

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71'884:536.2.023:539.536

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ Al–Li

© 2019 г. Ш. Назаров^a, С. Росси^b, П. Бисон^b, Л. Пеззато^c, И. Каллиари^c*, И. Ганиев^a

^aТехнологический университет Таджикистана, 734061 Республика Таджикистан, Душанбе, ул. Н. Карабоева 63/3

^bCNR-ITC, 35127 Италия, Падова, Corso Stati Uniti 4

^cОтделение Промышленной Инженерии, Университет Падовы,
35131 Италия, Падова, ул. Марзоло, 9

*e-mail: irene.calliari@unipd.it

Поступила в редакцию 12.02.2018 г.

После доработки 15.10.2018 г.

Принята к публикации 12.11.2018 г.

Алюминиевые сплавы считаются одними из лучших конструкционных материалов для аэрокосмических применений, обеспечивая одновременно и малый вес, и прочность. В этой работе исследуются сплавы Al–Li с 6 мас. % Li. Для дальнейшего увеличения прочности материала рассматривается получение новых сплавов с добавлением различного количества (0.01, 0.05, 0.1 и 0.5 мас. %) редкоземельных элементов (Nd, Y, Ce, Pr). Микроструктура образцов исследуется с помощью сканирующего электронного микроскопа. Улучшение механических свойств демонстрируется с помощью испытаний на твердость по Виккерсу. Кроме того, оценивается коррозионная стойкость сплавов с помощью измерений потенциала разомкнутой цепи. Исследуются теплофизические свойства при нескольких температурах от 80 до 500°C. Результаты показывают, что увеличение содержания редкоземельных элементов (RE) приводит к улучшению механических свойств и снижению теплопроводности. Что касается коррозионной стойкости, то она демонстрирует максимум при содержании 0.05% RE.

Ключевые слова: ИК-термография, теплофизические свойства, оценка анизотропии, твердость, коррозия

DOI: 10.1134/S0015323019040090

1. ВВЕДЕНИЕ

Последние десятилетия характеризуются появлением широкого ряда новых материалов, таких как пластмассы и композиты; однако металлы и сплавы по-прежнему остаются основными конструкционными материалами в производстве машин, оборудования, бытовой техники, устройств для строительства, транспорта и связи. В связи с этим совершенствование методов улучшения коррозионной стойкости и механических свойств важно не только для снижения экономических потерь, но и для обеспечения дальнейшего технического прогресса.

Прогресс в новых аэрокосмических приложениях, которые требуют повышенной устойчивости к повреждениям и эффективности по весу, ведет к разработке ряда интересных сплавов. Вот почему исследование сплавов Al–Li привлекает внимание во всем мире [1, 2].

Алюминиево-литиевые сплавы представляют собой новый класс хорошо известных алюминиевых систем и характеризуются идеальным сочета-

нием механических свойств: низкой плотности, высоких значений модуля упругости и достаточно высокой прочности. Повышенный интерес к получению сплавов алюминия с литием, самым легким металлом с плотностью ~ 0.54 г/см³, заключается в том, что добавка каждого процента лития способствует снижению плотности алюминия на 3% и увеличению модуля Юнга на 6%. Литий нетоксичен и имеет требуемые характеристики дисперсионного упрочнения. Сплавы Al–Li обладают сильной анизотропией в механических свойствах и плохой пластичностью. Возможным механизмом, ответственным за охрупчивание сплавов Al–Li, является их высокая чувствительность к вредным примесям. Использование передовых вакуумных методов и добавление редкоземельных элементов может быть полезным. Вакуумный процесс снижает уровень примесей, в то время как редкоземельные элементы могут уменьшить теплопроводность и увеличить пластичность. Хорошо известно, что добавление редкоземельных элементов к сплавам на основе алюминия повышает прочность на разрыв, термостойкость,

вибростойкость, коррозионную стойкость и экструзируемость [3, 4].

В настоящей работе представлены результаты, касающиеся влияния добавки редкоземельных элементов (Ce, Y, Nd и Pr) в количестве 0.01–0.5 мас. % на микроструктуру и механические свойства литого сплава Al + 6% Li.

Интерес к теплофизическим свойствам таких новых сплавов связан в основном с тепловым проектом в аэрокосмической отрасли. Кроме того, весьма интересно соотнести повышенные механические свойства этих сплавов и, в частности, твердость с теплопроводностью, которая уменьшается по мере увеличения твердости. Вот почему целесообразно измерить тепловые характеристики и их изменение при повышении температуры [5]. В данной работе исследуются сплавы Al + 6% Li без добавления и с добавлением 0.5% редкоземельных элементов (Y и Nd только для этих испытаний). Наконец, анизотропия теплопроводности этих материалов исследуется методом импульсной ИК-термографии [6, 7] вдоль направления и перпендикулярно направлению затвердевания во время литья.

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Получение алюминиевых сплавов, содержащих редкоземельные металлы, связано с трудностями из-за высокой химической активности компонентов, вводимых в алюминий. Температура плавления многих бинарных и тройных сплавов намного выше, чем температура плавления чистых компонентов. Эти обстоятельства обуславливают необходимость использования вакуумных печей, инертной атмосферы (аргона или гелия) и обогащенных алюминием исходных сплавов. Для приготовления сплавов использованы: алюминий класса A995 (ГОСТ 110669-74), литий LE1 (ГОСТ 8774-75) и редкоземельные металлы REM ГОСТ 23862.0-79. Для производства синтезированных сплавов требуется родительский металл.

Из-за высокой химической активности в нормальных условиях редкоземельные металлы хранили под слоем масла. Непосредственно перед экспериментом образец желаемого металла промывали от масла в бензине, затем в спирте. Взвешивание производили на микроаналитических весах MVA-2.

