ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2020, том 121, № 7, с. 771–778

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.25

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg–Si, ЛЕГИРОВАННЫХ ЛИТИЕМ

© 2020 г. А. И. Трудоношин[a, b, *]

[a]ФГБОУ ВО "Вятский государственный университет", ул. Московская, 36, Киров, 610000 Россия

[b]Университет имени Фридриха-Александра в Эрлангене и Нюрнберге, ул. Мартенсштрассе, 5, Эрланген, 91058 Германия

*e-mail: oltrud@gmail.com

Поступила в редакцию 15.01.2020 г.
После доработки 18.02.2020 г.
Принята к публикации 25.02.2020 г.

Рассмотрены изменения в структуре литейных сплавов Al–Mg–Si после дополнительного легирования литием. Для прогнозирования и более точного объяснения фазовых превращений в исследуемых сплавах были рассчитаны фазовые диаграммы состояния с использованием программного обеспечения Thermo-Calc. Результаты Thermo-Calc хорошо согласуются с анализом микроструктуры. Морфологию и химический состав интерметаллических фаз исследовали с помощью растрового электронного микроскопа и микрорентгеноспектрального анализа на полированных и глубоко травленых шлифах. Описано несколько интерметаллических фаз, обнаруженных в исследуемых сплавах. Было обнаружено, что добавление лития оказывает модифицирующий эффект на структуру исследуемых сплавов, а также приводит к образованию новой фазы. Для анализа влияния лития на механические свойства были измерены твердость по Бринеллю, предел прочности, предел текучести и относительное удлинение. Дополнительное легирование литием ведет к повышению прочностных характеристик исследуемых сплавов по сравнению со свойствами базового сплава.

Ключевые слова: Al–Mg–Si сплавы, литий, микроструктура, диаграмма состояния

DOI: 10.31857/S0015323020070116

ВВЕДЕНИЕ

Развитие алюминиевых сплавов идет рука об руку с развитием авиастроения. Начиная с 1920-х годов и по сей день алюминиевые сплавы являются базовыми материалами каркасов самолетов [1–3]. Привлекательность алюминиевых сплавов основана на их относительной дешевизне, высокой коррозионной стойкости, теплопроводности, низком коэффициенте теплового расширения. Кроме того, алюминиевые сплавы обладают превосходным соотношением прочности и веса. Алюминиевые сплавы одни из самых легко изготавливаемых среди всех высокоэффективных материалов, поскольку детали из них могут быть получены всеми известными литейными технологиями [1, 4].

Наиболее востребованными являются сплавы на основе системы Al–Si. Механические свойства литейных сплавов Al–Si зависят не только от химического состава, но, что более важно, от особенностей микроструктуры, таких как морфология дендритов алюминия, эвтектического кремния и других интерметаллических фаз [4, 5]. Микролегирование литейных сплавов с целью изменение морфологии фаз является эффективным способом повышения механических свойств (особенно относительного удлинения). Наиболее изученным является модифицирующее влияние стронция на эвтектический кремний [5, 6]. Помимо стронция, в работе [5] продемонстрирован модифицирующий эффект лития на морфологию структурных компонентов сплава Al–8.5% Si–3.5% Cu–1% Fe. Изменение структуры привело к повышению (по сравнению с базовым сплавом) прочности на 10% и относительного удлинения более чем на 30%.

На рынке авиаматериалов существует большой спрос на алюминиевые сплавы с низкой плотностью для экономии топлива. В случае легирования литием эффект получается синергетическим, поскольку добавление каждого 1 мас. % Li снижает плотность сплава на 3% и увеличивает модуль Юнга на 6% [7–9]. В настоящее время широко применяются Al–Li-сплавы третьего поколения. В основном это сплавы системы Al–Cu–Li–Mg. Однако повышение содержания меди и

Таблица 1. Номинальный состав исследуемых сплавов на основе Al, мас. %

Сплав	Mg	Si	Mn	Li
M (базовый)	5.5	2.5	0.6	–
*L*1	5.5	2.5	0.6	1.0
*L*2	3.0	2.5	0.6	1.0

