

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715,669.7.017

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПЕРИТЕКТИЧЕСКОЙ РЕАКЦИИ В СИСТЕМЕ Al–Ca–Mn В ОБЛАСТИ, БОГАТОЙ АЛЮМИНИЕМ

© 2022 г. Н. А. Белов^a, Е. А. Наумова^{a, b}, В. В. Дорошенко^a,
Н. О. Короткова^{a, *}, Н. Н. Авксентьева^a

^aНИТУ “МИСиС”, кафедра обработки металлов давлением, Ленинский просп., 4, стр. 1, Москва, 119049 Россия

^bМГТУ “СТАНКИН”, кафедра “композиционные материалы”, Вадковский пер., 1, Москва, 127055 Россия

*e-mail: kruglova.natalie@gmail.com

Поступила в редакцию 14.02.2022 г.

После доработки 17.03.2022 г.

Принята к публикации 18.03.2022 г.

С использованием расчетных (Thermo-Calc) и экспериментальных (СЭМ, МРСА, ДСК, РФА) методов изучена фазовая диаграмма системы Al–Ca–Mn в области алюминиевого угла, включая поверхность ликвидуса и параметры перитектической реакции $L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$. В реальных условиях затвердевания эта реакция не завершается, поэтому кристаллы фазы Al_6Mn присутствуют также и в литой структуре.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, система Al–Ca–Mn, фазовый состав, микроструктура, кристаллизация, перитектическая реакция

DOI: 10.31857/S0015323022060043

ВВЕДЕНИЕ

Большинство алюминиевых сплавов имеют структуру однородного твердого раствора с небольшим количеством неравновесных избыточных фаз [1–4] или доэвтектическую структуру, если речь идет о силуминах [5]. Наличие в сплаве хрупких первичных интерметаллидов, как правило, нежелательно из-за их негативного влияния на пластичность, поскольку они являются концентраторами напряжений при пластической деформации [1]. Единственной группой сплавов, в которых используются первичные кристаллы, являются заэвтектические силумины [6]. Структура этих сплавов с компактными частицами первичных кристаллов кремния обеспечивает высокую износостойкость изделий, причем чем меньше кристаллы, тем выше износостойкость. Для измельчения кристаллов кремния применяют специальное модифицирование, воздействие ультразвука, а также множество других сложных воздействий [7–9]. В то же время современной технике требуется расширение спектра алюминиевых сплавов с разным комплексом свойств, в частности, для применения в аддитивных технологиях [10].

В последние годы авторами были исследованы разные группы алюминиевых сплавов, легированных кальцием [11–15]. Была установлена высокая технологичность при литье и деформации не только доэвтектических, но и заэвтектических алюми-

ниевых-кальциевых сплавов. Причем наиболее технологичными представляются сплавы системы Al–Ca–Mn [15]. Заэвтектические сплавы этой системы имеют структуру “естественного композита” с первичными кристаллами небольшого размера (не более 50–70 мкм), равномерно распределенными на фоне высокодисперсных эвтектик. Подобную структуру в заэвтектических силуминах возможно получить лишь в результате вышеописанных сложных технологических процессов [6–9].

Поскольку диаграмма состояния Al–Ca–Mn (а именно она определяет фазовый состав и структуру предлагаемой группы сплавов) до сих пор не была достаточно хорошо изучена, необходимо более детальное ее рассмотрение с помощью экспериментальных методов.

В работах [11, 15] было установлено, что в алюминиевом углу системы Al–Ca–Mn, помимо известных двойных фаз (Al_6Mn и Al_4Ca), марганец и кальций образуют тройное соединение, состав которого соответствует формуле $Al_{10}CaMn_2$. Это соединение отсутствует в базах данных, а его тип и параметры кристаллической решетки были определены авторами работы [16]. Более ранние исследования показали, что заэвтектические сплавы системы Al–Ca–Mn с первичными кристаллами $Al_{10}CaMn_2$ обладают высокой технологической

Таблица 1. Расчетный химический состав экспериментальных сплавов

Обозначение сплава	Кальций		Марганец		Алюминий
	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	
6Ca3Mn	6.0	4.2	3.0	1.5	Основа
8Ca2Mn	8.0	5.6	2.0	1.0	
4Ca3Mn	4.0	2.8	3.0	1.5	

пластичностью, чем заметно превосходят заэвтектические силумины, в частности АК18 [16, 17].

Согласно предложенному в работах [15, 16] строению фазовой диаграммы Al–Ca–Mn, тройное соединение может участвовать в 2 невариантных реакциях: эвтектической ($L \rightarrow (Al) + Al_4Ca + Al_{10}CaMn_2$) и перитектической ($L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$). Первая реакция подтверждена экспериментально, а вторая является предположением. Исходя из вышесказанного, была определена цель данной работы, которая состояла в установлении параметров данной перитектической реакции.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования были 3 заэвтектических алюминиевых сплава, содержащих кальций и марганец, составы которых приведены в табл. 1. Экспериментальные сплавы готовили в электропечи сопротивления фирмы GRAFICARBO в графитном тигле на основе алюминия высокой чистоты А99 (ГОСТ 11069–2001). Кальций вводили в чистом виде, а марганец в виде лигатуры Al–10% Mn. Разливку осуществляли в графитовую форму при температуре $\sim 750^\circ\text{C}$, получая плоские слитки размером $10 \times 20 \times 180$ мм (скорость охлаждения при кристаллизации около 20 К/с). Фактический состав всех трех приготовленных сплавов по данным спектрального анализа достаточно близок к расчетным значениям. Для получения состояний, близких к равновесным, образцы экспериментальных сплавов были также получены после медленного охлаждения (в печи) и после трехчасовой выдержки при 620 и 640°C с последующей закалкой в воду.

