

УДК 546.621:785.6:539.533

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ЭВОЛЮЦИЮ КОМПОЗИЦИОННОГО СОСТАВА ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВА Al–Mg–Li–Sc–Zr

© 2025 г. И. А. Столяр^{a,*}, В. Г. Шепелевич^a, И. И. Ташлыкова-Бушкевич^{b, **},
Р. By^c, Э. Вендлер^d

^aБелорусский государственный университет, Минск, 220050 Беларусь

^bБелорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, Минск, 220013 Беларусь

^cХарбинский инженерный университет, Харбин, 150001 Китай

^dЙенский университет имени Фридриха Шиллера, Йена, 07743 Германия

*e-mail: iulyana@gmail.com

**e-mail: iya.itb@bsuir.by

Поступила в редакцию 10.08.2024 г.

После доработки 20.10.2024 г.

Принята к публикации 20.10.2024 г.

Исследовано влияние высокотемпературного отжига на состав поверхностных слоев быстрозатвердевших фольг сплава Al–Mg–Li–Sc–Zr (1421), полученных центробежной закалкой из расплава, при нагреве до 380°C на воздухе в зависимости от времени выдержки. Элементное картирование поверхности фольг, отожженных в течение 1 ч, проведено методом растровой электронной микроскопии с применением энергодисперсионного анализатора. Глубинное распределение лития после отжига образцов в течение 1, 2 и 8 ч изучено методом мгновенных ядерных реакций. После кратковременного отжига в течение 1 ч обнаружено формирование градиента состава с повышенным содержанием основных легирующих элементов в поверхностных слоях отожженных фольг. Толщина диффузионного слоя, обогащенного литием, составляет около 3.3 мкм. В приповерхностном слое толщиной 0.3 мкм средняя концентрация лития составляет 30 ат. %. В отличие от контактной поверхности, немонотонный характер концентрационных профилей лития в фольге вблизи “свободной” (верхней) поверхности включает наличие резкого максимума на глубине 0.3 мкм: содержание лития возрастает с 20 ат. % в тонком поверхностном слое (0.1 мкм) до 40 ат. %. В процессе отжига с ростом времени выдержки наблюдается интенсивный массоперенос атомов лития в глубь фольг. Толщина диффузионного слоя увеличивается в 4 раза.

Ключевые слова: сплав Al–Mg–Li–Sc–Zr, высокоскоростная кристаллизация, литий, магний, скандий, картирование, растровая электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ, анализ ядерных реакций.

DOI: 10.31857/S1028096025020039, **EDN:** EHB RUN

ВВЕДЕНИЕ

Ресурсосберегающие методы получения материалов, такие как спиннингование (melt spinning technique), центробежная закалка и аддитивные технологии [1–3], позволяют получать высокие скорости охлаждения металла и активно используются в современных промышленных технологиях. Быстрозатвердевшие (БЗ) сплавы успешно изготавливают и применяют как в исходном виде

фольг, лент, порошков, так и в консолидированном состоянии при производстве массивных деталей из порошкового сырья [4, 5]. Поэтому, в то время как использование алюминиево-литиевых сплавов на базе системы легирования Al–Mg–Li в качестве высокотехнологичных материалов для авиационной и аэрокосмической техники позволяет увеличить весовую эффективность летательных аппаратов благодаря уникальному влиянию

лития на комплекс свойств сплавов Al–Mg [6–9], возрастает интерес к этим сплавам, полученным при неравновесных условиях [10]. В частности, в результате высокоскоростной кристаллизации расплавов возможно создание алюминиевых сплавов, уровень физико-химических и механических характеристик которых значительно выше в сравнении с традиционными металлическими материалами [2] за счет достижения высоких скоростей охлаждения расплава ($\sim 10^6$ К/с). Вместе с тем исходная структура быстрозатвердевших сплавов сложного состава является высоко неравновесной и при повышенной температуре отжига присутствует проблема деградации структуры на различных уровнях и, следовательно, свойств материалов с временем выдержки. Поэтому для эксплуатации при высоких рабочих температурах необходимо исследовать стабильность структуры и, следовательно, свойств быстрозатвердевших алюминиевых материалов в широком интервале температур.

