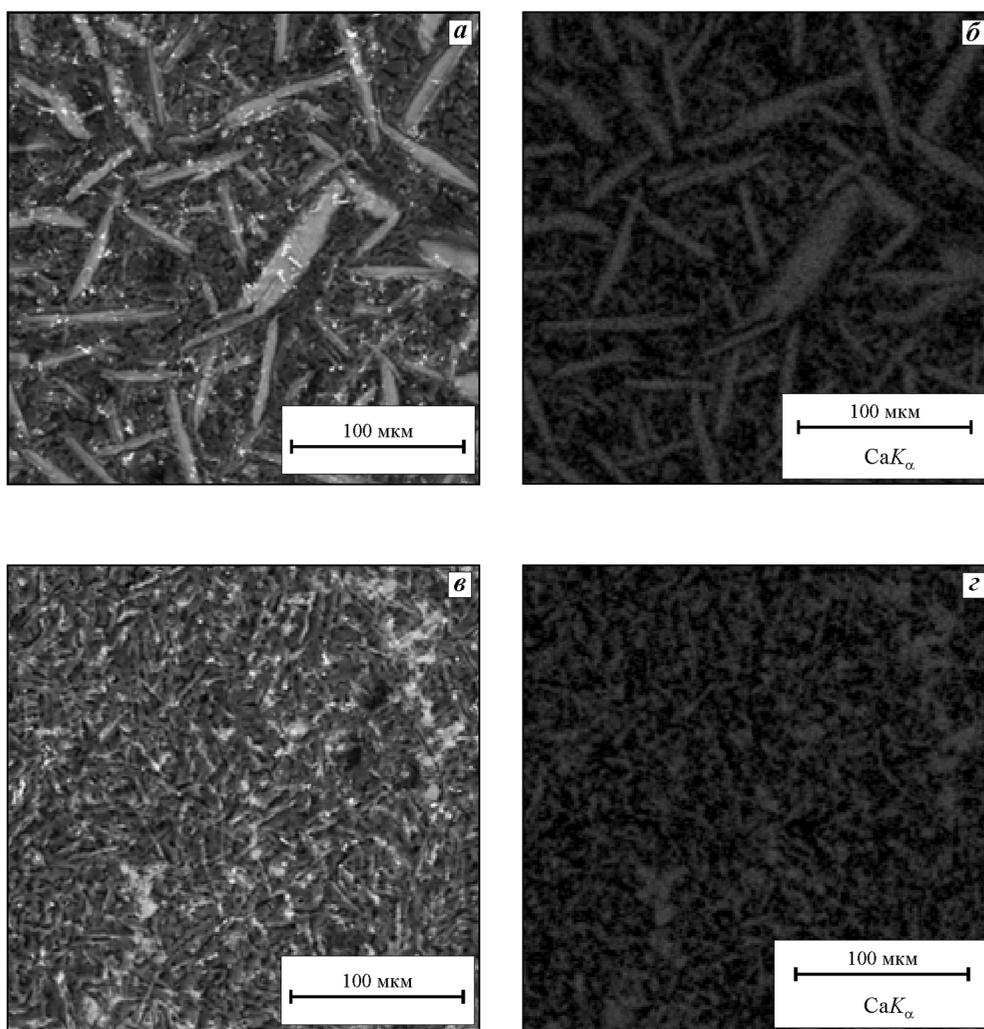


Рис. 4. Первичные кристаллы Ca-содержащих фаз в сплавах Al10Mg10Ca2Si (*a, б*) и Al10Mg4Ca2Si (*в, г*)
a и *в* – обратноотраженные электроны (СЭМ); *б* и *г* – распределение кальция (МРСА)

Таблица 4

Состав первичных кристаллов в экспериментальных сплавах

Сплав	Содержание, мас.% (ат.%)				Идентификация фазы
	Mg	Al	Si	Ca	
Al10Mg4Ca2Si	0,9 (1,1)	35,8 (39,7)	36,9 (39,4)	26,4 (19,8)	Al ₂ CaSi ₂
Al10Mg10Ca2Si	2,9 (3,5)	64,5 (71,0)	4,1 (4,3)	28,6 (21,2)	Al ₄ Ca (+Al ₂ CaSi ₂)

и, как следствие, с «подсветкой» (когда излучение дают атомы магния, которые находятся не в кристаллах соединения Al₂CaSi₂, а в окружающем их объеме материала).