Микроструктуру образцов экспериментальных сплавов изучали с помощью оптического микроскопа Olympus GX51 (ОМ) и сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Микроскоп TESCAN, укомплектованный энергодисперсионной приставкой-микроанализатором производства Oxford Instruments и программным обеспечением AZtec, также использовали для микрорентгоспектрального анализа (МРСА).

Для проведения дифференциального термического анализа (ДСК) использовали калориметр Setaram Labsys DSC 1600, скорости нагрева и охла-

ждения составляли 10 К/мин. Рентгеноструктурный фазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре Bede D1 System (Bruker, Karlsruhe, Germany) с использованием излучения $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0.15406$ нм) и программного обеспечения, приведенного в [18].

Для расчета фазового состава сплавов использовали программу Thermo-Calc (база данных TTAL5) [19].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Выбор составов экспериментальных сплавов был обусловлен тем, чтобы они заведомо попадают в области первичной кристаллизации интерметаллидов, согласно данным [12, 16]. Это иллюстрирует рис. 1а, на котором приведена расчетная поверхность ликвидуса. Следует отметить, что используемая термодинамическая база данных TTAL5 (как и другие) не содержит описание соединения $Al_{10}CaMn_2$. Согласно работе [15], в сплавах 6Ca3Mn и 8Ca2Mn большая часть марганца связана в первичные кристаллы именно этого тройного соединения.

Из предыдущих работ по многокомпонентным алюминиево-кальциевым сплавам [11–16] следует, что рассчитанные (в базе TTAL5) размеры области первичной кристаллизации (Al) достаточно хорошо согласуются с экспериментальными данными. Таким образом, уточнению подлежат границы первичной кристаллизации двойных алюминидов (Al_4Ca и Al_6Mn), между которыми должна находиться область первичной кристаллизации тройного соединения. Состав сплава 4Ca3Mn был выбран, исходя из предположения, что в нем должна протекать невариантная перитектическая реакция $L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$, параметры которой в значительной мере определяют строение фазовой диаграммы Al–Ca–Mn в области алюминиевого угла.

Как видно из рис. 1б, в твердом состоянии (т.е. при температурах ниже солидуса) все экспериментальные сплавы находятся в фазовой области $(Al) + Al_4Ca + Al_{10}CaMn_2$. Однако из-за существенного отклонения от равновесия в процессе кристаллизации в структуре литых сплавов ожидали присутствие первичных кристаллы фазы Al_6Mn .

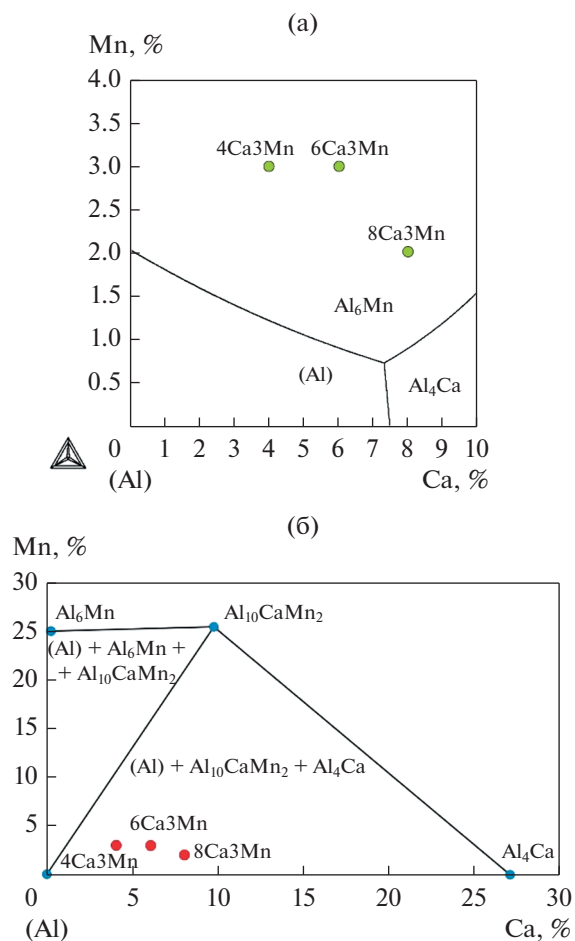


Рис. 1. Положение экспериментальных сплавов на диаграмме Al–Ca–Mn: (а) расчетная поверхность ликвидуса, (б) распределение фазовых областей в твердом состоянии.

Наличие таких кристаллов установлено в сплавах 6Ca3Mn и 4Ca3Mn (рис. 2а, 2б). В сплаве 8Ca2Mn присутствуют похожие иглообразные кристаллы, но они отвечают фазе Al₄Ca (рис. 2в). В литой структуре всех трех экспериментальных сплавов в том или ином количестве присутствуют компактные кристаллы тройного соединения.