Сплавы были приготовлены в вакуумной электрической печи SNVE 1.3.1/16 в атмосфере гелия под давлением 0.5 МПа. Подготовку шихты выполняли с учетом потерь на угар. Состав сплава выборочно контролируется химическим анализом и взвешиванием образцов до и после смешивания. Сплавы были подвергнуты дальнейшему исследованию, в котором разница в весе до и после плавления не превышала 2% (относительная). Об-

разцы были приготовлены с добавкой к сплавам Al + 6% Li разного количества (0.01, 0.05, 0.1 и 0.5 мас. %) редкоземельных элементов (Ce, Pr, Y, Nd).

Характеризация состава и микроструктуры различных образцов (предварительные результаты опубликованы в [8]) была проведена с помощью рентгеновской дифракции, оптической микроскопии (ОМ) и сканирующей электронной микроскопии (SEM-EDS). Приготовления для металлографических тестов проводили путем шлифовки образцов на абразивной бумаге (зернистость 320, 500, 800, 1200, 4000) и полировки на ткани с алмазной пастой (6 и 1 микрон). ОМ-исследование проводили с помощью микроскопа Leica DMRE после обработки в травителе Weck Etch в течение 5 с. SEM-анализ проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа Cambridge Stereoscan 440, оснащенного оптическим прибором Philips PV9800 EDS. Количественная оценка микроструктуры проведена с использованием программного обеспечения для цифрового анализа изображений Axio Vision (Carl Zeiss). Анализ фаз поверхностей проводили с использованием рентгеновского дифрактометра Siemens D500 с монохроматическим источником излучения $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0.15405$ нм), работающим при 40 кВ и 30 мА. Механические свойства были протестированы с использованием тестера микротвердости по методу Лейца HV0.1. Потенциал разомкнутой цепи (OCV) измеряли с помощью потенциостата AMEL 2549 в растворе 3.5% NaCl, использующего в качестве эталонного электрода насыщенный каломельный электрод (SCE) и в качестве противоиода — платиновый электрод. Значение OCV регистрировали после одного часа погружения в электролит и после следующего часа стабилизации значения.

Затем были выполнены измерения коэффициента температуропроводности α [$\text{м}^2 \text{с}^{-1}$] и удельной теплоемкости c_p [$\text{Дж кг}^{-1} \text{К}^{-1}$] базового сплава Al + 6% Li, сплавов Al + 6% Li + 0.5% Y и Al + 6% Li + 0.5% Nd методом лазерного импульса (Theta Instruments Conductronic IV). Для этого были приготовлены три круговых цилиндра толщиной нескольких миллиметров, диаметром 10 мм и с плоскопараллельными гранями. Стружка от образцов использована для измерения удельной теплоемкости дифференциальным сканирующим калориметром (Setaram DSC 111). Коэффициент температуропроводности и удельная теплоемкость исследованы при 80, 200, 300, 400 и 500°C. Величина теплопроводности λ [$\text{Вт м}^{-1} \text{К}^{-1}$] была получена из прямых измерений коэффициента температуропроводности, плотности ρ и удельной теплоемкости в соответствии с уравнением [9]