В образце Al10Mg10Ca2Si состав первичных кристаллов близок к составу двойного алюминида Al₄Ca (20 ат.%). Наличие в нем кремния (~4 %) можно объяснить тем, что кристаллизация этого сплава начинается с образования тройного сое-

динения, содержащего кремний, что вытекает из расчета (см. рис. 1 и рис. 3, б). Максимальное количество первичных кристаллов фазы Al₂CaSi₂ согласно расчету составляет всего 3 %, что в несколько раз меньше, чем количество кристаллов фазы Al₄Ca, которое должно образоваться до выделения (Al). Можно предположить, что кристаллы тройного соединения послужили подложкой для зарождения кристаллов двойного алюми-

Таблица 5
Свойства экспериментальных сплавов*

Сплав	ρ , г/см ³	Δm , %	НВ	t_L , °С	t_S , °С
Al10Mg10Ca2Si	2,24	4,5	150	—	515
Al10Mg4Ca2Si	2,33	1,4	117	647	508
Al10Mg3Ca1Si	2,54	1,1	119	573	500
Al10Mg	2,54	1,0	97	607	511

*Режим Т4 (нагрев при $t = 440$ °С в течение 3 ч с последующей закалкой в воде).

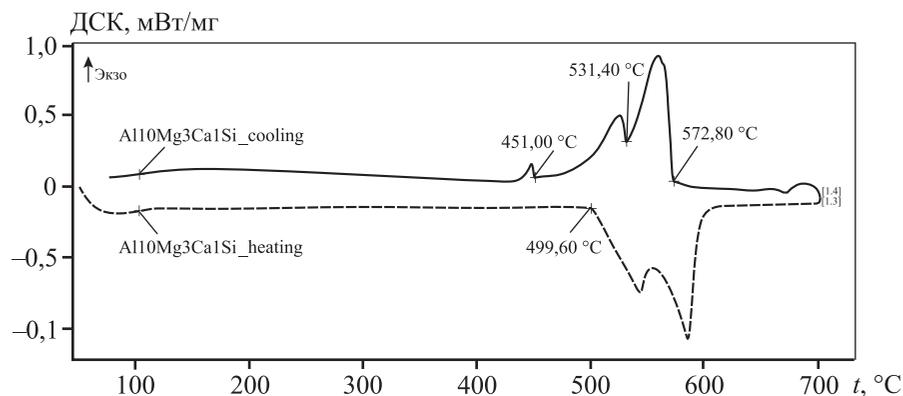


Рис. 5. Кривые нагрева и охлаждения сплава Al10Mg3Ca1Si

да. В равновесных условиях тройное соединение должно исчезнуть в результате перитектической реакции (1), но из-за ее неполного протекания в реальных условиях затвердевания сформировались конгломераты двух фаз, и именно их состав отвечает приведенному в табл. 4.

Температуры ликвидуса и солидуса, указанные в табл. 5, свидетельствуют о хорошем соответствии результатам расчета (см. табл. 2). В частности, во всех сплавах на кривых нагрева—охлаждения выявляется пик при $t \sim 450$ °С (см. рис. 5), что отвечает температуре неравновесного солидуса (см. рис. 3) и инвариантной эвтектической реакции (4) (см. табл. 1). В сплаве Al10Mg3Ca1Si, структура которого близка к эвтектической, первичные кристаллы Ca- и Si-содержащих фаз не обнаружены (рис. 6), что согласуется с результатами расчета фазового состава (см. рис. 1 и рис. 3, з). Этот сплав имеет такие же плотность (ρ) и коррозионную стойкость (Δm), как и базовый сплав, но существенно превосходит его по твердости (см. табл. 5). Наличие значительного количества эвтектических частиц Ca- и Si-содержащих фаз (по расчету, около 15 об.%) предполагает возможность повышения литейных свойств и твердости, которых нельзя достичь на сплавах типа АМг10. В образце

Al10Mg10Ca2Si, в котором количество интерметаллидов наибольшее (см. табл. 3), а плотность наименьшая (см. табл. 5), из-за значительного содержания первичных кристаллов следует ожидать повышенной хрупкости.

Таким образом, систему Al—Ca—Mg—Si (прежде всего, область около сплава Al10Mg3Ca1Si) можно считать вполне подходящей для разработ-

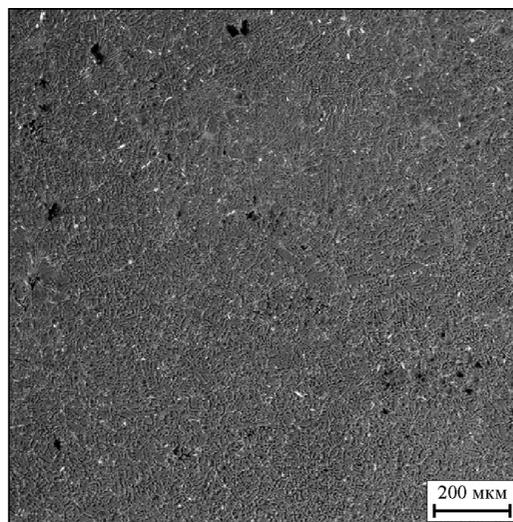


Рис. 6. Микроструктура сплава Al10Mg3Ca1Si (СЭМ)

ки на ее основе легких коррозионных материалов, имеющих структуру типа «эвтектического композита».