Для корректировки расчетной поверхности ликвидуса (см. рис. 1а) анализировали структуры медленно закристаллизованных сплавов. Для их получения навески исходных слитков (массой 20–30 г) подвергали нагреву выше ликвидуса (+50°С) и выдержке при этой температуре в течение 1 ч, затем проводили охлаждение с печью. В структуре сплавов 6Ca3Mn (рис. 3а) и 8Ca2Mn (рис. 3б) имеется значительное количество компактных кристаллов тройного соединения, а первичные кристаллы фазы Al₆Mn не обнаружены. В сплаве 4Ca3Mn выявлены обе Mn-содержащие фазы, как в виде отдельных кристаллов, так и в виде двухфазных конгломератов, состоящих из светлой сердцевидной

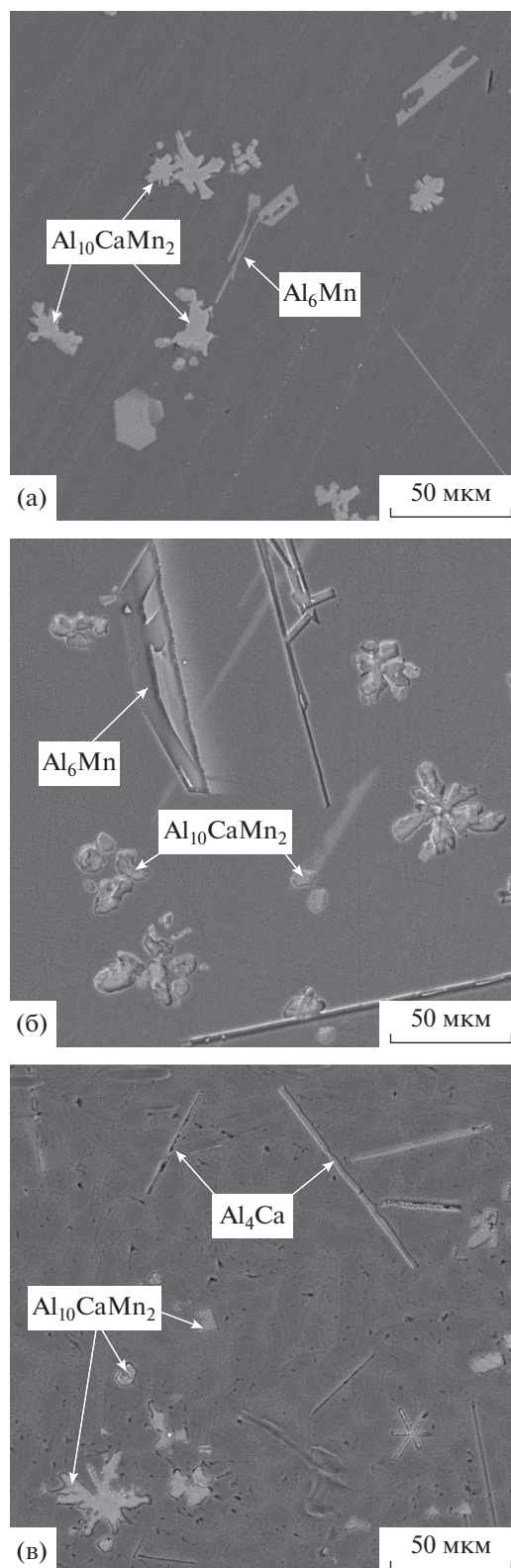


Рис. 2. Структуры экспериментальных сплавов литом состоянии, СЭМ, (а) 6Ca3Mn, (б) 8Ca2Mn, (в) 4Ca3Mn.