$$\lambda = \alpha \rho c_p. \quad (1)$$

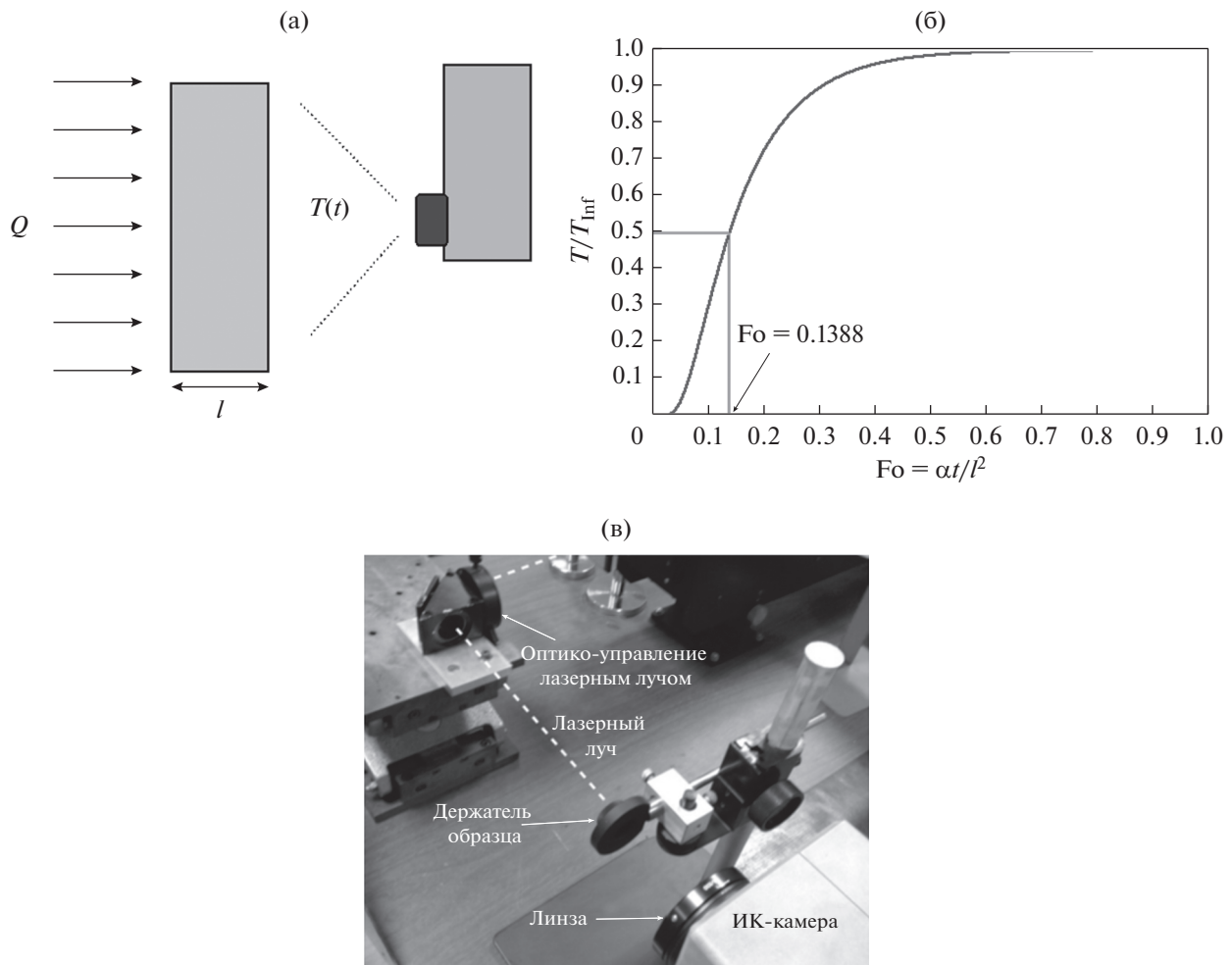


Рис. 1. Схема эксперимента: импульс энергии Q подается с одной стороны образца толщиной l , температура $T(t)$ регистрируется ИК-радиометром/камерой на противоположной стороне образца (а); зависимость нормализованной температуры от числа Фурье Fo , особое значение $Fo = 0.1388$ соответствует времени на половине максимума (б). Схема экспериментальной установки для измерения коэффициента температуропроводности вдоль плоскости образца: источник лазерного нагрева коротким импульсом поверхности сплава, ИК-камера для регистрации последовательности изображений эволюции температуры на противоположной поверхности образца (в).

В настоящее время метод лазерной вспышки (метод лазерного импульса) [10–12] является наиболее часто используемым фототермическим методом для измерения коэффициента температуропроводности и во многих странах считается стандартом для измерения коэффициента температуропроводности твердых материалов. Метод состоит в нагревании передней поверхности образца (как правило, небольшого дискообразного образца) коротким лазерным импульсом и регистрации изменения температуры на его противоположной поверхности. Схема эксперимента описана на рис. 1а, на рис. 1б показан типичный температурный отклик от противоположной стороны. Основными преимуществами этого метода являются простота и быстрота измерения, а также возможность измерения коэффициента температуропроводности в широком спектре материалов при различных температурах.

Согласно Паркеру, коэффициент температуропроводности определяется в момент времени, когда температура изменилась наполовину (уравнение (2)):

$$\alpha = \frac{0.1388}{t_{0.5}} l^2, \quad (2)$$

т.е. когда число Фурье $Fo = \alpha t/l^2 = 0.1388$. Уравнение (2) верно, когда теплообмен с окружающей средой пренебрежимо мал. Если это не так, следует использовать более точные уравнения [13]. Для минимизации конвективного теплообмена с атмосферой измерения проводили в вакууме. Это предотвращало любую реакцию окисления исследуемых материалов, особенно при самых высоких температурах, процесс окисления при которых был четко замечен при измерениях удельной теплоемкости (см. ниже) на воздухе.

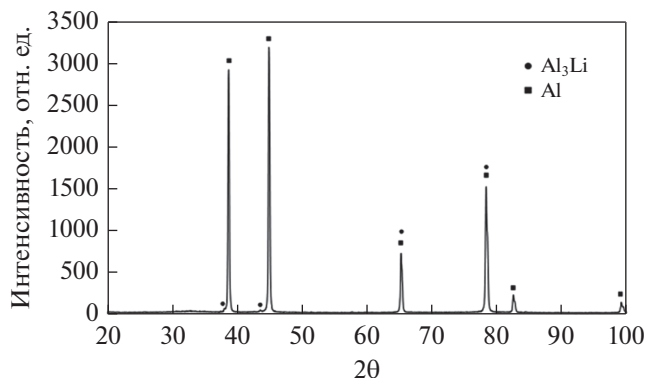


Рис. 2. Фазовый состав (XRD) Al + 6% Li.

Выше приведено описание измерения компоненты коэффициента температуропроводности, направленной по нормали к поверхности образца (по толщине). Для измерения коэффициента температуропроводности вдоль плоскости образца экспериментальная схема состоит из локализованного источника лазерного нагрева, действующего на поверхность исследуемого материала, в то время как ИК-камера собирает последовательность изображений эволюции температуры на противоположной поверхности образца (см. рис. 1в).

Измерение с помощью дифференциального сканирующего калориметра DSC [14] производится в трех режимах, в течение которых калориметрические ячейки подвергаются идентичному запрограммированному изменению температуры между начальным и конечным значениями и с заданной скоростью. Калориметрический сигнал пропорционален разности тепловой емкости между двумя измерительными каналами. Измерение состоит из трех циклов: в первом каналы пустые; во втором канал заполняется калибровочным материалом, удельная теплоемкость которого известна; в третьем канал заполняется материалом, чья удельная теплоемкость должна быть определена. После трех циклов удельная теплоемкость образца определяется уравнением

$$c_{p,x} = \frac{S_x - S_e m_c}{S_c - S_e m_x} c_{p,c}, \quad (3)$$

где: $c_{p,x}$ — удельная теплоемкость образца [Дж кг⁻¹ К⁻¹]; $c_{p,c}$ — удельная теплоемкость калибровочного образца [Дж кг⁻¹ К⁻¹]; m_x — масса образца, удельная теплоемкость которого должна быть определена [кг]; m_c — масса калибровочного образца [кг]; S_x ; S_c ; S_e являются калориметрическими сигналами образца, калибровочного образца и пустых каналов, соответственно.