Заключение

С использованием расчета в программе Thermo-Calc изучены фазовые превращения в системе Al—Ca—Mg—Si в области алюминиево-магниевых сплавов.

Показано, что добавление кальция и кремния в сплав Al—10%Mg может приводить к образованию первичных кристаллов фаз Al_2CaSi_2 , Al_4Ca и Mg_2Si . При этом формирование тройного соединения наиболее вероятно.

Показано, что в четверных сплавах с повышенным содержанием магния кристаллизация заканчивается по нонвариантной эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + Al_4Ca + Mg_2Si + Al_3Mg_2$, которая по температуре и составу жидкой фазы близка реакции $L \rightarrow (Al) + Al_3Mg_2$ из двойной системы Al—Mg.

Установлено, что добавление около 3 % Ca и 1 % Si в базовый сплав Al—10%Mg приводит к формированию эвтектической структуры, в которой суммарная доля Ca- и Si-содержащих фаз составляет около 15 об.%. При этом происходит увеличение твердости при сохранении плотности и коррозионной стойкости.

Работа проведена при поддержке гранта РНФ 14-19-00632П (эксперимент) и гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ НШ-9899.2016.8 (расчетная часть)

Литература

1. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС. 2005.
2. Kaufman J.G., Rooy E.L. Aluminum alloy castings: Properties, processes, and applications. Materials Park, ASM International, 2004.
3. Nagaumi H., Suvanchai P., Okane T., Umeda T. Mechanical properties of high strength Al—Mg—Si alloy during solidification // Mater. Trans. 2006. Vol. 47. No. 12. P. 2918—2924.
4. Ji S., Watson D., Fan Z., White M. Development of a super ductile diecast Al—Mg—Si alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2012. Vol. 556. P. 824—833.
5. Roven H.J., Liu M., Werenskiold J.C. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al—Mg—Si aluminium alloy // Mater. Sci. Eng. A. 2008. Vol. 483—484. No. 1-2. P. 54—58.
6. Cerri E., Leo P. Influence of severe plastic deformation on aging of Al—Mg—Si alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2005. Vol. 410—411. P. 226—229.
7. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979.
8. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: ИД «МИСиС», 2010.
9. Энтони У.У., Элиот Ф.Р., Болл М.Д. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. изд. / Под ред. Хэтча Дж.Е. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1989.
10. Ji S., Yang W., Gao F., Watson D., Fan Z. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al—Mg—Si—Mn and Al—Mg—Si diecast alloys // Mater. Sci. Eng. 2013. Vol. 564. P. 130—139
11. Fatemi-Jahromi F., Emamy M. An investigation into high temperature tensile behavior of hot-extruded Al—15wt%Mg₂Si composite with Cu—P addition // Manufactur. Sci. Technol. 2015. Vol. 3(4). P. 160—169.
12. Kim, W.J., Lee Y.G. High-strength Mg—Al—Ca alloy with ultrafine grain size sensitive to strain rate // Mater. Sci. Eng. A. 2011. Vol. 528. P. 2062—2066.
13. Aljarrah M., Medraj M., Wang X., Essadiqi E., Muntasar A., Dénès G. Experimental investigation of the Mg—Al—Ca system // J. Alloys and Compd. 2007. Vol. 436. P. 131—141.
14. Janz A., Gröbner J., Cao H., Zhu J., Chang Y.A., Schmid-Fetzer R. Thermodynamic modeling of the Mg—Al—Ca system // Acta Mater. 2009. P. 682—694.
15. Белов Н.А., Наумова Е.А., Акоюн Т.К. Эвтектические сплавы на основе алюминия: Новые системы легирования. М.: Руда и Металлы, 2016.
16. Kevorkov D., Schmid-Fetzer R. The Al—Ca system. Pt. 1: Experimental investigation of phase equilibria and crystal structures // Z. Metallkd. 2001. Bd. 92(8). S. 946—952.
17. Petzow G., Effenberg G. (Ed.) Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. Wiley-VCH, 1990. Vol. 3.
18. База данных для расчета фазовых диаграмм. www.thermocalc.com (дата обращения 06.10.2017).
19. Курганова Ю. А., Колмаков А.Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы: Учеб. пос. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2015.
20. Белов Н.А., Наумова Е.А. Перспективы создания конструкционных литейных сплавов эвтектического типа на основе системы Al—Ce—Ni // Металлы. 1996. No. 6. С. 146—152.
21. Белов Н.А., Хван А.В. Структура и механические свойства эвтектических композитов на основе системы Al—Ce—Cu // Цвет. металлы. 2007. No. 2. С. 91—95.