Перспективность синтеза в условиях высокоскоростной кристаллизации многокомпонентного сплава Al–Mg–Li–Sc–Zr марки 1421 определяется использованием в нем редкоземельного металла Sc и переходного металла Zr в качестве модификаторов для повышения термической стабильности, а также прочностных и коррозионных характеристик. Число работ, посвященных влиянию неравновесных условий сверхбыстрой закалки из расплава на структурно-фазовое состояние сплавов системы Al–Mg–Li [11, 12], весьма ограничено в сравнении с исследованиями структуры и фазовых превращений в сплавах, полученных при неравновесных условиях с помощью методов интенсивной пластической деформации и методов поверхностной обработки лазерным излучением [2, 13–16]. Однако сравнение после отжига механических свойств этих материалов, например микротвердости, выявило повышенную термическую стабильность быстрозатвердевших материалов [17–20], связанную со структурно-фазовым состоянием микрокристаллических сплавов. Ранее нами обнаружено, что высокоскоростное охлаждение жидкой фазы сплава 1421 при закалке вызывает образование пересыщенного твердого раствора α -фазы Al, в котором достигается аномальное увеличение растворимости легирующих компонентов, мало растворимых в равновесных условиях в алюминии [21]. Также было установлено, что структура и фазовый состав микрокристаллических фольг сплава 1421 значительно отличаются от равновесного состояния литых крупнозернистых образцов сплава благодаря расширению температурно-

концентрационной области твердого раствора и образованию в процессе его распада при отжиге неравновесных фаз, включая метастабильную литийсодержащую фазу $\text{Al}(\text{Mg}, \text{Sc}, \text{Zr}, \text{Li})_x$ [21]. Позднее, в работе [22], при высокотемпературном отжиге с выдержкой в течение 1 ч был впервые установлен эффект кратного роста концентрации лития в приповерхностных областях фольг. Продолжение исследования температурной зависимости поверхностной сегрегации лития в фольгах показало, что при низкотемпературном отжиге, наоборот, происходит обеднение литием поверхностных и глубинных слоев образцов [23]. Полученные результаты представляют научный и практический интерес и свидетельствуют об актуальности направления исследований по выявлению закономерностей структурно-фазовых превращений в быстрозатвердевших образцах сплава 1421 при высокотемпературном отжиге. В частности, выбор оптимальных режимов упрочняющей термической обработки важен для изучения проблемы отрицательного влияния температурных воздействий на физико-химические и механические свойства материалов в агрессивных газовых и жидких средах.

Цель настоящей работы — изучить влияние высокотемпературного отжига на композиционный состав поверхности быстрозатвердевших фольг сплава Al–Mg–Li–Sc–Zr (1421), включая эффект поверхностной сегрегации лития как функции времени выдержки при отжиге. В работе комплексное изучение процессов сегрегации в быстрозатвердевшем сплаве Al–Mg–Li–Sc–Zr проведено с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ) с применением рентгеноспектрального анализа (РСМА) в дополнении к неразрушающему методу мгновенных ядерных реакций (МЯР), основанному на использовании ядерной реакции на протонах (p, α) для определения концентрационных профилей лития в фольгах сплава 1421 в зависимости от расстояния от поверхности образца до области анализа.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве объекта исследований были выбраны образцы фольги сплава Al–5.8 ат. % Mg–8.1 ат. % Li–0.03 ат. % Zr–0.11 ат. % Sc марки 1421, полученные методом высокоскоростной кристаллизации из расплава со скоростью кристаллизации 10^6 К/с [11], когда расплав выливали на внутреннюю поверхность вращающегося медного цилиндра. В результате были получены образцы быстрозатвердевшей фольги вытянутой формы толщиной 60–80 мкм, для которых было принято, что контактная поверхность A — сторона, контакти-

ирующая с цилиндром, а “свободная” поверхность *B* — обратная сторона, контактирующая с воздухом. Фольги отжигали при температуре 380°C в течение 1, 2 и 8 ч.

Элементный анализ контактирующей с воздухом поверхности отожженных фольг изучался с помощью двулучевого растрового электронного микроскопа FEI Helios Nanolab 650 (США), оснащенного энергодисперсионной приставкой-анализатором. Измерения были проведены при ускоряющем напряжении 30 кВ в режиме отраженных электронов.

Перераспределение лития по глубине фольг с течением времени выдержки при отжиге изучали методом МЯР с использованием ядерной реакции $^{7}\text{Li}(p,\alpha)^{4}\text{He}$ при облучении отожженных фольг ускоренными протонами с энергией 1.4 МэВ. Измерения проводили на ускорителе-тандемоне (3 MB) JULIA (Jena University Laboratory for Ion Acceleration) при разрешении детектора 15 кэВ. Детектор в экспериментах при получении спектров находился под углом рассеяния $\theta = 170^\circ$. Диаметр падающего на мишень пучка составлял 1 мм. С помощью программы SIMNRA [24] рассчитывали теоретические спектры, представляя при моделировании образец в виде совокупности слоев задаваемой толщины в $\times 10^{15}$ ат./см² и элементного состава. Генерируя парциальные спектры химических элементов, получали наилучшее согласие теоретического и экспериментального спектров и, следовательно, определяли глубинный профиль концентрации лития. Для интерпретации экспериментальных результатов

