

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

**ВЛИЯНИЕ La НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
ДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ (Al) + Al<sub>4</sub>(Ca,La)**

© 2023 г. Н. В. Летягин<sup>a, b, \*</sup>, Т. К. Акопян<sup>a, b</sup>, З. Нгуен<sup>a</sup>, Т. А. Свиридова<sup>a</sup>,  
А. Н. Кошмин<sup>a</sup>, А. А. Аксёнов<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,  
ул. Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

<sup>b</sup>Московский политехнический университет, ул. Большая Семёновская, 38, Москва, 107023 Россия

\*e-mail: n.v.letyagin@gmail.com

Поступила в редакцию 04.08.2022 г.

После доработки 14.11.2022 г.

Принята к публикации 17.11.2022 г.

Статья посвящена вопросам оптимизации химического состава высокотехнологичных сплавов системы Al<sub>3</sub>Ca(0.5–2.0)La<sub>1.5</sub>Mn (мас. %). С использованием передовых методов анализа структуры и фазового состава (электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ, термодинамический расчет), а также механических свойств (анализ свойств на растяжение), формирующихся в процессе деформационной обработки, обоснована перспективность снижения концентрации лантана с 2 до 0.5 мас. % в новых сплавах. Изучена эволюция структуры сплавов в процессе термомеханической обработки. Показано, что в процессе горячей прокатки при 400°C без предварительного отжига слитков удастся получить качественные деформированные полуфабрикаты (листы) без поверхностных и краевых дефектов (степень деформации до 90%). Деформационная обработка обеспечивает формирование структуры с равномерно распределенными в алюминиевой матрице включениями эвтектической фазы (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La), которые обнаруживаются в виде выделений округлой формы субмикронного размера (300 × 150 нм). Кроме того, наблюдается формирование сетки малоугловых границ (субзерен), средний размер субзерен ~1 мкм, по этим границам также обнаруживаются отдельные включения эвтектической фазы. Подобное сочетание структурных характеристик в значительной мере обеспечивает достижение в процессе горячей прокатки благоприятных механических свойств (предел прочности 240–260 МПа, предел текучести 185–205 МПа, относительное удлинение 5.5–9.0% для сплава, содержащего 0.5 мас. % La), сопоставимых со свойствами ранее изученного сплава, содержащего до 2 мас. % лантана.

*Ключевые слова:* алюмокальциевые сплавы, листовой прокат, эвтектика, термообработка, микроструктура, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323022601064, EDN: KPMIMP

**ВВЕДЕНИЕ**

В связи с растущими экологическими и экономическими требованиями производства актуальным является вопрос разработки более легких, прочных и технологичных алюминиевых сплавов, позволяющих создавать сложные составные конструкции свободной геометрии за счет соединения топологически оптимизированных изделий, отличающихся процессом производства (литье, обработка давлением, аддитивное производство) [1–4].

Добиться вышеуказанных преимуществ позволили исследования алюмокальциевых сплавов, в процессе затвердевания которых происходит кристаллизация ультратонкой эвтектики (Al + Al<sub>4</sub>Ca), характеризующейся высокой объемной долей второй фазы (до 30 об. %), пониженной

плотностью (фаза Al<sub>4</sub>Ca ~ 2.4 г/см<sup>3</sup>), высокой термической стабильностью и коррозионным потенциалом сопоставимым с коррозионным потенциалом алюминиевой матрицы [5]. В результате был разработан ряд перспективных композиций сплавов Al–Ca–Cu–Mn [6], Al–Ca–Mn–Ni [7, 8] Al–Ca–PЗМ–Mn [9, 10], Al–Ca–Ni–PЗМ [11], Al–Zn–Mg–Ca [12]. Эти сплавы заметно выделяются среди традиционных силуминов или среднепрочных деформируемых сплавов 3xxx, 5xxx и 6xxx серий высокой технологичностью в процессе литья, обработки давлением, аддитивного производства, а также демонстрируют высокие прочностные и пластические свойства при отсутствии упрочняющей термообработки, включающей использование операции гомогенизации, закалки и старения. По нашему мнению,

система Al–Ca может рассматриваться в качестве перспективной основы для создания вторичных алюминиевых сплавов, что актуально на сегодняшний день [13–15].