понижение содержания магния в сплавах от поколения к поколению, приводит к снижению влияния лития на плотность сплавов. Так, средняя плотность Al–Li-сплавов этого поколения составляет около 2.7 г/см^3, тогда как первого – 2.47 г/см^3 [3, 10]. В этом контексте литейные сплавы системы Al–Mg–Si или деформируемые сплавы 6000 серии могут стать чрезвычайно полезными [10, 11]. Сами Al–Mg–Si-сплавы обладают хорошим соотношением прочности и пластичности. Деформируемые сплавы этой системы широко применяются в автомобильной и аэрокосмической промышленности, в то время как литые остаются недооцененными [12]. Литий обладает относительно высокой растворимостью в алюминии, что способствует образованию сразу двух дисперсных упрочняющих фаз в процессе искусственного старения сплавов Al–Mg–Si–Li: δ'-Al_3Li и β"-Mg_2Si, что позволяет получить новую серию дисперсионно-твердеющих сплавов с пониженной плотностью [12–14]. В отличие от ситуации с литейными и Al–Mg–Si-сплавами, влияние лития на сплавы 6000 серии изучено лучше [8, 10, 15–19]. Влияния лития на Al–Mg–Si литейные сплавы изучалось для заэвтектических Al–15% Mg_2Si-сплавов [20–22] и доэвтектических Al–6% Mg_2Si [14, 23, 24]. Данная работа является продолжением работ [14, 24], но смещает акцент с исследования сплавов квазибинарного сечения Al–Mg_2Si на сплавы с соотношением Mg : Si < 2.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТА

Исследования проводили на литых доэвтектических сплавах системы Al–Mg–Si, дополнительно легированных Li. Их номинальный химический состав представлен в табл. 1. Сплавы выплавлялись в печи сопротивления в графитовом тигле (вес слитка 0.25 кг). В качестве исходных материалов использовались алюминий высокой чистоты (99.997), лигатуры AlSi25, AlMn26, AlMg50, AlLi5. Для сравнения был выбран промышленный литейный сплав Al–5.5Mg–2.5Si–0.6Mn. Перед разливкой металл продували аргоном в течение 10 мин. После продувки с поверхности расплава удаляли шлак, и жидкий металл заливали в стальной прямоугольный кокиль при температуре формы 20°C. При таких условиях скорость охлаждения составила 5 K с$^{-1}$.

Полученные отливки имели размеры 160 × 25 × × 20 мм и вес около 0.25 кг. Из центра отливок вырезали кубические образцы размером 10 × 10 × × 10 мм для последующих металлографических исследований. Образцы изготавливали с использованием стандартных металлографических процедур.

Для визуализации морфологии компонентов структуры сплавов, применялось травление образцов в 15%-ном водном растворе NaOH. Исследование структуры проводили на литых образцах с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6510 LV с системой микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) Oxford.

Для изучения фазового состава и структуры исследуемых сплавов были рассчитаны фазовые превращения в системах: Al–Mg–Si–Mn и Al–Mg–Si–Mn–Li. Были построены политермические диаграммы состояния указанных систем, а также рассчитаны зависимости изменения количества твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации (рис. 1). Для моделирования использовался программный комплекс Thermo-Calc версии 2017b, с базой данных TCAL2.

Испытания на растяжение при комнатной температуре выполняли на разрывной машине Instron 5582 со скоростью деформации 8.3 × 10^{-4} с$^{-1}$. Для испытаний использовали плоские образцы, изготовленные в соответствии со стандартом ASTM E8_E8M_13a. Для каждого сплава было выполнено 5 испытаний. Твердость измеряли тестером Бринелля при нагрузке 306.56 Н, с диаметром шарика 2.5 мм в течение 10 с на образцах для металлографических исследований. Для каждого сплава было выполнено 5 замеров.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ фазовых диаграмм. Детальный анализ диаграммы состояния исследуемой системы представлен в работе [12]. Для понимания фазообразования в исследуемых сплавах на рис. 1 показаны многокомпонентные политермические фазовые диаграммы в сечениях Al–*x*Mg–2.5Si–0.6Mn (для базового сплава M) и Al–*x*Mg–2.5Si–0.6Mn–1.0Li (для исследуемых сплавов).

Диаграмму на рис. 1а можно разделить на 3 принципиальные области: 1 – избыточное содержание кремния, 2 – соотношение Mg : Si близкое к квазибинарному сечению; 3 – избыточное содержание магния. В области с избыточным кремнием α-Al кристаллизуется как первичная фаза, за кото-

рой следует кристаллизация фазы α-AlMnFeSi, а затем β-Mg_2Si. Последней фазой в области с избытком кремния формируется δ-AlMnFeSi фаза, богатая кремнием. Из литературы известно, что эта фаза имеет игольчатую морфологию, является хрупкой, что приводит к существенному снижению механических свойств сплавов в литом состоянии [25]. При содержании магния в диапазоне 3–3.5% сплавы имеют следующий набор фаз: α-Al + α-AlMnFeSi + β-Mg_2Si. Вредная δ-AlMnFeSi фаза не формируется. При последующем повышении концентрации магния образуется фаза β-AlMg. Фаза α-AlMnFeSi кристаллизуется как первичная, за которой следуют α-Al, β-Mg_2Si. Фаза β-AlMg выпадает уже в твердом состоянии в низкотемпературной области. Высокие скорости охлаждения при использовании металлической формы приводят к снижению скорости диффузии и затрудняют образование и рост этой фазы [12].