был выполнен перевод толщины модельных слоев в линейные размеры по методике, описанной в [25], впервые с учетом оксидно-гидроксидного слоя [26], толщина которого на поверхности фольг, по оценкам, составила 1 мкм. Статистическая погрешность определения концентрации лития методом МЯР составила от 5 до 15%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1а показано изображение, полученное в режиме обратно отраженных электронов, типичной морфологии поверхности фольги сплава 1421, отожженной при 380°C в течение одного часа. Проведено элементное картирование поверхности отожженных фольг с помощью рентгеновского энергодисперсионного спектрометра. Типичный результат энергодисперсионного рентгеновского анализа представлен на рис. 1б–1з соответственно. Изменение значений уровня яркости в разных точках изображений карт соответствует количеству рентгеновских квантов, попавших в детектор в определенном энергетическом диапазоне. Соответствующий энергодисперсионный спектр выбранного участка фольги приведен на рис. 2. По результатам рентгеноспектрального анализа, который не позволяет регистрировать литий, содержание магния, скандия и циркония в составе поверхности фольг составляет 6.31, 0.14 и 0.03 ат. % соответственно (табл. 1).

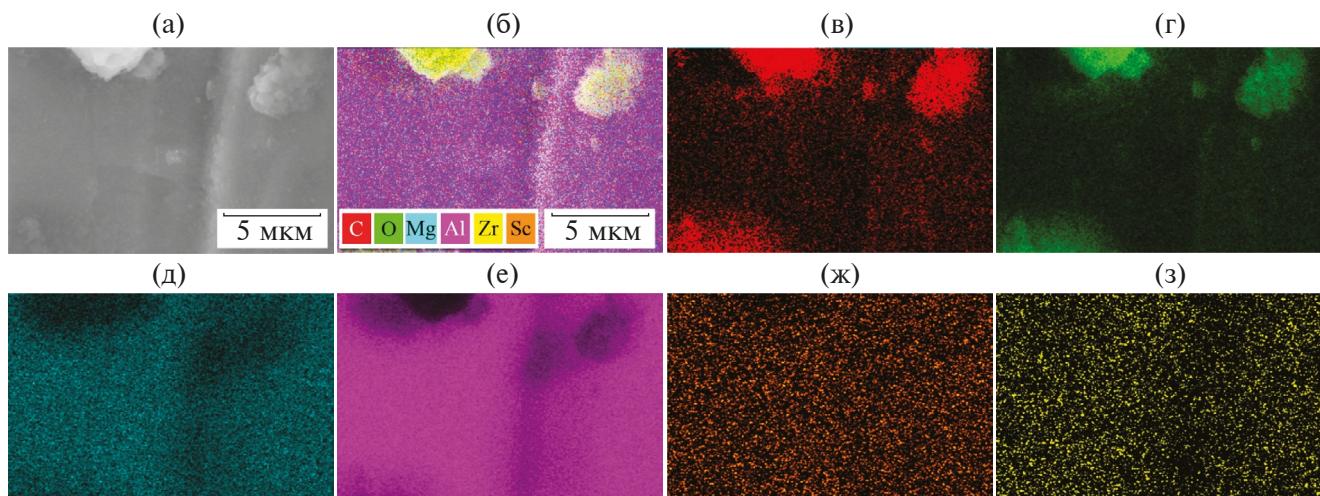


Рис. 1. Изображение контактирующей с воздухом поверхности быстрозатвердевшей фольги сплава 1421, отожженной при 380°C в течение 1 ч: РЭМ-изображение, полученное в режиме детектирования вторичных электронов, участка фольги (а) и соответствующая РСМА-карта распределения основных химических элементов по поверхности (б), а также распределение элементов, полученное в характеристическом рентгеновском излучении атомов углерода (в), кислорода (г), магния (д), алюминия (е), циркония (ж) и скандия (з).

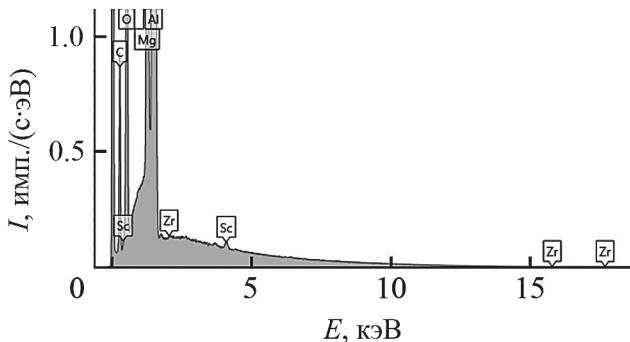


Рис. 2. PCMA-спектр, полученный для участка фольги сплава 1421 (изображение которого дано на рис. 1а), с характеристическими линиями химических элементов.