Как сказано выше, исследуемые материалы, и особенно сплавы с добавлением редкоземельных элементов, показали явный эффект окисления после испытаний при температуре выше 300°C. В

этом случае калориметрический сигнал может представлять собой смесь тепла, поглощаемого теплоемкостью и выделяющегося в реакции окисления. Кроме того, вес испытуемого материала изменился (увеличился) после испытания из-за химической реакции. По этим причинам вторая серия измерений удельной теплоемкости была проведена в атмосфере аргона, чтобы избежать путаницы между сигналом от теплоемкости и сигналом от любой возможной химической реакции.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Характеризация микроструктуры и состава. Рентгеновская дифракционная картина сплава Al + 6% Li представлена на рис. 2. Как и ожидалось, на диаграмме фаз Al–Li присутствуют пики Al и δ -фазы Al₃Li. Микроструктура (рис. 3) образца является дендритной, но довольно однородной, никаких примесей не обнаружено. δ -фаза дает Al–Li способность к дисперсионному твердению при выпадении вторичных фаз и определяет основные микроструктурные характеристики сплавов. Из-за небольших размеров δ -фаза не может быть обнаружена с помощью ОМ и SEM.

Влияние добавки редкоземельных элементов (RE) показано на рис. 4 и 5, которые демонстрируют микроструктуру Al + 6% Li + 0.5% RE. Приводятся изображения образцов только для сплава с 0.5% RE, поскольку в других случаях выделения вторичных фаз не могут быть обнаружены из-за их малого количества. Более того, и XRD-анализ не может обнаружить эти выделения по той же причине.

Редкоземельные металлы имеют низкую растворимость в сплавах Al, и, как сообщается [15, 16], образуется несколько интерметаллических соединений. Изменение микроструктуры за счет добавления RE становится ясным из изображений при малых увеличениях (300×) (рис. 4). Это изменение очень важно и вызывает замечательную модификацию свойств сплавов после добавки RE. Никаких существенных различий в микроструктуре при добавлении различных RE не было обнаружено. На этих изображениях присутствие выделений, содержащих RE, видно недостаточно ясно, поэтому были выполнены измерения при более высоком увеличении.

Микрофотографии SEM-BSE при высоком увеличении представлены на рис. 5. Анализ EDS, представленный в табл. 1, подтвердил, что белые частицы богаты Ce (рис. 5а), Nd (рис. 5б), Pr (рис. 5в) и Y (рис. 5г). Интерметаллиды имеют небольшие размеры и распределены в металлической матрице. Анализ изображения подтверждает содержание RE около 0.5%.

Механические свойства. Механические свойства были проанализированы с помощью испы-

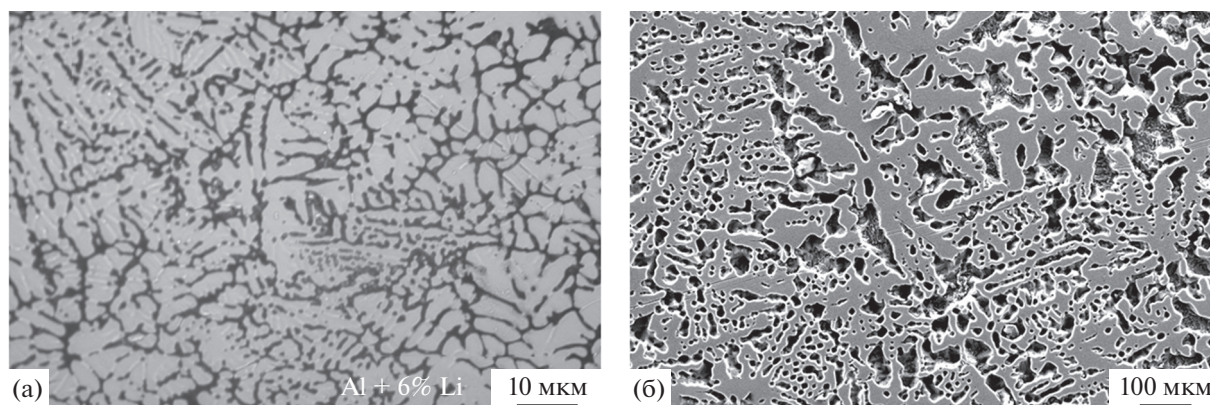


Рис. 3. ОМ (а) и SEM-BSE (б) микрофотографии Al + 6% Li.