При добавлении в систему 1% лития в ней формируются 3 новые литийсодержащие фазы: AlLiSi; в области квазибинарного сечения – δ-AlLi; в области с избыточным магнием – AlLiMg. При этом области существования метастабильных δ-AlMnFeSi и β-AlMg-фаз существенно сужаются. Добавление лития не оказывает существенного влияния на равновесие фаз α-Al и α-AlMnFeSi.

Исследуемые литийсодержащие сплавы относятся к двум зонам: сплав *L*1 имеет содержание магния и кремния аналогичное базовому сплаву M, и находится в области существования стабильных фаз α-AlMnFeSi, α-Al и β-Mg_2Si; сплав *L*2 имеет избыточный кремний (в связи с меньшим содержанием магния) и находится в области существования фазы AlLiSi.

Анализ микроструктуры сплавов. Результаты расчетов Thermo-Calc хорошо согласуются с микроструктурным анализом исследуемых сплавов. Базовый сплав M (рис. 2а–2в) состоит из α-Al-дендритов, эвтектики Al–Mg_2Si и интерметаллида α-AlMnFeSi. Аналогично результатам [12] фаза β-AlMg в структуре не была найдена. Как видно из рис. 2а, 2г, при анализе не травленных шлифов структура сплава *L*1 существенно не отличается от структуры базового сплава и состоит из аналогичных фаз. Структура сплава *L*2 дополнительно содержит фазу AlLiSi. Фаз, которые выпадают при низких температурах (AlLiMg, AlLi, β-AlMg) обнаружено не было.

На глубоко травленных образцах (рис. 2б, 2в) отчетливо видно, что эвтектика Al–Mg_2Si в базовом сплаве имеет пластинчатую морфологию (более детальный анализ структуры сплава Al–5.5Mg–2.5Si–0.6Mn приведен в работе [24, 26]) тогда как эвтектика в сплаве *L*1 имеет морфологию тонких волокон. В табл. 2 приведены размеры и параметры компонентов микроструктуры сплавов.

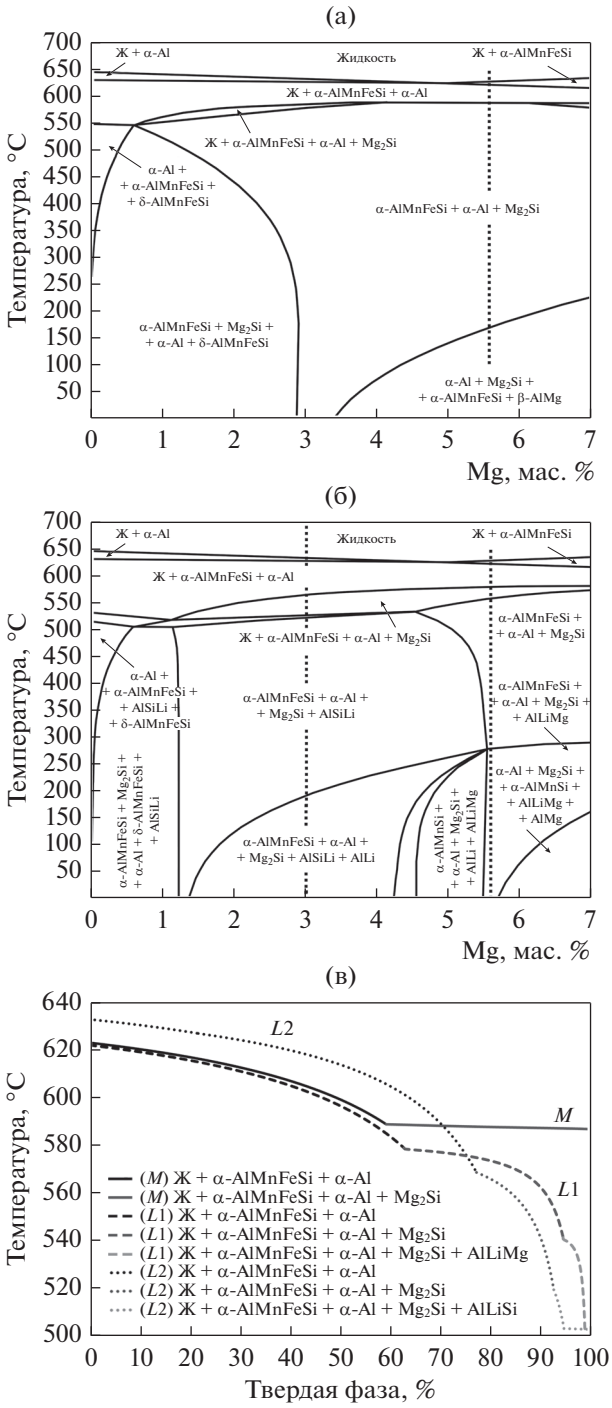

Рис. 1. Фазовые диаграммы систем Al–*x*Mg–2.5Si–0.6Mn (а); Al–*x*Mg–2.5Si–0.6Mn–1.0Li (б); кривые кристаллизации исследуемых сплавов (в).