22. Кузьмич Ю.В., Колесникова И.Т., Серба В.И., Фрейдин Б.М. Механическое легирование. М.: Наука, 2005.

References

- Zolotarevskiy V.S., Belov N.A. Metallovedenie liteynih aluminievih splavov [Metal science of cast aluminium alloys]. Moscow: MISIS, 2005.
- Kaufman J.G., Rooy E.L. Aluminum alloy castings: Properties, processes, and applications. Materials Park, ASM International, 2004.
- Nagaumi H., Suvanchai P., Okane T., Umeda T. Mechanical properties of high strength Al—Mg—Si alloy during solidification. *Mater. Trans.* 2006. Vol. 47. No. 12. P. 2918—2924.
- Ji S., Watson D., Fan Z., White M. Development of a super ductile diecast Al—Mg—Si alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. Vol. 556. P. 824—833.
- Roven H.J., Liu M., Werenskiold J.C. Dynamic precipitation during severe plastic deformation of an Al—Mg—Si aluminium alloy. *Mater. Sci. Eng. A.* 2008. Vol. 483—484. No. 1-2. P. 54—58.
- Cerri E., Leo P. Influence of severe plastic deformation on aging of Al—Mg—Si alloys. *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. Vol. 410—411. P. 226—229.
- Mondolfo L.F. Aluminum alloys: Structure and properties, London/Boston: Butterworths, 1976.
- Belov N. A. Fazoviy sostav promishlennih i perspektivnih aluminievih splavov [Phase composition of industrial and prospective aluminium alloys] Moscow: Izdatelskiy Dom «MISIS», 2010.
- Hatch J.E. (ed.). Aluminum: Properties and Physical metallurgy. Ohio: ASM International, 1984.
- Ji S., Yang W., Gao F., Watson D., Fan Z. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al—Mg—Si—Mn and Al—Mg—Si diecast alloys. *Mater. Sci. Eng.* 2013. Vol. 564. P. 130—139
- Fatemi-Jahromi F., Emamy M. An investigation into high temperature tensile behavior of hot-extruded Al—15wt%Mg2Si composite with Cu—P addition. *Manufactur. Sci. Technol.* 2015. Vol. 3(4). P. 160—169.
- Kim, W.J., Lee Y.G. High-strength Mg—Al—Ca alloy with ultrafine grain size sensitive to strain rate. *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. Vol. 528. P. 2062—2066.
- Aljarrah M., Medraj M., Wang X., Essadiqi E., Muntasar A., Dénès G. Experimental investigation of the Mg—Al—Ca system. *J. Alloys and Compd.* 2007. Vol. 436. P. 131—141.
- Janz A., Gröbner J., Cao H., Zhu J., Chang Y.A., Schmid-Fetzer R. Thermodynamic modeling of the Mg—Al—Ca system. *Acta Mater.* 2009. P. 682—694.
- Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K. Evtecticheskie shlavi na osnove aluminiya: novie sistemi legirovaniya [Eutectic alloys based on aluminum: new alloying systems.] Moscow: Ruda i Metalli, 2016.
- Kevorkov D., Schmid-Fetzer R. The Al—Ca system. Pt. 1: Experimental investigation of phase equilibria and crystal structures. *Z. Metallkd.* 2001. Bd. 92(8). S. 946—952.
- Petzow G., Effenberg G. (Ed.) Ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams. 1990. Wiley-VCH, Vol. 3.
- Database for the calculation of phase diagrams. www.thermocalc.com (circulation date 06.10.2017).
- Kurganova Yu.A., Kolmakov A.G. Konstruktsionnie metallomatrixnie kompozitsionnie materialy: uchebnoe posobie [Structural metal matrix composite materials: a textbook]. Izdatel'stvo MGTU im. N.E. Baumana, 2015.
- Belov N.A., Naumova E.A. Perspektivi sozdaniya konstruktsionnih liteynih splavov evtecticheskogo tipa na osnove sistemi Al—Ce—Ni [Prospects for the creation of structural cast alloys of a eutectic type based on the Al—Ce—Ni system]. *Metally.* 1996. No. 6. P. 146—152.
- Belov N.A., Chvan A.V. Struktura i mehanicheskie svoystva evtecticheskikh kompozitov na osnove sistemi Al—Ce—Cu [Structure and mechanical properties of eutectic composites based on the Al—Ce—Cu system]. *Tsvet. metally.* 2007. No. 2. P. 91—95
- Kuzmich Yu.V., Kolesnikova I.T., Serba V.I., Freydin B.M. Механическое легирование [Mechanical alloying]. Moscow: Nauka, 2005.