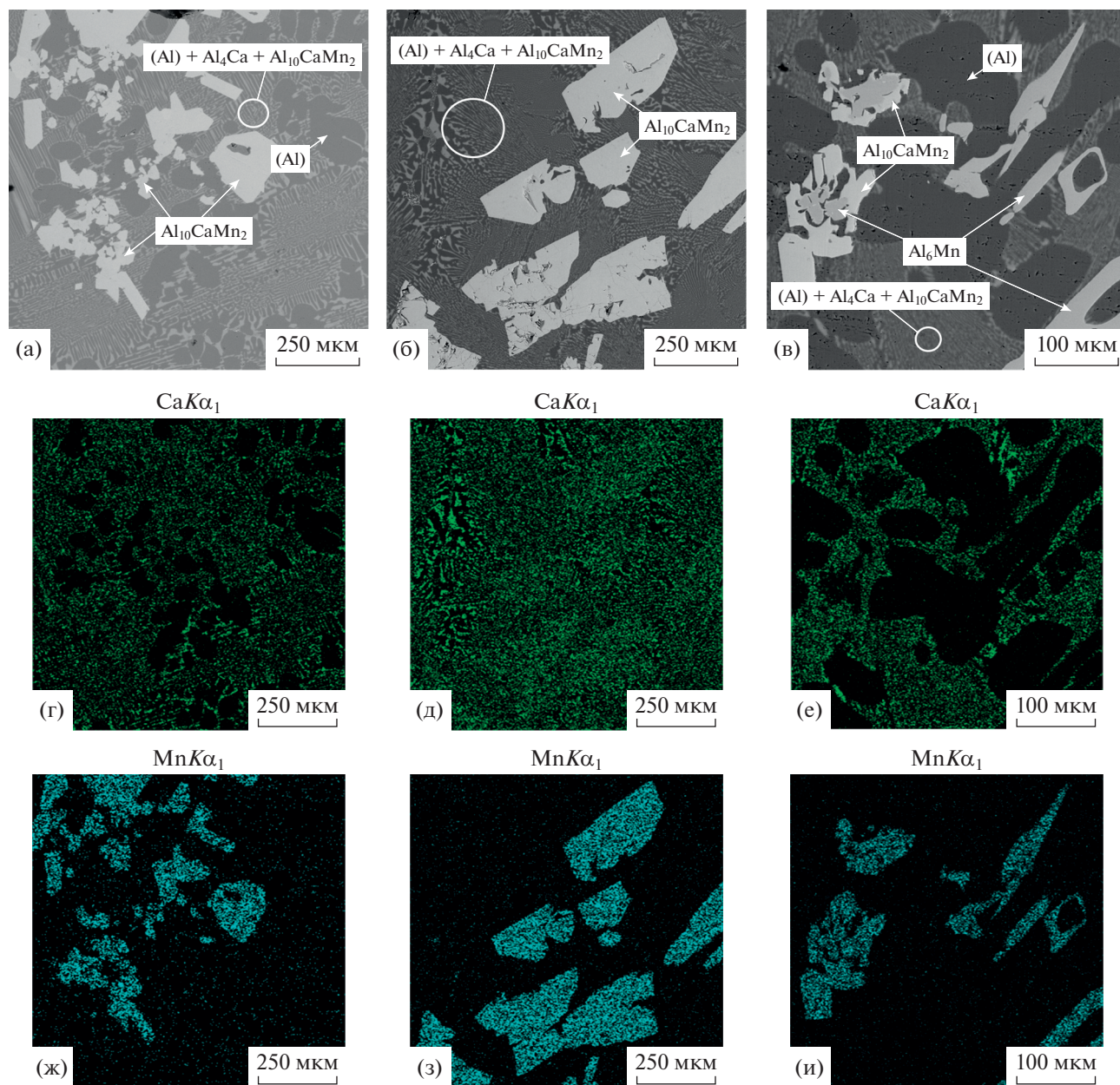


Рис. 3. Структуры (СЭМ) (а–в) и карты распределения кальция (г–е) и марганца (ж–и) в экспериментальных сплавах после охлаждения в печи, СЭМ. (а, г, ж) 6Ca3Mn, (б, д, з) 8Ca2Mn, (в, е, и) 4Ca3Mn.

ны и серых ободков, представляющих собой фазы Al_6Mn и $Al_{10}CaMn_2$, соответственно (рис. 3в). Такие конгломераты являются типичным признаком незавершенной перитектической реакции [19, 20]. Результаты МРСА медленно закристаллизованных сплавов, показывающие распределение кальция и марганца в первичных кристаллах (рис. 3г–3и), подтверждают их первичную идентификацию, сделанную по морфологическим признакам.

ДСК кривые нагрева и охлаждения сплава 4Ca3Mn, выбранного для определения параметров

невариантной перитектической реакции, показывают наличие сильных промежуточных пиков: при 630°C при охлаждении и 638°C при нагреве (рис. 4). Именно последнее значение, вероятно, отвечает температуре данной реакции, поскольку остальные заметные пики достаточно надежно можно связать с температурами ликвидуса (т.е. образование первичных кристаллов фазы Al_6Mn) и солидуса (т.е. невариантной эвтектической реакцией $L \rightarrow (Al) + Al_4Ca + Al_{10}CaMn_2$).

Для подтверждения температуры невариантной перитектической реакции были проанализи-

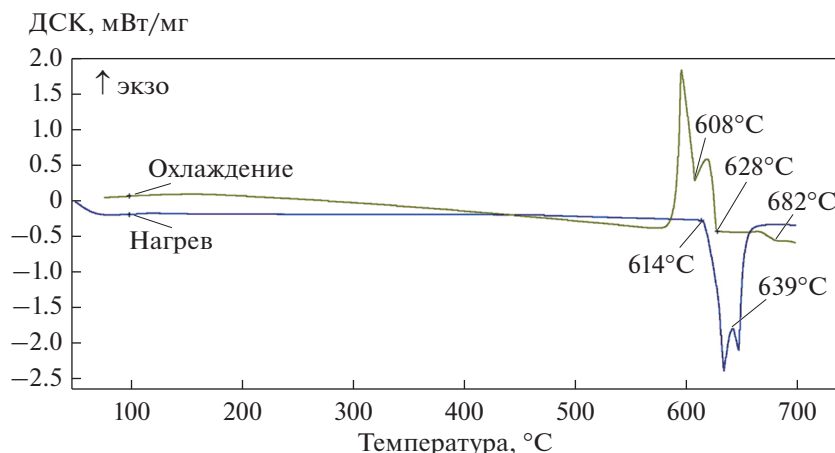


Рис. 4. ДСК кривые нагрева и охлаждения сплава 4Ca3Mn.

рованы структуры образцов всех экспериментальных сплавов после закалки из жидко-твердого состояния. Как следует из табл. 2, закалка от 620°C не выявляет наличия фазы Al_6Mn во всех сплавах, что подтверждает распределение фазовых областей в твердом состоянии, показанное на рис. 1б. С учетом того что в исходной (литой) структуре сплава 4Ca3Mn количество иглообразных кристаллов этой фазы достаточно велико (см. рис. 2в), их исчезновение в процессе выдержки может служить доказательством формирования равновесного состояния. С другой стороны, закалка этого сплава от 640°C показывает присутствие частиц фазы Al_6Mn . В отличие от исходного (литого) состояния (см. рис. 2в), данные кристаллы имеют компактную морфологию (рис. 5). С учетом исчезновения первичных кристаллов тройного соединения, присутствующих в литой структуре, это также может свидетельствовать о формировании равновесного состояния.