Из табл. 2 и рис. 2 видно, что средний размер эвтектических колоний в сплавах *M* и *L*1 практически не отличается, при существенном уменьшении межламельного расстояния в сплаве, ле-

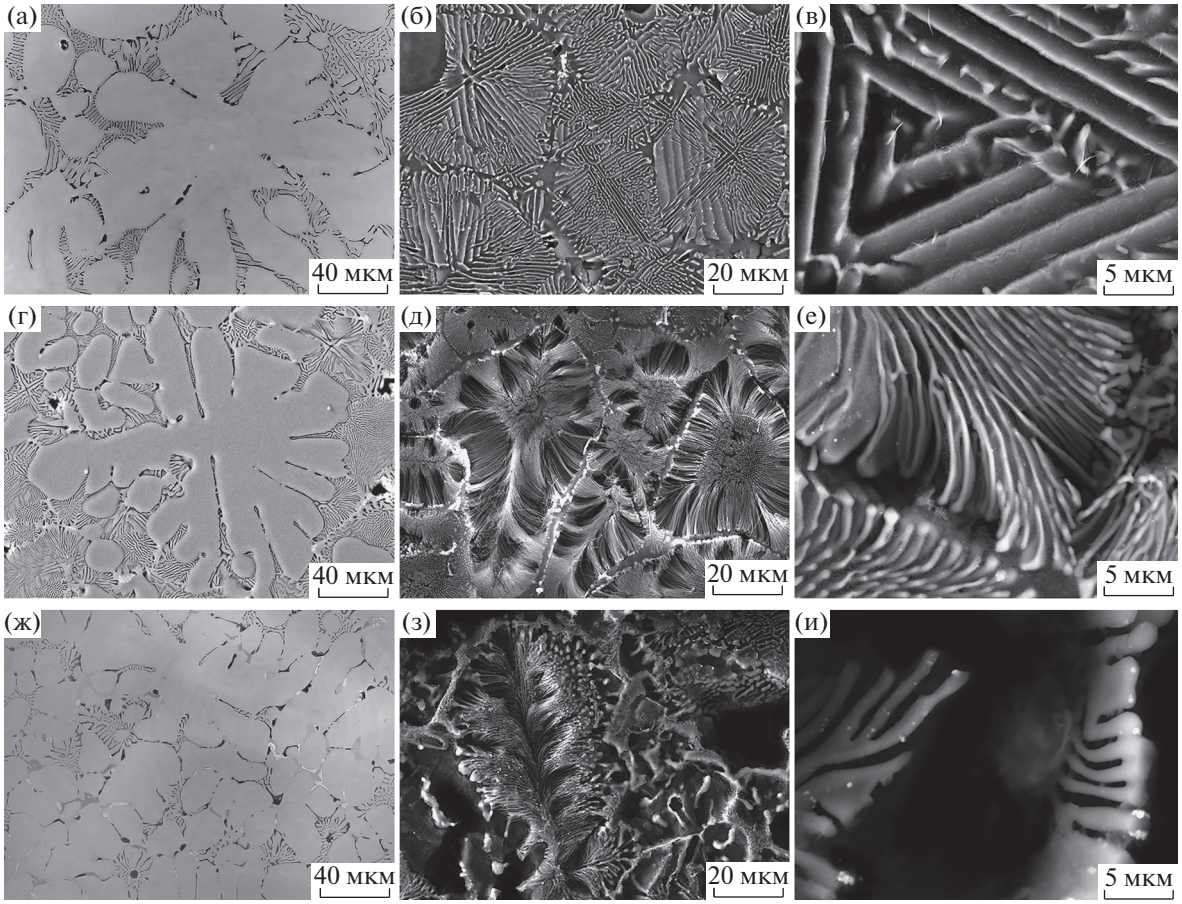

Рис. 2. Микроструктуры исследуемых сплавов: а–в – базовый сплав *M*; г–е – сплав *L*1; ж–и – сплав *L*2 а, г, ж – без травления, б, в, д, е, з, и – глубокое травление.

гированном литием. Размеры первичных кристаллов Mg_2Si в сплаве *L*1 и в базовом сплаве аналогичны. В работах [24, 27] детально изучена морфология первичных кристаллов в доэвтектических сплавах Al–Mg_2Si, где было установлено, что термодинамически более предпочтительными являются октаэдрические первичные кристаллы. Однако, добавление лития приводит к изменению морфологии первичных кристаллов (рис. 3). Модифицирующее влияние лития на первичные кристаллы Mg_2Si было также зафиксировано в заэвтектических сплавах Al–Mg_2Si [20–22].