По имеющимся данным [16, 17] железо и кальций образуют с алюминием тройное соединение, состав которого соответствует формуле  $Al_{10}CaFe_2$ . Согласно [18], в четверной системе Al–Ca–Fe–Si кристаллизация всех Al–Ca сплавов должна завершаться по эвтектической реакции  $L \rightarrow Al + Al_4Ca + Al_2CaSi_2 + Al_{10}CaFe_2$ . При этом эта четверная эвтектика имеет более тонкую микроструктуру, чем бинарная эвтектика (Al) +  $Al_4Ca$ . Таким образом, стоит полагать, что сплавы на основе этой многофазной эвтектики могут иметь хорошее сочетание различных технологических и механических свойств. При этом дополнительное легирование малыми добавками лантаноидов или, например, медью [6, 9, 10] рассматривается как дополнительный фактор модифицирования эвтектики.

Одним из успешных примеров алюмокальциевых сплавов, обладающих вышеуказанными преимуществами, является рассмотренный ранее модельный сплав  $Al_3Ca_2La_{1.5}Mn$  [9, 10], в котором эвтектической фазой является твердый раствор  $Al_4(Ca, La)$  на основе фазы  $Al_4Ca$ , а дополнительное упрочнение обеспечено включением в состав сплава марганца. Однако несмотря на благоприятный набор ранее описанных технологических и механических свойств, приобретаемых модельным сплавом в процессе литья и термомеханической обработки, основным вопросом остается целесообразность введения лантана в относительно высоких концентрациях (до 2 мас. %).

Таким образом, основной целью данной работы является оптимизация химического состава сплавов системы Al–Ca–La–Mn с целью сокращения концентрации La до значения менее 1 мас. %, а также для предлагаемых композиций оценка технологичности, изменений микроструктуры и механических свойств в процессе термомеханической обработки.

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Выплавку модельных сплавов системы  $Al_3Ca_{1.5}Mn(La)$  осуществляли в печи Graficarbo с графитовым тиглем. В качестве шихтовых материалов использовали: алюминий А99 (99.99%), лантан (99.9%) и лигатуры Al–15% Ca, Al–20% Mn.

Процесс плавки и литья включал следующие основные этапы: плавление основных компонентов, перемешивание и выдержка расплава для обеспечения однородности состава, удаление шлака, разливка металла при 780–800°C в графитовые изложницы с размерами рабочей полости 10 × 40 × 180 мм для получения плоских слитков

**Таблица 1.** Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация, мас. %					
	Al	Ca	La	Mn	Si	Fe
$Al_3Ca_1La_{1.5}Mn$	Ост.	3.14	1.05	1.38	0.1	0.07
$Al_3Ca_{0.5}La_{1.5}Mn$	Ост.	3.14	0.53	1.28	0.1	0.05

для дальнейшей термической и деформационной обработки. Химический состав экспериментальных сплавов представлен в табл. 1.

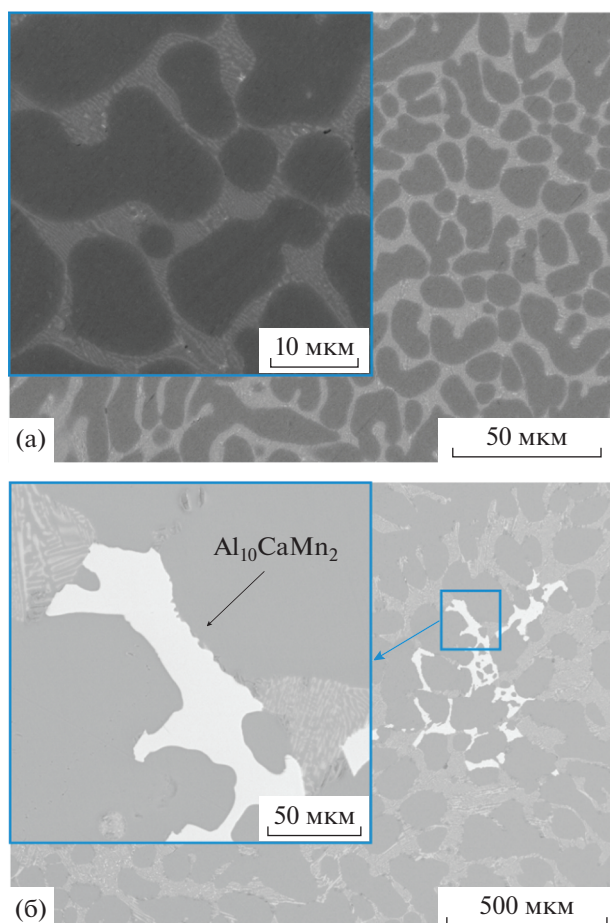
Плоские слитки без предварительного отжига подвергали горячей прокатке (ГП) до толщины 2 мм (относительная степень деформации 80%) при температуре 400°C. Далее после промежуточного отжига для снятия напряжений при 400°C – 1 ч. (Т/О 400°C) в процессе ГП при 400°C производили докат листа до толщины 1 мм (относительная деформация 90%).