Анализ состава кристаллов в сплаве 4Ca3Mn подтверждает их соответствие соединениям Al_6Mn и $Al_{10}CaMn_2$, что отражено в табл. 3. Результаты рентгеноструктурного анализа также подтверждают идентификацию этих фаз. Как следует из рис. 6, отсутствие фазы Al_6Mn после закалки от 620°C и ее наличие после закалки от 640°C свидетельствует о том, что температура невариантной перитектической реакции находится между этими значениями. Таким образом, результаты ДСК (рис. 4), МРСА (рис. 5) и РФА (рис. 6) согласуются друг с другом.

Обобщение экспериментальных и расчетных данных (в частности, поверхность ликвидуса, показанная на рис. 1а) позволяет предложить уточненную поверхность ликвидуса системы Al–Ca–Mn (рис. 7а) и параметры невариантной перитектической реакции (рис. 7б). Расчетная площадь первичной кристаллизации (Al) (т.е. поло-

жение линий e_1-E и e_2-E) хорошо согласуется с ранее полученными экспериментальными данными [15]. Границы первичной кристаллизации интерметаллических фаз определены на основе анализа микроструктуры экспериментальных сплавов после медленного затвердевания (см. рис. 3).

Температура невариантной перитектической реакции $L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$, была взята на основе кривой нагрева ДСК сплава 4Ca3Mn (см. рис. 4). Исходя из того, что соответствующая точка P должна находиться на политерме e_1-E (рис. 7а), по данной температуре были рассчитаны концентрации Ca и Mn, которые составили 4.3 и 1.2% соответственно. Данной концентрации на той же политерме отвечает температура 636°C, которая соответствует результатам эксперимента (638°C).

Положение точки P позволяет установить вершины перитектического четырехугольника $Al_6Mn-Al-P-Al_{10}CaMn_2$ (рис. 7б), определяющего область сплавов, в которых может протекать невариантная перитектическая реакция $L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$. Как видно из рис. 7б, сплав 4Ca3Mn, попадающий в данный четырехугольник, нахо-

Таблица 2. Фазовый состав экспериментальных сплавов после трехчасовой выдержки в жидко-твердом состоянии и последующей закалки

Сплав	T, °C	Фазы
6Ca3Mn	620	L + $Al_{10}CaMn_2$ + (Al)
	640	L + $Al_{10}CaMn_2$
8Ca2Mn	620	L + $Al_{10}CaMn_2$ + Al_4Ca
	640	L + $Al_{10}CaMn_2$
4Ca3Mn	620	L + $Al_{10}CaMn_2$ + (Al)
	640	L + Al_6Mn + (Al)