В сплаве *L*2 уменьшение размеров эвтектических колоний и размеров первичных кристаллов

Таблица 2. Параметры компонентов микроструктуры сплавов, мкм

Параметр	*M*	*L*1	*L*2
Расстояние между вторичными осями дендритов	25 ± 5	19 ± 7	15 ± 6
Межламельное расстояние	2.1 ± 0.5	0.9 ± 0.4	1.1 ± 0.6
Размер эвтектических колоний Al–Mg_2Si	36.8 ± 9.7	38 ± 12	12.7 ± 5.3
Размер кристаллов Mg_2Si	9.1 ± 3.8	8.7 ± 1.9	4.5 ± 1.5

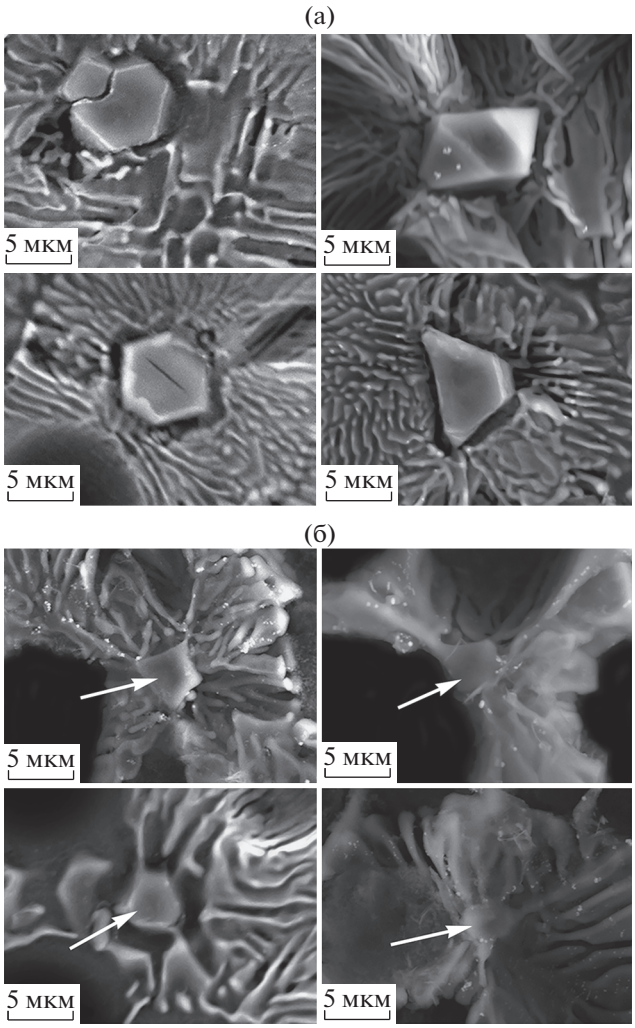

Рис. 3. Морфология первичных кристаллов в исследуемых сплавах: а – *L*1; б – *L*2.

Mg_2Si связано с меньшей объемной долей Mg_2Si в сплаве. В табл. 3 представлены объемные доли фаз исследуемых сплавов, рассчитанные в среде Thermo-Calc.

В табл. 4 приведен химический состав (по данным МРСА) дендритов α-Al и интерметаллидов α-AlMnFeSi и AlLiSi. Как видно Li не оказывает влияния на α-AlMnFeSi-фазу, а также существенно не влияет на растворимость элементов в α-Al (сплав *L*1). Содержание Mg в α-Al сплава *L*2 в два раза ниже чем в сплавах *M* и *L*1. Это связано с соотношением Mg и Si в сплаве *L*2 ($Mg : Si_{L2} = 1.2$) и хорошо согласуется с результатами [25, 28].

Фаза AlLiSi в сплаве *L*2 представлена двумя морфологическими типами – компактная фаза округлой морфологии, а также в виде волокон в составе эвтектики (рис. 4). Эвтектика Al–AlLiSi состоит из очень тонких (по сравнению с эвтектикой Al–

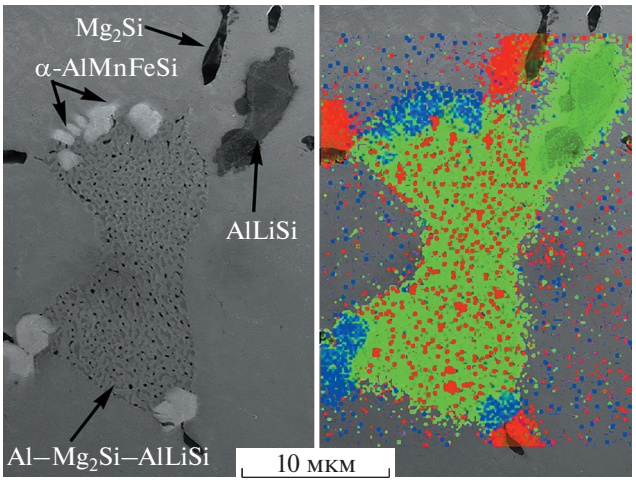

Рис. 4. Распределение элементов (красный – Mg, зеленый – Si, синий – Mn) в тройной эвтектике Al–Mg_2Si–AlLiSi.