Термообработку (Т/О) литых и деформированных полуфабрикатов из исследованных сплавов проводили в печах SNOL с точностью поддержания температуры 3°C.

Анализ микроструктуры проводили методами электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3 и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ, JEM-2100). Химический состав структурных составляющих определяли методом микро-рентгеноспектрального анализа (МРСА). Изготовление шлифов проводили путем механической и электролитической полировки. Тонкие фольги для ПЭМ готовили методом ионной полировки с помощью установки PIPS (Precision Ion Polishing System, Gatan).

Для проведения количественного фазового анализа (определение объемной доли фаз, параметров решетки фаз) использовали дифрактометр ДРОН-4. Данные были получены с использованием излучения  $CuK\alpha$  и обработаны программным пакетом [19]. Интервал съемки находился в диапазоне углов  $2\theta$  от 10° до 110°. Шаг съемки по  $2\theta$  – 0.1°. Экспозиция на точку съемки составляла 6 с. Погрешность измерения составила 10% для объемной доли и 0.15% для параметра решетки.

Механические свойства полученных полуфабрикатов определяли путем измерения твердости по Виккерсу (установка DUROLINE MH-6) и путем проведения механических испытаний на одноосное растяжение (испытательная машина Zwick/Roll Z250). Оценка количественных характеристик фазового состава сплавов также производили с использованием термодинамических расчетов в программе Thermo-Calc (база данных TTA15).



**Рис. 1.** Структура сплава  $\text{Al}_3\text{Ca}_0.5\text{La}_1.5\text{Mn}$  (СЭМ) в литом состоянии. Скорость охлаждения при кристаллизации (а)  $\sim 10$  и (б)  $\sim 0.01^\circ\text{C}/\text{с}$  (медленное охлаждение).

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На начальном этапе исследований проводили анализ структуры и фазового состава сплавов с использованием методов СЭМ, МРСА, а также данных предыдущих исследований [9, 10].

Микроструктурные исследования показывают, что сплав  $\text{Al}_3\text{Ca}_0.5\text{La}_1.5\text{Mn}$  имеет в литом состоянии типичную доэвтектическую структуру (рис. 1), где более светлые эвтектические области (колонии) окружают области алюминиевого твердого раствора. Исходя из имеющихся данных и результатов МРСА, эвтектические частицы в виде компактных колоний сформированы алюмокальциевыми интерметаллидами  $\text{Al}_4(\text{Ca},\text{La})$  со средним характерным размером менее 1 мкм.

Дополнительные микроструктурные исследования медленно охлажденных образцов позволяют охарактеризовать эвтектическую структуру как многофазную. В частности, результаты МРСА позволяют выявить в составе эвтектики тройную Mn-

содержащую фазу, имеющую состав  $\text{Al}_{10}\text{CaMn}_2$ , ранее описанную в работе [7].

Визуально, образовавшаяся структура идентична представленной ранее для сплава  $\text{Al}_3\text{Ca}_2\text{La}_1.5\text{Mn}$  [9, 10].

В процессе деформационной обработки сплавы с концентрацией лантана 0.5 и 1.0 мас. %, аналогично ранее изученному сплаву  $\text{Al}_3\text{Ca}_2\text{La}_1.5\text{Mn}$ , демонстрируют высокую технологичность. Нагретые до  $400^\circ\text{C}$  слитки хорошо поддаются горячей продольной прокатке (без предварительного отжига), что позволяет получать качественные 2 мм листы (степень деформации 80%) без поверхностных и краевых дефектов. По сравнению с литым состоянием в структуре наблюдаются вытянутые в направлении прокатки эвтектические колонии. Ввиду относительно невысокой степени деформации все еще различается исходная структура эвтектических колоний (рис. 2а).

Путем последующей горячей прокатки листа до толщины 1 мм обеспечивается получение более равномерно распределенных в алюминиевой матрице дисперсных эвтектических включений (рис. 2б), способных вносить вклад в упрочнение по механизму Орована [6, 11].

Для деформированных образцов фазовый состав и структуру изучали более детально с использованием методов рентгенофазового анализа (РФА) и ПЭМ. Анализ тонкой структуры после термомеханической обработки (рис. 3) выявил формирование структуры с низкой плотностью дислокаций и хорошо различимыми границами субзерен. По границам субзерен наблюдаются измельченные в процессе деформационной обработки эвтектические частицы субмикронного размера (визуализируются в виде выделений округлой формы размерами  $\sim 300 \times 150$  нм), которые способны также выступать в качестве стабилизаторов структуры при рекристаллизации [9].