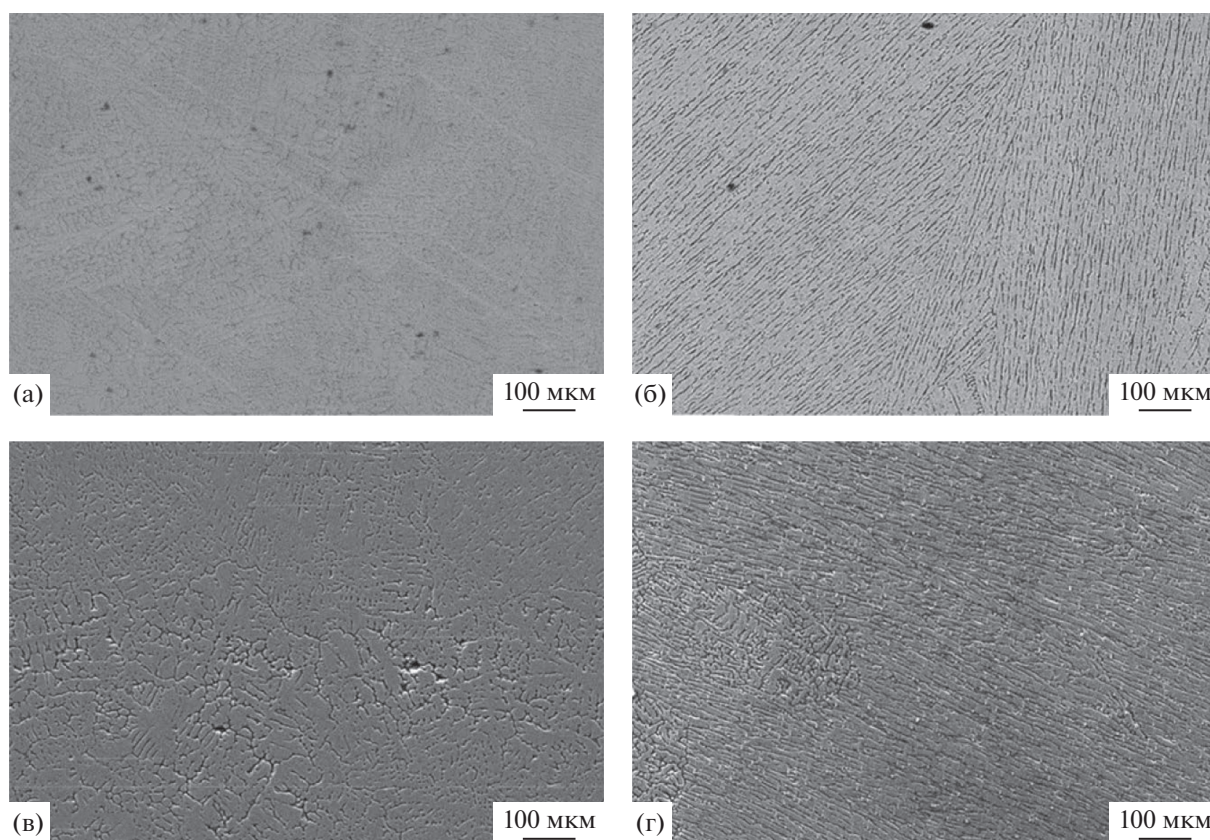


Рис. 4. Микрофотографии SEM-BSE Al + 6% Li + 0.5% Ce (а), Al + 6% Li + 0.5% Nd (б), Al + 6% Li + 0.5% Pr (в) и Al + 6% Li + 0.5% Y (г) при малых увеличениях ($\times 300$).

таний на микротвердость, значения приведены на рис. 6. Прежде всего можно заметить, что во всех образцах с добавкой RE твердость выше, чем в базовом сплаве на основе алюминий-6% лития, значение которой составляет около 44 HV.

Добавка небольшого количества редкоземельных элементов благотворно влияет на твердость из-за механизма упрочнения при выделении вторич-

ных фаз и, кроме того, из-за значительного уменьшения размера зерна, что видно по SEM-изображениям.

Церий, неодим и празеодим являются наиболее эффективными по увеличению твердости, с линейной корреляцией между их содержанием и значением микротвердости, как сообщается в [4], тогда как для иттрия не наблюдается очевидного