Mg_2Si) волокон (серого цвета), которые чередуются с волокнами Mg_2Si (черные), образуя таким образом тройную эвтектику Al–Mg_2Si–AlLiSi.

Механические свойства. Как сообщалось в работе [12], Al–Mg–Si литейные сплавы (в отличии от деформируемых) не могут быть упрочнены посредством дисперсионного упрочнения. Это связано с избыточным содержанием магния (соотношением Mg/Si > 2). С другой стороны, структура литых сплавов с избыточным кремнием [25, 28] содержит хрупкие иглообразные силициды, которые существенно снижают механические свойства сплавов в литом состоянии. Так, сплавы с соотношением 1.2 > Mg/Si > 1.4 показали значения прочности и твердости на 30–40% ниже свойств сплавов с соотношением Mg/Si > 2.

В отличие от результатов, полученных в работах [12, 25], сплав *L*2 (Mg/Si = 1.2) имеет существенно выше свойства по сравнению со сплавом *L*1 (Mg/Si = 2.2) (табл. 5). Высокие значения ме-

Таблица 3. Объемные доли фаз исследуемых сплавов (рассчитанных в среде Thero-Calc, для температуры 300°C), %

Фаза	*M*	*L*1	*L*2
α-Al	91.7	91.9	91.3
Mg_2Si	6.7	6.5	4.1
α-ALMnFeSi	1.6	1.6	1.6
AlLiSi	–	–	3.0

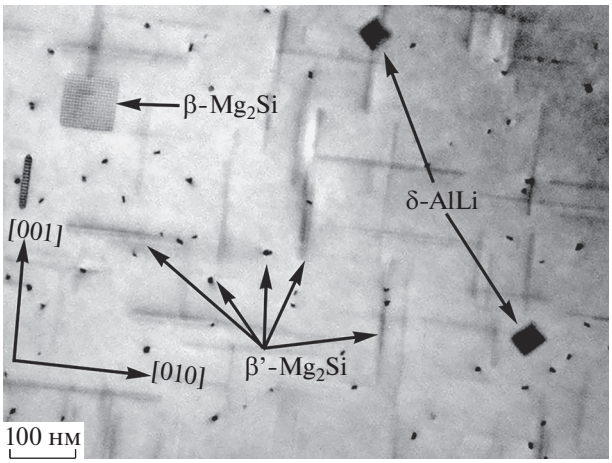

Рис. 5. ПЭМ-изображение структуры дендрита α-Al сплава, легированного литием, после искусственного старения.

ханических свойств сплава *L*2 связаны с отсутствием в структуре сплава хрупкой фазы δ-AlMnFeSi, которая и является причиной низких свойств в сплавах с соотношением Mg/Si < 2 [25, 28]. Кроме того, содержание кремния и магния в твердом растворе α-Al сплава *L*2 близко к стехиометрическому соотношению соединения Mg_2Si (табл. 4). Это способствует формированию в твердом растворе β"- и β'-дисперсных фаз [29, 30].

Термическая обработка (ТО) сплавов, легированных литием, оказывает существенное влияние на механические свойства, в отличие от базового сплава (табл. 5). Искусственное старение литийсодержащих сплавов приводит к образованию в структуре сплавов дисперсной фазы δ-AlLi [14, 23], дополнительно к свойственным для данной системы β"-, β'- и β-дисперсным фазам (рис. 5).

ВЫВОДЫ

1. Структура базового сплава состоит из дендритов α-Al, интерметаллидов α-AlMnFeSi и эвтектики Al–Mg_2Si. В центре эвтектических ячеек были обнаружены первичные кристаллы Mg_2Si. Эвтектика Al–Mg_2Si в базовом сплаве является основной упрочняющей фазой. Интерметаллиды α-AlMnFeSi образуются в результате добавления марганца для нейтрализации пагубного влияния железа на пластичность.

Таблица 4. Химический состав фаз исследуемых сплавов, мас. %

Сплав	Al	Mg	Si	Mn	Fe	Li
			α-Al			
M	97.0	2.3	0.3	0.4	0.1	–
*L*1	97.1	2.2	0.3	0.4	0.1	*
*L*2	97.9	1.2	0.5	0.4	0.1	*
			α-AlMnFeSi			
M	67.0	0.2	10.2	21.5	1.1	–
*L*1	65.5	0.7	9.0	22.7	2.1	–
*L*2	62.4	0.6	11.7	22.9	2.0	–
			AlLiSi			
*L*2	51.6	–	48.4	–	–	*
*L*2**	8.75	–	25.0	–	–	66.25

* Oxford INCA Energy 250 – не позволяет определить литий. ** Расчет в среде Thermo-Calc.