Как можно видеть из рис. 4, рентгеновская дифракционная картина новых сплавов с пониженным содержанием лантана качественно слабо отличается от таковой для ранее изученного сплава  $\text{Al}_3\text{Ca}_2\text{La}_1.5\text{Mn}$ . Количественная разница заключается в снижении объемной доли фазы  $(\text{Al},\text{Mn})_4(\text{Ca},\text{La})$  (табл. 2) при снижении концентрации лантана в сплаве. Так, при снижении концентрации лантана в два раза, то есть до 1.0 мас. %, снижение объемной доли фазы составило  $\sim 4.0$  об. %. При дальнейшем снижении концентрации лантана до 0.5 мас. % объемная доля эвтектической фазы меняется незначительно (определяемая разница находится в пределах погрешности измерения).

При этом стоит отметить, что снижение содержания лантана в сплаве до 0.5–1.0 мас. % ведет не только к снижению объемной доли эвтектической фазы, но и изменению химического состава

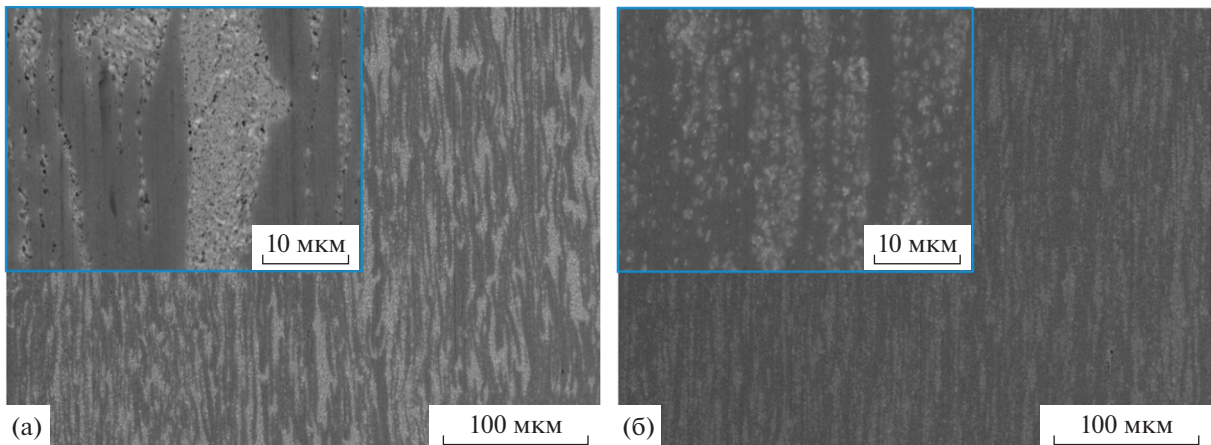


Рис. 2. Структура горячекатаного сплава  $\text{Al}_3\text{Ca}_{0.5}\text{La}_{1.5}\text{Mn}$  (СЭМ) с суммарной степенью деформации: 80 (а), 90% (б).

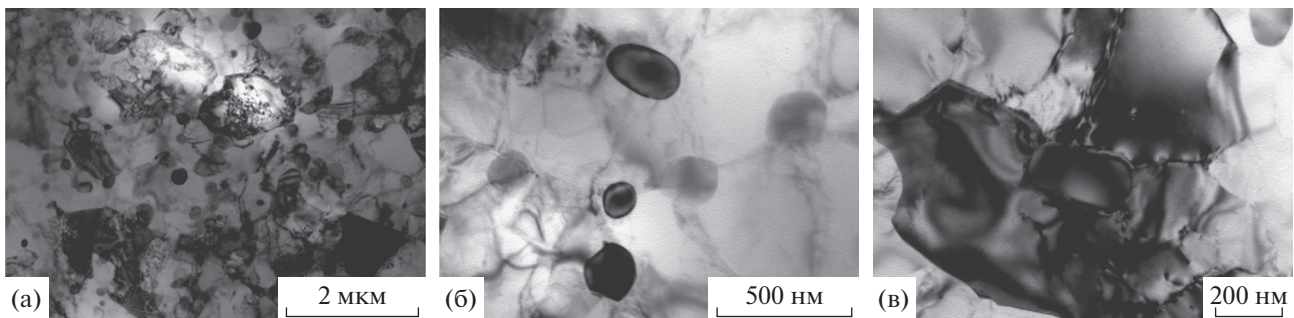


Рис. 3. Структура (ПЭМ) сплава  $\text{Al}_3\text{Ca}_{0.5}\text{La}_{1.5}\text{Mn}$ , прокатанного со степенью деформации 90%: а) субзеренная структура с равномерно распределенными включениями интерметаллидной фазы  $(\text{Al}, \text{Mn})_4(\text{Ca}, \text{La})$ , б) характерное строение частиц фазы  $\text{Al}_4(\text{Ca}, \text{La})$ , в) пример расположение частиц фазы  $(\text{Al}, \text{Mn})_4(\text{Ca}, \text{La})$  по границам субзерен.