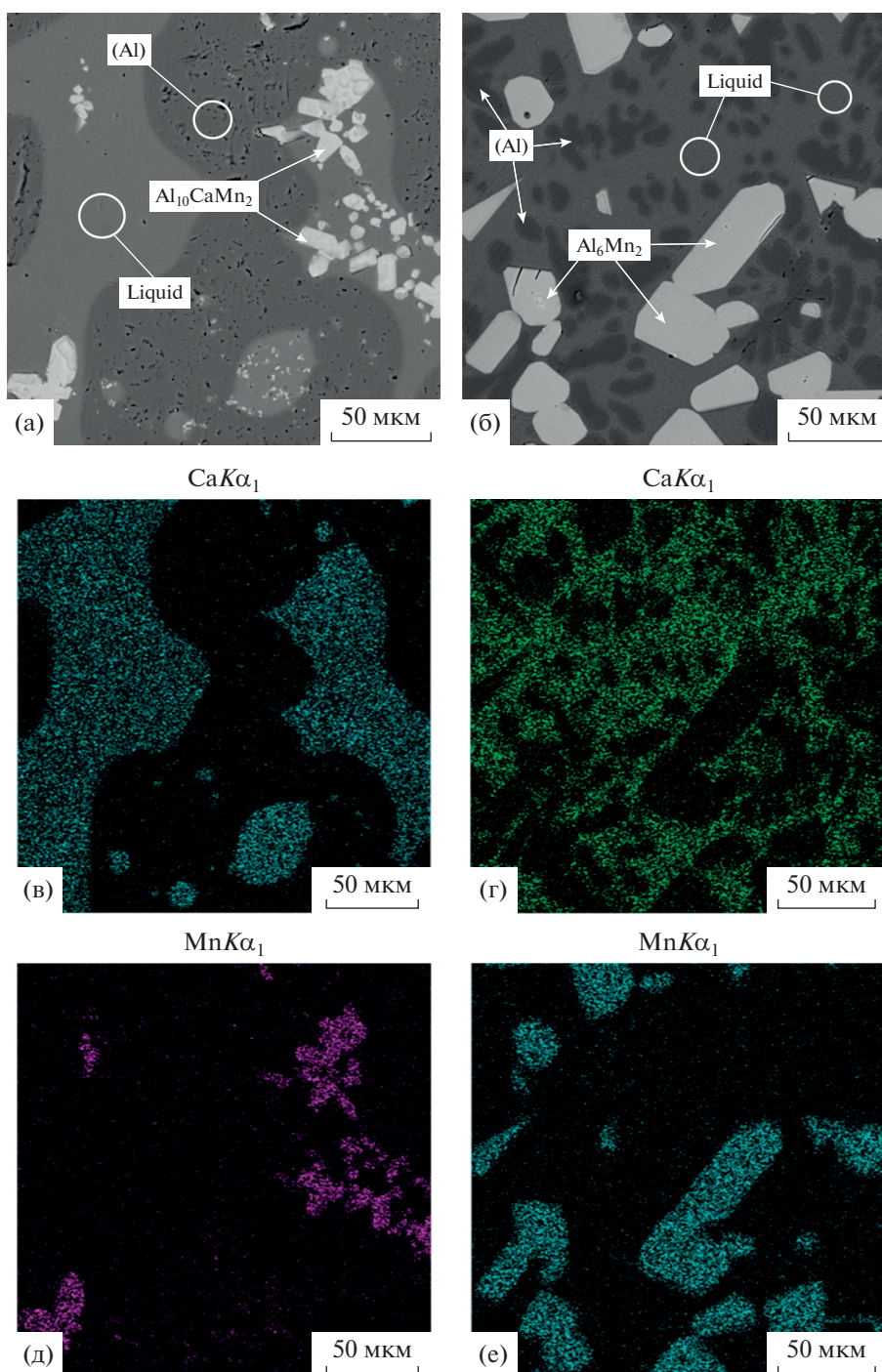


Рис. 5. Структуры (СЭМ) (а, б) и карты распределения кальция (в, г) и марганца (д, е) в сплаве 4Ca3Mn после трехчасовой выдержки при 620 (а, в, д) и 640°C (б, г, е) и последующей закалке в воде.

дится в треугольнике Al–P–Al₁₀CaMn₂. Из этого следует, что перитектическая реакция в нем должна заканчиваться исчезновением фазы Al₆Mn.

Количественная оценка фаз до и после данной реакции показывает, что количество жидкости при ее полном завершении должно существенно уменьшиться (с 93 до 76 мас. %), а количество алюми-

нового твердого раствора, напротив, возрастать (от ~1 до 22 мас. %). Это позволяет объяснить значительный термический эффект на кривой охлаждения (рис. 4).

Предложенный вариант фазовой диаграммы Al–Ca–Mn в области алюминиевого угла позволяет проанализировать реакции, протекающие в

Таблица 3. Состав фаз в сплаве 4Ca3Mn после трехчасовой выдержки в жидко-твердом состоянии и последующей закалки

T, °C	Фазы	Концентрация, ат. %			Концентрация, мас. %		
		Ca	Mn	Al	Ca	Mn	Al
620	L	5.77	0.40	93.83	8.81	0.77	90.93
	Al ₁₀ CaMn ₂	7.56	14.65	77.79	9.37	24.98	65.66
	(Al)	0.07	0.42	99.51	0.10	0.85	99.06
640	L	5.50	0.58	93.91	7.92	1.16	90.92
	Al ₆ Mn	0.07	13,95	85.97	0.10	24.82	75.08
	(Al)	0.08	0.56	99.37	0.11	1.14	98.76

экспериментальных сплавах, как в равновесных, так и в неравновесных условиях. В частности, в сплаве 4Ca3Mn после образования первичных кристаллов Al₆Mn состав жидкости приходит на политерму e₁–E вблизи точки P, которой отвечает невариантная перитектическая реакция L + Al₆Mn → (Al) + Al₁₀CaMn₂. В равновесных условиях данная реакция должна закончиться полным исчезновением фазы Al₆Mn. Однако подавление

данной реакции в реальных условиях приводит к формированию двухфазных конгломератов, состоящих из фаз Al₆Mn и Al₁₀CaMn₂ (см. рис. 3в). Завершается кристаллизация по невариантной эвтектической реакции (L → (Al) + Al₄Ca + Al₁₀CaMn₂). Данная последовательность реакций вытекает из предложенного строения диаграммы Al–Ca–Mn и согласуется с экспериментальными результатами, в частности, ДСК-кривой (см. рис. 4).