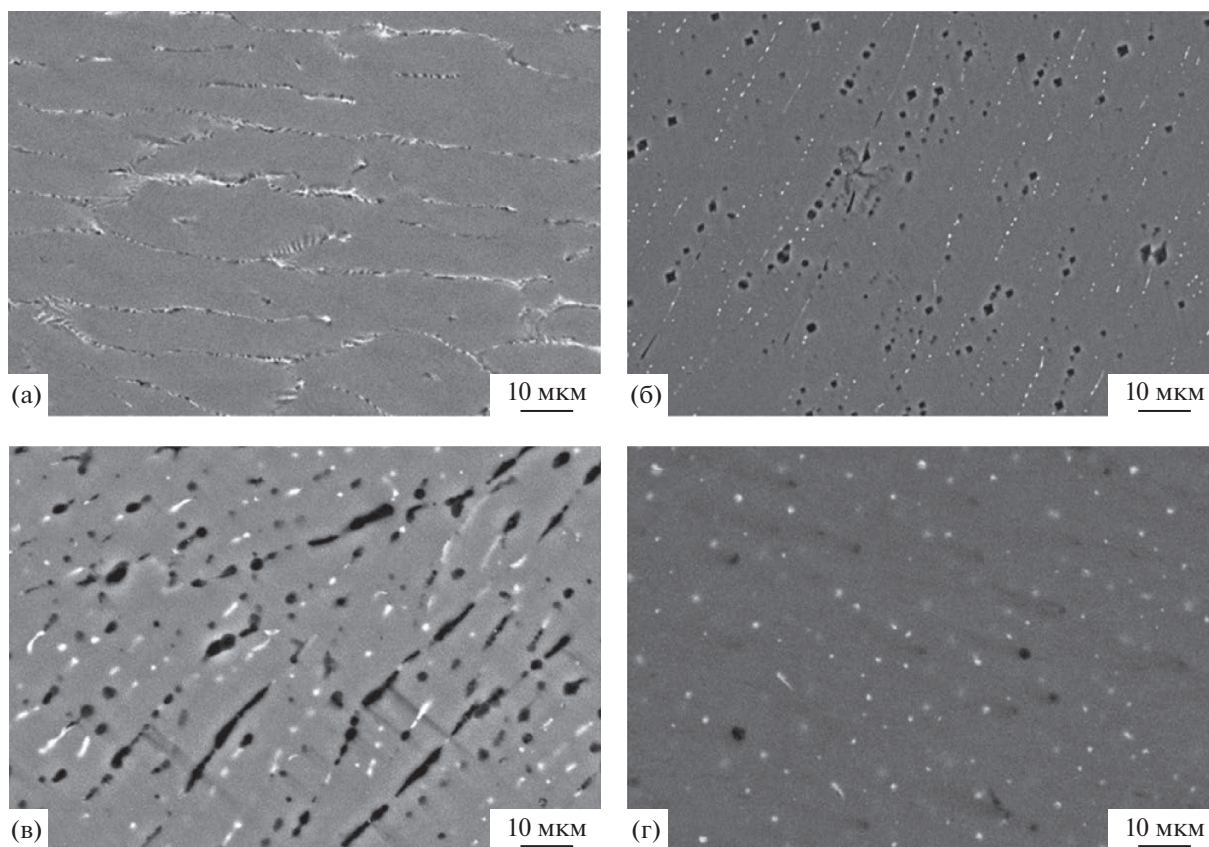


Рис. 5. Микрофотографии SEM-BSE Al + 6% Li + 0.5% Ce (а), Al + 6% Li + 0.5% Nd (б), Al + 6% Li + 0.5% Pr (в) и Al + 6% Li + 0.5% Y (г) при большом увеличении ($\times 3000$).

влияния его концентрации. Значения микротвердости довольно постоянны, и добавление иттрия приводит к их значительному увеличению только с 0.01% без каких-либо изменений от 0.01 до 0.5%. В настоящее время проводятся дальнейшие исследования для выявления корреляции упрочнения со свойствами RE, несоответствия размеров атомов и растворимости [17].

Таблица 1. Полуколичественный анализ энергодисперсионной спектроскопии выделений вторичных фаз в образцах Al + 6% Li + 0.5% RE

Добавка	Al, %	Ce, %	Fe, %	Nd, %	Pr, %	Y, %
0.5% Ce	97.3	2.0	0.7	—	—	—
0.5% Nd	98.3	—	—	1.7	—	—
0.5% Pr	95.3	—	—	—	4.7	—
0.5% Y	97.1	—	—	—	—	2.9

Коррозионные свойства. Чтобы оценить влияние добавки RE на коррозионные свойства, были проведены измерения OCV после 1 ч погружения в 3.5%-ный раствор NaCl. Измерения проводили после дополнительного часа стабилизации. Зарегистрированные значения OCV при изменении содержания редкоземельных элементов представлены на рис. 7. Можно заметить, что добавление RE приводит к увеличению значения OCV по сравнению с образцом Al + 6% Li, что указывает на увеличение коррозионной стойкости. Однако максимальное значение OCV регистрируется для низких концентраций RE (0.05%), и последующее добавление RE приводит к снижению коррозионной стойкости. Фактически образцы, содержащие 0.5% RE, характеризуются значениями OCV, значительно меньшими, чем образец без RE. Этот факт, вероятно, может быть связан с распределением выделений вторичных фаз: при низкой концентрации гомогенное распределение малых выделений позволяет получить обобщенную коррозию. Напротив, более крупные выделения создают локализованную коррозию из-за образования гальванической пары вблизи выделений, что приводит к снижению коррозионных свойств при высоком содержании RE. Этот факт

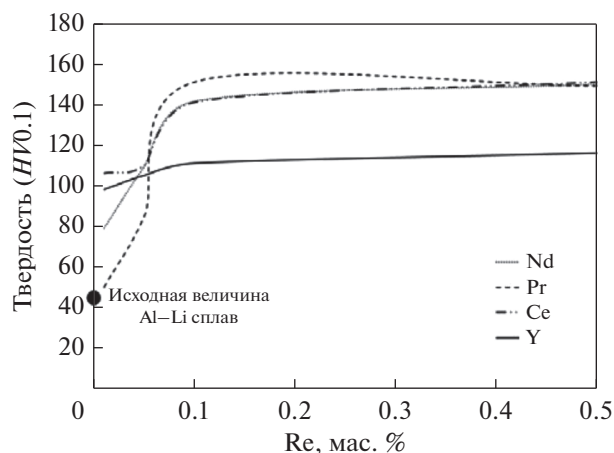


Рис. 6. Значения микротвердости по Виккерсу при изменении концентрации RE (мас. %) для разных образцов.

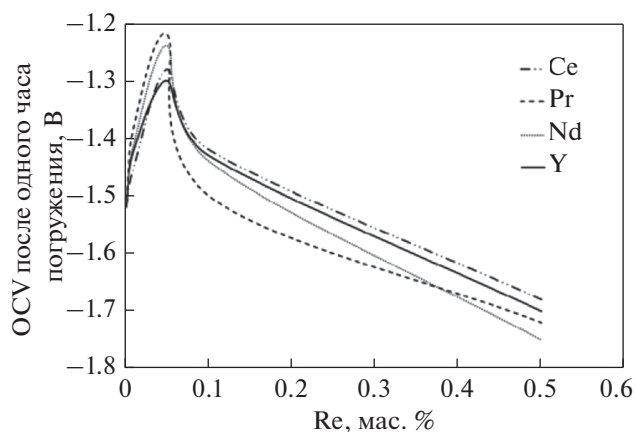


Рис. 7. Значения OCV от содержания RE, измеренные после одного часа погружения и одного часа стабилизации (электролит 3.5% NaCl).

также соответствует Салеху и др. [18], которые указывают, что более высокое содержание RE в сплаве может отрицательно повлиять на характеристики сплава. Никаких существенных различий в поведении образцов, полученных с различными редкоземельными элементами, не обнаружено.