соединения. Согласно данным табл. 2, снижение концентрации La в сплаве с 2 до 1 мас. % приводит к увеличению параметра кристаллической решетки с соединения  $(\text{Al}, \text{Mn})_4(\text{Ca}, \text{La})$  на 0.06%. Дальнейшее снижение концентрации La до

0.5 мас. % приводит к увеличению этой разницы до 0.16%. Причем стоит отметить, что данная зависимость согласуется с ранее представленными данными, описывающими высокую взаимную растворимость соединений  $\text{Al}_{11}\text{La}_3$  и  $\text{Al}_4\text{Ca}$  в трой-

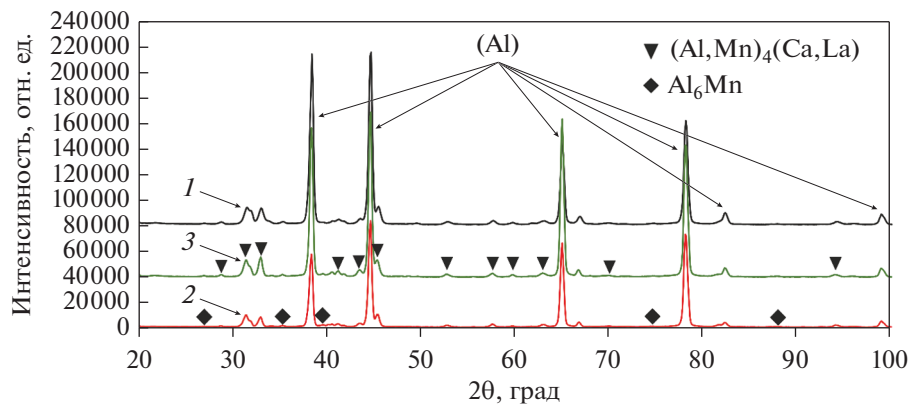


Рис. 4. Сравнительная рентгено-дифракционная картина экспериментальных сплавов  $\text{Al}_3\text{Ca}_2\text{La}_{1.5}\text{Mn}$  (1),  $\text{Al}_3\text{Ca}_1\text{La}_{1.5}\text{Mn}$  (2),  $\text{Al}_3\text{Ca}_{0.5}\text{La}_{1.5}\text{Mn}$  (3) после горячей прокатки со степенью деформации 90%.

**Таблица 2.** Данные РФА по фазовому составу и параметрам решетки интерметаллидов в сплавах системы Al3Ca(0.5–2)La1.5Mn после горячей прокатки со степенью деформации 90%

№	Состав сплава, мас. %	Фаза	Обозначение Пирсона	Объемная доля фазы, %	Параметры решетки, Å		
					<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>
1	Al3Ca2La1.5Mn	(Al,Mn) <sub>4</sub> (Ca,La)	tI10	12.7	4.367	–	11.164
		Al <sub>6</sub> Mn	oC28	–	–	–	–
2	Al3Ca1La1.5Mn	(Al,Mn) <sub>4</sub> (Ca,La)	tI10	8.8	4.367	–	11.171
		Al <sub>6</sub> Mn	oC28	1.3	7.577	6.475	8.864
3	Al3Ca0.5La1.5Mn	(Al,Mn) <sub>4</sub> (Ca,La)	tI10	9.8	4.369	–	11.182
		Al <sub>6</sub> Mn	oC28	1.7	7.577	6.475	8.864

ной системе Al–Ca–La [10] и влияние наблюдаемой растворимости на химический состав и структуру интерметаллидных соединений. Таким образом, снижение концентрации лантана в сплаве с 2.0 до 0.5–1.0 мас. % приводит к снижению концентрации La в фазе (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La), и как следствие к уменьшению количества интерметаллидного соединения.