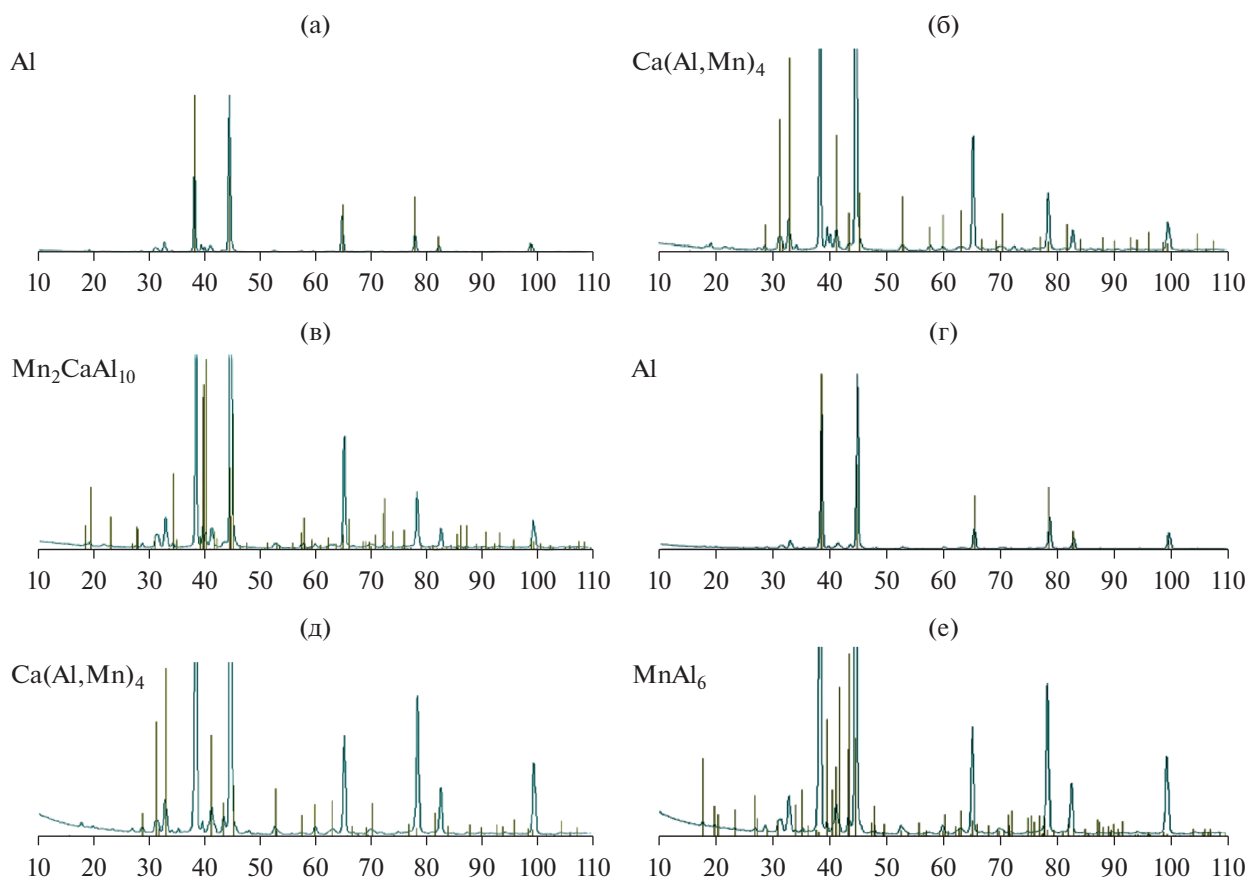


Рис. 6. Рентгенограммы сплава 4Ca3Mn после трехчасовой выдержке при 620 (а) и 640°С (б) и последующей закалки.

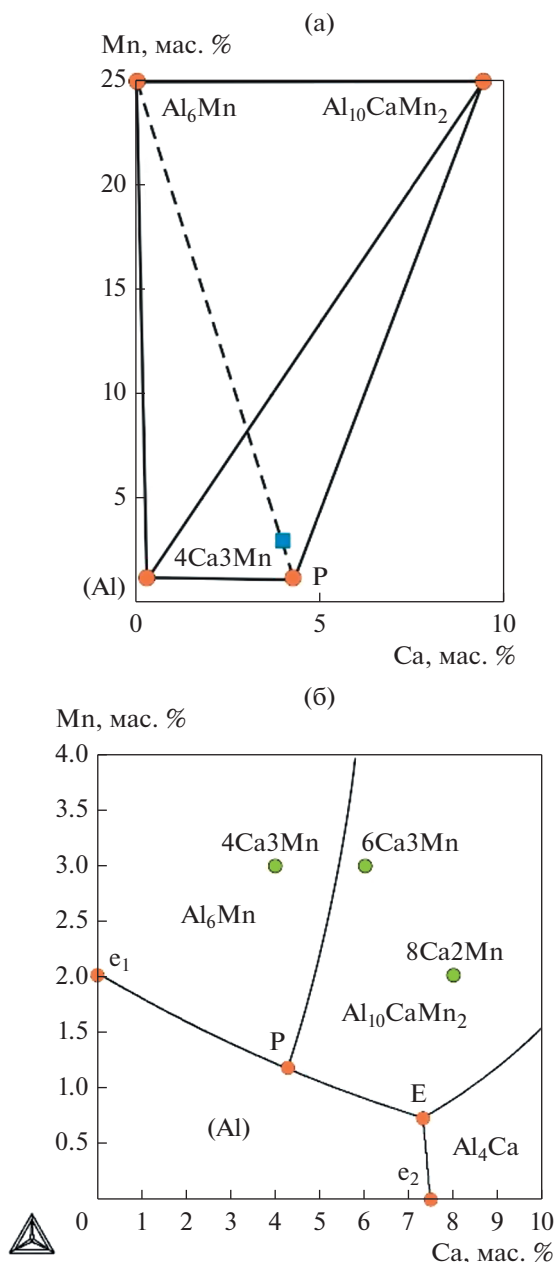


Рис. 7. Перитектический четырехугольник (а) и скорректированное строение поверхности ликвидуса (б) системы Al–Ca–Mn в области алюминиевого угла (будут другие рисунки аналогичного формата).

ВЫВОДЫ

1. С использованием расчетных (Thermo-Calc) и экспериментальных (СЭМ, МРСА, ДСК, РФА) методов изучена фазовая диаграмма системы Al–Ca–Mn в области алюминиевого угла, включая поверхность ликвидуса и распределение фаз в твердом состоянии. Показано, что помимо известных двойных фаз (Al₆Mn и Al₄Ca), кальций и марганец образуют тройное соединение, состав которого соответствует формуле Al₁₀CaMn₂. Пер-

вичные кристаллы этого соединения имеют компактную морфологию, в отличие от игольчатых включений двойных фаз.