Коэффициент температуропроводности и удельная теплоемкость. Значения теплопроводности λ были получены по уравнению 1 из прямых измерений коэффициента температуропроводности, плотности и удельной теплоемкости Al + 6% Li, Al + 6% Li + 0.5% Y и Al + 6% Li + 0.5% Nd, при температурах 80, 200, 300, 400 и 500°C. На рис. 8 приведены результаты для двух режимов экспериментальных условий измерения удельной теплоемкости: на воздухе и в атмосфере Ar. Можно наблюдать снижение теплопроводности в сплавах, содержащих редкоземельные элементы, по сравнению с образцом Al + 6% Li, в то же время для разных RE не было обнаружено существенных различий.

Анизотропия коэффициента температуропроводности (и, следовательно, теплопроводности) исследуемых сплавов измеряется импульсной ИК-термографией вдоль и перпендикулярно направлению затвердевания отливки. Методы измерения компонент коэффициента температуропроводности вдоль направления нормали к плоскости образца и лежащих в плоскости образца, описаны в экспериментальном разделе.

Для измерения температуропроводности в плоскости необходимо наблюдать, как рассеивается локализованный источник тепла (рис. 9).

Если неоднородный источник нагрева работает короткими импульсами, метод становится осо-

бенно простым, как было предложено Philippi и др. [19]. Модель, на которой основываются измерения, является общей, так как она работает с любым пространственным распределением нагрева. Все это позволяет использовать преимущества обработки изображений ИК-камеры. Предлагаемый метод основан на обработке последовательности изображений. Показано, что временная эволюция пространственного Фурье-преобразования

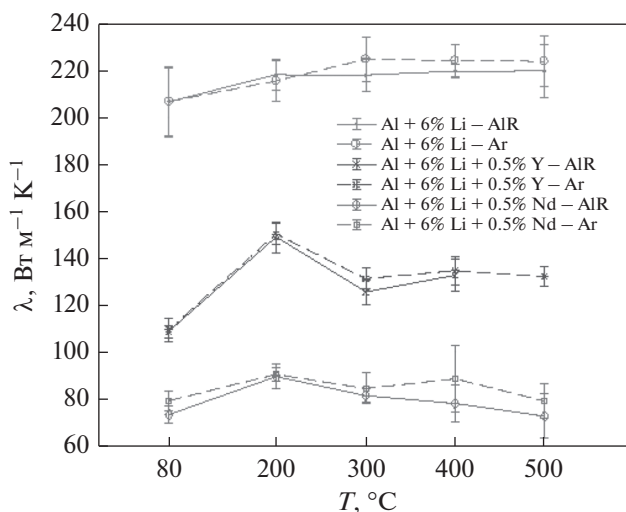


Рис. 8. Теплопроводность в зависимости от температуры для сплавов Al + 6% Li, Al + 6% Li + 0.5% Y и Al + 6% Li + 0.5% Nd. Результаты приведены для удельной теплоемкости, измеренной на воздухе и в атмосфере Ar. Обратите внимание, что для Al + 6% Li + 0.5% Y при 500°C не удалось провести измерение удельной теплоемкости на воздухе из-за очень высокой химической активности материала.

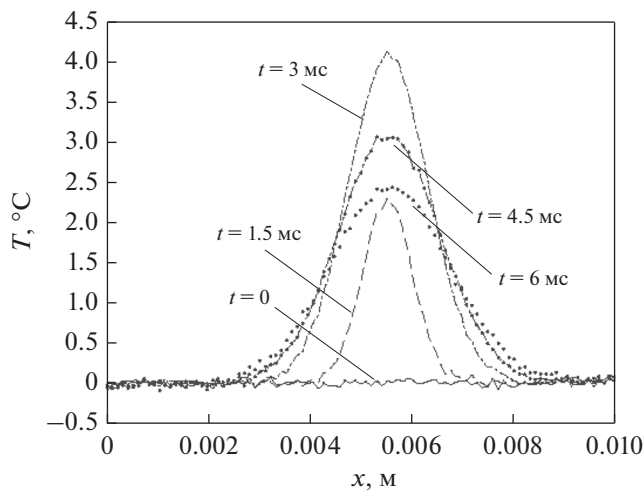


Рис. 9. Профиль горячего пятна на задней поверхности образца после лазерного нагрева коротким импульсом на противоположной стороне образца. После импульса температура увеличивается, достигая максимального значения через 3 мс. После этого лазерный импульс распространяется в поперечном направлении и, следовательно, температура пика уменьшается.

температуры на поверхности соответствует следующему правилу экспоненциальной функции распада:

$$\frac{\theta(k,t)}{\theta(0,t)} = \frac{\phi(k)}{\phi(0)} e^{-\alpha_p k^2 t}, \tag{4}$$

где $\theta(k, t)$ – пространственное Фурье-преобразование температуры поверхности в момент времени t и на пространственной частоте k ($k = 0$ означает непрерывную пространственную компоненту), α_p – коэффициент температуропроводности в плоскости, $\phi(k)$ – пространственное фурье-преобразование распределения тепла на поверхности образца.

Таблица 2. Коэффициент температуропроводности трех исследуемых сплавов, измеренный нормально к поверхности (по толщине) и вдоль плоскости образца. Измерения проведены при температуре окружающей среды

Сплав	Коэффициент температуропроводности, м ² с ⁻¹	
	Нормально к поверхности образца	Вдоль плоскости образца
Al + 6% Li	$8.3 \times 10^{-5} \pm 5\%$	$8.1 \times 10^{-5} \pm 12\%$
Al + 6% Li + 0.5% Y	$4.4 \times 10^{-5} \pm 2\%$	$3.0 \times 10^{-5} \pm 3\%$
Al + 6% Li + 0.5% Nd	$2.9 \times 10^{-5} \pm 3\%$	$2.8 \times 10^{-5} \pm 2\%$

Значения коэффициента температуропроводности в плоскости и нормально к поверхности образца (по толщине) приведены в табл. 2. Измерения проводили только при температуре окружающей среды. Следует обратить внимание, что анизотропия четко фиксируется только для Al + 6% Li + 0.5% Y, где коэффициент температуропроводности по толщине примерно на 40% больше, чем в плоскости. Для двух других сплавов различия находятся в пределах погрешности измерений.