Также стоит подчеркнуть, что марганец значительно усложняет фазовый состав сплавов Al–Ca–La, так как растворяется и в алюминии, и в фазе (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La) и может образовывать фазы Al<sub>6</sub>Mn, Al<sub>10</sub>CaMn<sub>2</sub>. При этом Al<sub>6</sub>Mn, скорее всего, не находится в равновесии с алюминием и при длительном отжиге должен трансформироваться в Al<sub>10</sub>CaMn<sub>2</sub> (рис. 1б). В целом, четверная система имеет достаточно сложное строение и требует дополнительного изучения. Следует также отметить, что, тогда как в сплавах с содержанием лантана 0.5–1.0 мас. % обнаруживается некоторое количество дисперсоидов фазы Al<sub>6</sub>Mn (табл. 2), то в сплаве с содержанием лантана 2.0 мас. % обнаружить их уже не удастся. Последнее связано с естественным уменьшением количества фазы Al<sub>6</sub>Mn ввиду растворимости марганца в соединении (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La), количество которого больше именно в сплаве с повышенным содержанием лантана.

По результатам проведенных структурных исследований можно оценить вклад каждого структурного компонента в упрочнение сплава [6]. В частности, для сплава с содержанием лантана 0.5 мас. % условный предел текучести был рассчитан по формуле:

$$\sigma_{YS} = \sigma_0 + \sigma_{\text{инт}} + \sigma_{SS} + \sigma_{GS}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – предел текучести чистого алюминия (~20 МПа),  $\sigma_{\text{инт}}$  – вклад интерметаллидов вторых фаз,  $\sigma_{SS}$  – вклад твердорастворного упрочнения вследствие растворения атомов Mn в (Al),  $\sigma_{GS}$  – вклад зернограничного упрочнения.

Интерметаллидные частицы второй фазы вносят вклад в упрочнение сплава согласно механизму Орована, описанному общей формулой:

$$\Delta\sigma_{\text{инт}} = \frac{M \times 0.4Gb}{\pi\sqrt{(1-\nu)}} \frac{\ln\left(\frac{\pi R}{2b}\right)}{\lambda}, \quad (2)$$

где  $M$  – фактор Тейлора (3.06),  $G$  – модуль сдвига (25.4 ГПа),  $b$  – вектор Бюргера (0.286 нм),  $\nu$  – коэффициент Пуассона (0.345),  $R$  – средний радиус частиц. Для монодисперсных частиц межчастичное расстояние может быть рассчитано как

$$\lambda = R \left( \sqrt{\frac{2\pi}{3f_v}} - \frac{\pi}{4} \right), \quad (3)$$

где  $f_v$  – объемная доля частиц.

Однако формулы (2) и (3) применимы для частиц, обладающих морфологией близкой к сферической. Для относительно вытянутых частиц, на подобие тех, что наблюдаются для эвтектической фазы (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La), ранее в работе [11] предложена модифицированная формула:

$$\Delta\sigma_{0.2}(e) = \frac{M \times 0.4Gb}{\pi\sqrt{(1-\nu)}} \frac{\ln\left(\frac{2P_e}{\pi r_0}\right)}{\lambda}, \quad (4)$$

где  $P_e$  – средний периметр частиц, (нм).

Следует отметить, что в анализируемом сплаве Al3Ca0.5La1.5Mn согласно результатам РФА (табл. 2) также обнаруживаются вторичные кристаллы фазы Al<sub>6</sub>Mn с гораздо меньшей объемной долей (~1.7%) в сравнении с эвтектической фазой. Ввиду невысокой доли дисперсоидов на фоне значительного количества частиц эвтектической фазы, кристаллы фазы Al<sub>6</sub>Mn при электронно-микроскопических исследованиях непосредственно не идентифицировались. Однако вклад дисперсоидов в упрочнение оценивался в совокупности с эвтектическими частицами путем анализа среднего межчастичного расстояния и среднего характерного размера для всех частиц, наблюдаемых при

**Таблица 3.** Механические свойства сплавов Al<sub>3</sub>Ca(0.5–2)La1.5Mn в деформированном и отожженном состоянии

Сплав	Режим	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Al <sub>3</sub> Ca0.5La1.5Mn	ГП 2 мм	262 ± 3	205 ± 2	5.4 ± 0.2
	ГП 2 мм + Т/О 400°C + ГП 1мм	250 ± 5	190 ± 10	7.0 ± 0.5
	ГП 2 мм + Т/О 400°C + ГП 1мм + Т/О 250°C, 1 ч	240 ± 2	187 ± 3	9.0 ± 1.5
Al <sub>3</sub> Ca2La1.5Mn [9]	ГП 2 мм	292 ± 3	236 ± 2	5.5 ± 0.2
	ГП 2 мм + Т/О 400°C + ГП 1мм	260 ± 2	222 ± 4	8.5 ± 1.5
	ГП 2 мм + Т/О 400°C + ГП 1мм + Т/О 250°C, 1 ч	255 ± 1	214 ± 3	9.6 ± 0.5

ПЭМ исследованиях. При этом межчастичное расстояние  $\lambda$  было оценено по фотографиям структуры и составило ~350 нм.