2. В данной тройной системе происходят две неинвариантные реакции: эвтектическая ($L \rightarrow (Al) + Al_4Ca + Al_{10}CaMn_2$) и перитектическая ($L + Al_6Mn \rightarrow (Al) + Al_{10}CaMn_2$). Температура перитектической реакции составляет 638°C, а состав жидкости 4.3 мас. % Ca и 1.2 мас. % Mn. В реальных условиях затвердевания эта реакция не завершается, поэтому кристаллы фазы Al₆Mn присутствуют также и в литой структуре. При медленном затвердевании значительная часть этих кристаллов успевает вступить в реакцию с образованием тройного соединения. Это приводит к образованию двухфазных частиц, ядром которых являются включения фазы Al₆Mn, окруженные ободком тройного соединения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 20-19-00746.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Hatch J.E.* Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. Ohio: American Society for Metals. 1984. p. 424.
2. *Polmear I., StJohn D., Nie J.F., Qian M.* Physical metallurgy of aluminium alloys, In: Light Alloys, 5th ed.; Elsevier, London, 2017. P. 31–107.
3. *Gloria A., Montanari R., Richetta M., Varone A.* Alloys for Aeronautic Applications: State of the Art and Perspectives // Metals. 2019. V. 9. P. 662. <https://doi.org/10.3390/met9060662>
4. *Graf A.* Aluminum alloys for lightweight automotive structures. In Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles, 2nd ed., Woodhead Publishing in Materials, 2021. P. 97–123.
5. *Jorstad J., Apelian D.* Hypereutectic Al–Si Alloys: Practical Casting Considerations // Inter Metalcast. 2009. № 3. P. 13–36. <https://doi.org/10.1007/BF03355450>
6. *Белов Н.А., Белов В.Д., Савченко С.В., Самошина М.Е., Чернов В.А., Алабин А.Н.* Поршневые силумины (Под ред. Белова Н.А.). М.: Руда и металлы, 2011. С. 246. [Belov N.A., Belov V.D., Savchenko S.V., Samoshina M.E., Chernov V.A., Alabin A.N. Piston silumins (ed. by Belov N.A.). М.: Ore and Metals, 2011. P. 246.]
7. *Zhang H.-H., Duan Hm., Shao G., Xu L.* Microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al–Si alloy modified with Cu–P // Rare Met. 2008. V. 27. № 1. P. 59–63.
8. *Zhu Q., Rassili A., Midson S.P., Hu X.G.* Thixoforming of Hypereutectic AlSi₁₂Cu₂NiMg Automotive Pistons // Sol. St. Phen. 2019. V. 285. P. 446–452. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.285.446>
9. *Prudnikov A.N.* Deformable heatproof transeutectic silumin for pistons // Steel in Translation. 2009. V. 39. № 456. P. 456–459. <https://doi.org/10.3103/S0967091209060047>
10. *Olakanmi E.O., Cochrane R.F., Dalgarno K.W.* A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of alu-

- minium alloy powders: Processing, microstructure, and properties. // *Progress in Materials Science*. 2015. V. 74. P. 401–477.
11. *Наумова Е.А.* Использование кальция в сплавах: от модифицирования до легирования // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2018. № 2. С. 59–76. DOI 10.17073/0021-3438-2018-2-59-76 [*Naumova E.A.* Use of Calcium in Alloys: From Modifying to Alloying // *Russian J. Non-Ferrous Metals*. 2018. V. 59. № 3. P. 284–298.] <https://doi.org/10.3103/S1067821218030100>.
 12. *Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T. K.* Eutectic alloys based on aluminum: new alloying systems. Moscow: Ore and Metals, 2016. P. 256.
 13. *Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T. K., Doroshenko V.V.* Phase Diagram of the Al–Ca–Fe–Si System and Its Application for the Design of Aluminum Matrix Composites // *JOM*. 2018. V. 70(11). P. 2710–2715. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>
 14. *Belov N.A., Naumova E.A., Bazlova T.A., Doroshenko V.V.* Phase Composition and Hardening of Castable Al–Ca–Ni–Sc Alloys Containing 0.3% Sc // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. V. 59. P. 76–81. [*Белов Н.А., Наумова Е.А., Базлова Т.А., Дорошенко В.В.* Фазовый состав и упрочнение литейных сплавов системы Al–Ca–Ni–Sc, содержащих 0.3% Sc // *МирТом*. 2017. № 2. С. 12–17.] <https://doi.org/10.1007/s11041-017-0106-0>
 15. *Naumova E.A., Akopyan T.K., Letyagin N.V., Vasina M.A.* Investigation of the structure and properties of eutectic alloys of the Al–Ca–Ni system containing REM // *Non-ferrous Metals*. 2018. № 2. P. 24–29. <https://doi.org/10.17580/nfm.2018.02.05>
 16. *Naumova E.A., Doroshenko V.V., Barykin M.A., Sviridova T.A., Lyasnikova A.V., Shurkin P.K.* Hypereutectic Al–Ca–Mn–(Ni) Alloys as Natural Eutectic Composites // *Metals*. 2021. № 11(6). P. 890. <https://doi.org/10.3390/met11060890>
 17. *Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Barykin M.* Comparative analysis of Ni, Mn, Fe and Si influence on microstructure and phase composition of hypereutectic aluminum–calcium alloys // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. V. 59. № 1. [Сравнительный анализ влияния добавок Ni, Mn, Fe и Si на микроструктуру и фазовый состав заэвтектических алюминиево-кальциевых сплавов // *Изв. вузов. Цветная металлургия*. 2021. № 6. С. 59–76.]
 18. *Shelekhov E.V., Sviridova T.A.* Programs for X-ray analysis of polycrystals // *Met. Sci. Heat Treat*. 2000. V. 42. P. 309–313. <https://doi.org/10.1007/bf02471306>
 19. Thermo-Calc Software TTAL5 Al-Alloys. URL: www.thermocalc.com (accessed: 17.02.2021).
 20. *Glazoff M., Khvan A., Zolotarevsky V., Belov N., Dinsdale A.* Casting Aluminum Alloys. 2nd Edition: Their Physical and Mechanical Metallurgy. Elsevier, 2018. P. 608.
 21. *Mondolfo L.F.* Aluminium Alloys: Structure and Properties; Butterworths: London, UK, 1976. P. 806–841.