4. ВЫВОДЫ

С помощью вакуумного процесса успешно получены сплавы Al + 6% Li с низкой пористостью и малым количеством примесей. Добавление редкоземельных металлов в различных концентрациях приводит к увеличению твердости. Этот факт можно отнести как к уменьшению размера зерна, так и к механизму упрочнения при выделении вторичных фаз. Также было оценено влияние добавления RE на коррозионную стойкость, был обнаружен максимум в коррозионных свойствах при 0.05% RE. Этот факт связан с размером и распределением выделений вторичных фаз, которые создают обобщенную коррозионную стойкость при низком содержании RE и локальную гальваническую коррозию при высоком содержании RE. Как для механических, так и для коррозионных свойств не обнаружено существенных различий между различными RE. Только в случае Y механические свойства демонстрируют независимость от содержания Y. Были охарактеризованы тепловые свойства Al + 6% Li, Al + 6% Li + 0.5% Y и Al + 6% Li + 0.5% Nd. Основным результатом заключается в том, что теплопроводность антикоррелирована с твердостью. Кроме того, была исследована анизотропия коэффициента температуропроводности (обусловленная анизотропией теплопроводности), которая продемонстрировала явное различие между компонентами, нормально к поверхности образца (по толщине), и

вдоль плоскости образца, только для сплава, содержащего Y.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Rioja R.J.* Fabrication methods to manufacture isotropic Al–Li alloys and products for space and aerospace applications // *Mater. Sci. Eng.: A*. 1998. V. 257. P. 100–107.
2. *Gupta R.K., Nayan N., Nagasireesha G., Sharma S.C.* Development and characterization of Al–Li alloys // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2006. V. 420. P. 228–234.
3. *Saccone A., Cacciamani G., Macci D., Borzone G., Ferro R.* Contribution to the study of the alloys and intermetallic compounds of aluminium with the rare-earth metals // *Intermetallics*. 1998. V. 6. P. 201–215.
4. *Yue X., Jiping G., Yufeng L.* Effect of Rare Earth Elements on Anisotropy and Microstructure of Al–Li Alloy 2195 Sheets // *J. Rare Earths*. 2006. V. 24. P. 793–796.
5. *Cernuschi F., Bison P., Moscatelli A.* Microstructural characterization of porous thermal barrier coatings by laser flash technique // *Acta Mater.* 2009. V. 57. P. 3460–3471.
6. *Bison P., Marinetti S., Mazzoldi A., Grinzato E., Bressan C.* Cross-comparison of thermal diffusivity measurements by thermal methods // *Infrared Phys. Techn.* 2007. V. 49. P. 286–291.
7. *Bison P., Cernuschi F., Capelli S.* A thermographic technique for the simultaneous estimation of in-plane and in-depth thermal diffusivities of TBCs // *Surface Coatings Techn.* 2011. V. 205. P. 3128–3133.
8. *Calliari I., Pezzato L., Nazarov S.* Metallographic studies of aluminum-lithium alloys added with rare earths // *Proc. Int. Sci. Conf. HIGH TECH DIE CASTING*. 2016. Venice 22–23 June 2016, Italy.
9. *Carslaw H.S., Jaeger J.C.* Conduction of Heat in Solids. Oxford University Press, second edition, 1959.
10. *Parker W.J., Jenkins R.J., Butler C.P., Abbott G.L.* Flash method of determining thermal diffusivity, heat capacity, and thermal conductivity // *J. Appl. Phys.* 1961. V. 32. P. 1679–1684.
11. *Cowan R.D.* Pulse method of measuring thermal diffusivity at high temperatures // *J. Appl. Phys.* 1962. V. 34. P. 926–927.
12. *Cape J.A., Lehman G.W.* Temperature and finite pulse-time effects in the flash method for measuring thermal diffusivity // *J. Appl. Phys.* 1963. V. 34. P. 1909–1913.
13. *Barizza A., Bison P., Boldrini S., Bortolin A., Cadelano G., Colla L., Ferrarini G.* Comparison of the insulation property of an innovative material and a traditional one by infrared thermography // *Proc. of SPIE* 9485. 2015. 948515.
14. SETARAM, Heat capacity determination, Technical Report M149-v1.
15. *Liu S., Du Y., Chen H.* A thermodynamic reassessment of the Al–Y system // *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2006. V. 30. P. 334–340.
16. *Kang Y.B., Pelton A.D., Chartrand P., Fuerst C.D.* Critical evaluation and thermodynamic optimization of the Al–Ce, Al–Y, Al–Sc and Mg–Sc binary systems // *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2008. V. 32. P. 413–422.
17. *Yang Q., Bu F., Meng F., Qiu X., Zhang D., Zheng T., Liu X., Meng J.* The improved effects by the combinative addition of lanthanum and samarium on the microstructures and the tensile properties of high-pressure die-cast Mg–4Al-based alloy // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2015. V. 628. P. 319–326.
18. *Saleh A.A., Emad M.E., Mahmoud M.T., Agnes M.S., Fawzy H.S.* Effect of Rare Earth Metals on the Microstructure of Al–Si Based Alloys // *Mater.* 2016. V. 9. P. 45.
19. *Philippi I., Batsale J.C., Maillet D., Degiovanni A.* Measurement of thermal diffusivities through processing of infrared images // *Rev. Scientific Instruments*. 1995. V. 66.