Твердорастворное упрочнение может быть рассчитано по формуле:

$$\Delta\sigma_{SS} = \sum k_i C_i^{2/3}, \quad (5)$$

где  $C_i$  – концентрация растворенных элементов в (Al) (0.76 мас. % Mn, после распада алюминиевого твердого раствора с образованием частиц Al<sub>6</sub>Mn в процессе горячей прокатки),  $k_i$  – коэффициент пропорциональности (для Mn  $k = 80$  МПа/мас. %<sup>2/3</sup>) [20].

Зернограничное упрочнение рассчитывается согласно зависимости Холла–Петча:

$$\sigma_{GS} = \sigma_0 + k_{HP} d^{-1/2}, \quad (6)$$

где  $\sigma_0$  – напряжение трения кристаллической решетки 10 МПа,  $k_{HP}$  – коэффициент Холла–Петча (0.06 МПа м<sup>1/2</sup>) [21],  $d$  – средний размер зерна исследуемого поликристаллического материала (~1 мкм).

Таким образом, используя экспериментальные и расчетные данные, получены следующие значения:  $\sigma_{\text{инт}}$  ((Al, Mn)<sub>4</sub>(Ca, La) + A<sub>6</sub>Mn) = 72 МПа,  $\sigma_{SS} = 66.4$  МПа и  $\sigma_{GS} = 70$  МПа. Расчетное значение предела текучести составляет 208 МПа. Что хорошо согласуется с экспериментальными данными, представленными ниже.

Результаты механических испытаний деформированных полуфабрикатов сплава Al<sub>3</sub>Ca0.5La1.5Mn показали (табл. 3), что горячекатаные листы толщиной 2 и 1 мм обладают относительно высоким пределом прочности 240–262 МПа, пределом текучести 187–205 МПа, при относительном удлинении 5.4–9.0%. Отжиг горячекатаных образцов при 250°C – 1 ч слабо влияет на механические свойства листов, однако позволяет в значительной мере повысить пластичность. В сравнении с ранее изученным сплавом Al<sub>3</sub>Ca2La1.5Mn (предел прочности 255–292 МПа, предел текучести 214–236 МПа, относительное удлинение 5.5–9.6%), существенное снижение концентрации лантана до 0.5 мас. % ведет к незначительному снижению прочностных характеристик на ~10–13% при сохранении зна-

чений пластичности. Также следует отметить, что достигнутые в процессе оптимизации свойства сопоставимы со свойствами ранее изученного сплава системы Al<sub>3</sub>Ca1Cu1.5Mn [6], с преимуществом перед последним в виде повышенной пластичности.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00121, <https://rscf.ru/project/22-19-00121/>.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В ходе работы на основе структурного анализа и анализа механических свойств была обоснована перспективность снижения концентрации лантана в сплавах системы Al<sub>3</sub>CaLa1.5Mn с 2 до 0.5 мас. %. Основными научными и практически результатами является следующее:

1. Новые сплавы системы Al<sub>3</sub>CaLa1.5Mn при содержании лантана 0.5 мас. % благодаря тонкой эвтектической структуре, образованной алюмокальциевыми интерметаллидами, способны выдерживать деформационную обработку со степенью деформации не менее 90%.

2. В процессе деформационной обработки эвтектические интерметаллиды измельчаются до субмикронных размеров ~300 нм. Отдельные включения локализируются по границам субзерен алюминиевого твердого раствора (Al).

3. Содержание лантана оказывает комплексное влияние на объемную долю фазы (Al,Mn)<sub>4</sub>(Ca,La), через изменение структуры соединения, и на физическо-механические свойства сплава. Снижение в сплаве концентрации лантана в четыре раза (с 2.0 до 0.5 мас. %) приводит к уменьшению объемной доли интерметаллидного соединения всего на ~23% (с ~13 до 10%).

4. Горячая прокатка сплава Al<sub>3</sub>Ca0.5La1.5Mn позволяет достичь предел прочности 240–260 МПа, предел текучести 185–205 МПа при относительном удлинении 5.5–9.0%.