Таблица 5. Механические свойства сплавов

Сплав	Mg/Si	Состояние	HB	σ, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ, %
M	2.2	литое	79	225 ± 4	159 ± 4	6.7 ± 1.1
		ТО	83	231 ± 4	165 ± 3	6.2 ± 1.4
*L*1	2.2	литое	91	241 ± 5	165 ± 3	7.1 ± 1.9
		ТО	103	255 ± 5	175 ± 4	6.5 ± 2.0
*L*2	1.2	литое	110	272 ± 7	224 ± 5	6.1 ± 1.6
		ТО	122	298 ± 9	238 ± 5	5.6 ± 1.1

ТО: гомогенизация 60 мин при 575°C, закалка в воду, искусственное старение 120 мин при 175°C

2. Добавление в базовый сплав 1% лития не привело к появлению новых фаз, однако произвело модифицирующий эффект. Так, морфология эвтектики изменилась с пластинчатой на волокнистую. Этот эффект вызвал повышение механических свойств в литом состоянии.

3. Морфология эвтектических колоний в сплавах *L*2 и *L*1 аналогичная, но, в связи с меньшей объемной долей Mg_2Si, размеры колоний в сплаве *L*2 меньше. Избыточный кремний в системе вызвал формирование фазы AlLiSi, которая представлена в структуре двумя морфологическими типами (первичной компактной округлой фазой и в виде пластин в составе тройной эвтектики Al–Mg_2Si–AlLiSi).

4. В процессе искусственного старения сплавов в α-Al формируется несколько дисперсных упрочняющих фаз (β", β', β-Mg_2Si). Легирование литием дополнительно приводит к выделению дисперсной фазы δ-AlLi.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Prasad N.E., Wanhill R.J.H.* Aerospace Materials and Material Technologies. V. 1: Aerospace Materials. Springer, Singapore, 2017.
2. *Фридляндер И.Н.* Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и терм. обр. металлов. 2002. № 7 С. 24–29.
3. *Антипов В.В., Лавро Н.А., Сухоиваненко В.В., Сенаторова О.Г.* Опыт применения Al–Li-сплава 1441 и слоистых материалов на его основе в гидросамолетах // Цветные Металлы. 2013. № 9. С. 46–50.
4. *Прач Е.Л., Михаленков К.В.* Разработка нового литейного сплава системы Al–Mg–Si–Mn с добавкой Li // Литейное производство. 2014. № 7. С. 13–15.
5. *Karamouz M., Azarbarmas M., Emamy M.* On the conjoint influence of heat treatment and lithium content on microstructure and mechanical properties of A380 aluminum alloy // Mater. Des. 2014. V. 59. P. 377–382.
6. *Ogris E., Wahlen A., Lüchinger H., Uggowitzer P.J.* On the silicon spheroidization in Al–Si alloys // J. Light Met. 2002. V. 2. № 4. P. 263–269.
7. *Shamas U.D., Hasan B.A., Tariq N.H., Mehmood M.* Effect of Li addition on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy// Int. J. Mater. Res. (Formerly Z. Met.). 2014. V. 105. № 8. P. 770–777.
8. *Shamas U.D., Kamran J., Tariq N.H., Hasan B.A., Petrov R.H., Bliznuk V., Zuha S.U.* The synergistic effect of Li addition on microstructure, texture and mechanical properties of extruded Al–Mg–Si alloys // Mater. Chem. Phys. 2016. V. 174. P. 11–22.
9. *Коршунов Л.Г., Кайгородова Л.И., Черненко Н.Л., Распосиенко Д.Ю.* Трибологические свойства и структура сплавов алюминий–литий // ФММ. 2018. Т. 119. № 8. С. 836–843.
10. *Yang X., Xiong B., Li X., Yan L., Li Z., Zhang Y., Liu H., Huang S., Yan H., Wen K.* Microstructural Evolution and Phase Transformation of Al–Mg–Si Alloy Containing 3% Li During Homogenization / in: Y. Han (Ed.), Phys. Eng. Of Metallic Mater., 1st ed., Springer Nature Singapore Pte Ltd, Singapore, 2019. P. 411–417.
11. *Сянь Вэй Жень, Хуан Юаньчунь, Лью Ю.* Воздействие гомогенизирующего отжига на микроструктуру и свойства листового проката литого Al–Mg–Si-сплава // ФММ. 2018. Т. 119. № 12. С. 1297–1303.
12. *Trudonoshyn O., Rehm S., Randelzhofer P., Körner C.* Improvement of the high-pressure die casting alloy Al–5.7Mg–2.6Si–0.7Mn with Zn addition // Mater. Charact. 2019. V. 158. P. 109959.
13. *Saito T., Mørtsell E.A., Wenner S., Marioara C.D., Andersen S.J., Friis J., Matsuda K., Holmestad R.* Atomic Structures of Precipitates in Al–Mg–Si Alloys with Small Additions of Other Elements // Adv. Eng. Mater. 2018. V. 20. № 7. P.1–18.
14. *Прач Е.Л., Трудоношин А.И., Бойко В.В., Михаленков К.В.* Разработка новых литейных сплавов системы Al–Mg–Si–Mn с добавками 1.0 мас. % Li и 0.1 мас. % Ti + 0.1 мас. % Zr // Металл и Литье Украины. 2014. № 8. С. 17–23.
15. *Shamas U.D., Kamran J., Hasan B.A., Tariq N.H. Mehmood M., Shamas M. Z.* Effect of thermo mechanical treatments and aging parameters on mechanical properties of Al–Mg–Si alloy containing 3 wt % Li // Mater. Des. 2014. V. 64. P. 366–373.
16. *Yan L., Zhangn Y., Li X., Li Z., Wang F., Liu H., Xiong B.* Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of an Al–Mg–Si alloy // Prog. Nat. Sci. Mater. Int. 2014. V. 24. № 2. P. 97–100.
17. *Mørtsell E.A., Marioara C.D., Andersen S.J., Ringdalen I.G., Friis J., Wenner S., Røyset J., Reiso O., Holmestad R.* The effects and behaviour of Li and Cu alloying agents in lean Al–Mg–Si alloys // J. Alloys Compd. 2017. V. 699. P. 235–242.
18. *Koshino Y., Kozuka M., Hirosawa S., Aruga Y.* Comparative and complementary characterization of precipitate microstructures in Al–Mg–Si(–Li) alloys by transmission electron microscopy, energy dispersive X-ray spectroscopy and atom probe tomography // J. Alloys Compd. 2015. V.622. P. 765–770.
19. *Chen R., Huang Z., Chen C.Q., Shen J.Y., Zhang Y.G.* Thermodynamic calculated and TEM observed microstructure of Al–Li–Mg–Si alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2000. V. 280. № 1. P. 146–150.
20. *Razaghian A., Bahrami A., Emamy M.* The influence of Li on the tensile properties of extruded in situ Al–15% Mg_2Si composite // Mater. Sci. Eng. A. 2012. V. 532. P. 346–353.
21. *Hadian R., Emamy M., Campbell J.* Modification of cast Al–Mg_2Si metal matrix composite by Li // Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci. 2009. V. 40. № 6. P. 822–832.
22. *Hadian R., Emamy M., Varahram N., Nemati N.* The effect of Li on the tensile properties of cast Al–Mg_2Si metal matrix composite // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 490. № 1–2. P. 250–257.
23. *Prach O., Hornik J., Mykhalenkov K.* Effect of the addition of Li on the structure and mechanical properties of hypoeutectic Al–Mg_2Si alloys // Acta Polytech. 2015. V. 55. № 4. P. 253–259.