5. Дополнительный 1-часовой отжиг при 250°C ведет к повышению пластических характеристик сплава Al<sub>3</sub>Ca0.5La1.5Mn, сопровождающемуся незначительной потерей прочности.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Dimatteo V., Liverani E., Ascari A., Fortunato A.* Weldability and mechanical properties of dissimilar laser welded aluminum alloys thin sheets produced by conventional rolling and Additive Manufacturing // *J. Mater. Proces. Tech.* 2022. V. 302. P. 117512.
2. *Cui L., Peng Z., Chang Y., He D., Cab Q., Guo X., Zeng Y.* Porosity, microstructure and mechanical property of welded joints produced by different laser welding processes in selective laser melting AlSi<sub>10</sub>Mg alloys // *Optics and Laser Technology.* 2022. V. 150. P. 107952.
3. *Ascari A., Fortunato A., Liverani E., Gamberoni A. Tomesani L.* New possibilities in the fabrication of hybrid components with big dimensions by means of selective laser melting (SLM) // *Phys. Procedia.* 2016. V. 83. P. 839–846.
4. *Chen L., Wang C., Xiong L., Zhang X., Mi G.* Microstructural, porosity and mechanical properties of lap joint laser welding for 5182 and 6061 dissimilar aluminum alloys under different place configurations // *Mater. Design.* 2020. V. 191. P. 108625.
5. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К.* Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: Руда и металлы, 2016. 256 с.
6. *Летягин Н.В., Шуркин П.К., Нгуен З., Кошмин А.Н.* Влияние термомеханической обработки на структуру и механические свойства сплава Al3Ca1Cu1.5Mn // *ФММ.* 2021. Т. 122. С. 873–879.
7. *Naumova E., Doroshenko V., Barykin M., Sviridova T., Lyasnikova A., Shurkin P.* Hypereutectic Al–Ca–Mn–Ni Alloys as Natural Eutectic Composites // *Metals.* 2021. V. 11. P. 890.
8. *Shurkin P.K., Letyagin N.V., Yakushkova A.I., Samoshina M.E., Ozherelkov D.Yu., Akopyan T.K.* Remarkable thermal stability of the Al–Ca–Ni–Mn alloy manufactured by laser-powder bed fusion // *Mater. Lett.* 2021. V. 285. P. 129074.
9. *Акопян Т.К., Летягин Н.В., Белов Н.А., Кошмин А.Н., Гизатулин Д.Ш.* Анализ микроструктуры и механических свойств нового деформируемого сплава на основе ((Al) + Al<sub>4</sub>(Ca,La)) эвтектики // *ФММ.* 2020. Т.121. № 9. С. 1003–1008.
10. *Akopyan T.K., Letyagin N.V., Sviridova T.A., Korotkova N.O., Prosviryakov, A.S.* New Casting Alloys Based on the Al + Al<sub>4</sub>(Ca,La) Eutectic // *JOM.* 2020. V. 72. P. 3779–3786.
11. *Akopyan T.K., Belov N.A., Naumova E.A., Letyagin N.V., Sviridova T.A.* Al-matrix composite based on Al–Ca–Ni–La system additionally reinforced by L1<sub>2</sub> type nanoparticles // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China.* 2020. № 30. P. 850–862.
12. *Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F. Aksenov A.A.* Novel High-Strength Casting Al–Zn–Mg–Ca–Fe Aluminum Alloy without Heat Treatment // *Rus. J. Non-Ferrous Metals.* 2020. V. 61. P. 179–187.
13. *Raabe D., Tasan, C.C., Olivetti E.A.* Strategies for improving the sustainability of structural metals // *Nature.* 2019. V. 575. P. 64–74.
14. *Das S.K., Green J.A.S., Kaufman J.G.* The development of recycle-friendly automotive aluminum alloys // *JOM.* 2007. V. 59. P. 47–51.
15. *Das S.K.* Designing aluminium alloys for a recycling friendly world // *Mater. Sci. Forum.* 2006. V. 519–521. P. 1239–1244.
16. *Mondolfo L.F.* Aluminium Alloys: Structure and Properties. Butterworths: London, UK. 1976. P. 806–841.
17. *Ternary Alloys: A Comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams /* by eds. Petzow G, Effenberg G. Weinheim: Wiley-VCH, 1990. V. 3. 647 p.
18. *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. P. 2710–2715.
19. *Shelekhov E.V., Sviridova T.A.* Programs for X-ray analysis of polycrystalline // *Metal Sci Heat Treatment.* 2000. V. 42. P. 309–313.
20. *Cinkilic E., Yan X., Luo A.A.* Modeling Precipitation Hardening and Yield Strength in Cast Al–Si–Mg–Mn Alloys // *Metals.* 2020. V. 10. P. 1356.
21. *Thangaraju S., Heilmaier M., Murty B.S., Vadlamani S.S.* On the Estimation of True Hall–Petch Constants and Their Role on the Superposition Law Exponent in Al Alloys // *Adv. Eng. Mater.* 2012. V. 14. P. 892–897.