24. *Trudonoshyn O., Prach O., Boyko V., Puchnin M., Mykhalenkov K.,* Design of a new casting alloys containing Li or Ti + Zr and optimization of its heat treatment / Met. 2014 – 23rd Int. Conf. Metall. Mater. Conf. Proc. 2014. P. 1399–1404.

25. *Prach O., Trudonoshyn O., Puchnin M.* Effects of chemical composition on mechanical properties of Al–Mg–Si–Mn based alloys // Mater. Eng. Mater. Inžinierstvo. 2017. № 24. P. 11–20.

26. *Trudonoshyn O., Puchnin M., Mykhalenkov K.* Features of structure formation and changes in the mechanical properties of cast Al–Mg–Si–Mn alloy with the addition of (Ti + Zr) // Acta Polytech. 2015. V. 55. № 4. P. 282–290.

27. *Трудоношин А.И., Михаленков К.В.* Морфология и свойства первичных кристаллов Mg_2Si в сплавах системы Al–Mg–Si // Процессы литья. 2014. № 5. С. 38–47.

28. *Бердова-Башура О.В., Прач Е.Л., Трудоношин А.И., Михаленков К.В.* Влияние химического состава на структуру и механические свойства сплавов системы Al–Mg–Si // Процессы Литья. 2015. № 1. С. 59–69.

29. *Marioara C.D., Andersen S.J., Jansen J., Zandbergen H.W.* Atomic model for GP-zones in a 6082 Al–Mg–Si system // Acta Mater. 2001. V. 49. № 2. P. 321–328.

30. *Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Træholt C., Tundal U., Reiso O.* The crystal structure of the β" phase in Al–Mg–Si Alloys // Acta Mater. 1998. V. 46. № 9. P. 3283–3298.