Табл. 1. Результаты исследования химического состава участка контактирующей с воздухом поверхности фольги сплава 1421 методом PCMA

Элемент	Содержание, ат. %	Содержание, мас. %
Mg	6.31	5.71
Al	93.52	93.95
Sc	0.14	0.24
Zr	0.03	0.09

На рис. 3 и 4а представлены типичные спектры обратно рассеянных протонов и α -частиц, продуктов ядерной реакции $^7\text{Li}(p,\alpha)^4\text{He}$, для обеих поверхностей фольг сплава Al–Mg–Li–Sc–Zr соответственно после отжига при 380°C в течение одного часа. На рис. 3а и 3б показаны экспериментальные спектры обратного рассеяния протонов, моделирование которых проводили в программе SIMNRA. Удовлетворительное совпадение моделюемых спектров с экспериментальными достигнуто во всем энергетическом диапазоне. На рисунках также приведены парциальные спектры основных элементов, кинематические границы которых отмечены вертикальными стрелками. Сравнение спектров рис. 3а и 3б наглядно демонстрирует, что содержание лития, углерода и кислорода наиболее высоко в приповерхностных слоях контактирующей с воздухом поверхности фольг. Содержание магния с помощью моделирования в программе SIMNRA определить невозможно, поскольку магний и алюминий являются соседними по атомному номеру элементами. Сигналы легирующих элементов скандия и циркония в высокоэнергетической части спектров обратного рассеяния протонов также промоделировать не представляется возможным из-за

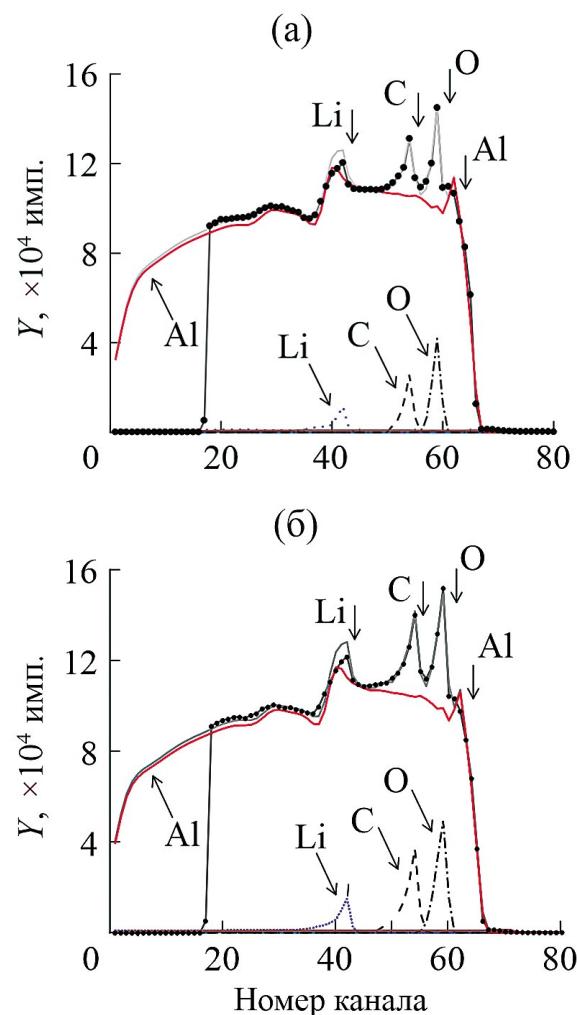


Рис. 3. Экспериментальные спектры (точки) протонов с энергией 1.4 МэВ, обратно рассеянных быстрозатвердевшей фольгой сплава 1421, отожженной при 380°C в течение 1 ч: (а) — поверхность А; (б) — поверхность Б. Сплошная серая линия — результат моделирования в программе SIMNRA. Показаны кинематические границы и парциальные спектры ряда Li, C, O и Al.

малой концентрации этих элементов в сплаве 1421. Спектры α -частиц для обеих поверхностей фольг сплава 1421, отожженных при 380°C в течение 2 и 8 ч, приведены на рис. 4б и 4в.

Моделированием экспериментальных спектров были получены глубинные концентрационные профили распределения лития на рис. 5, толщина слоев здесь и далее указана в ат./см². Как ранее было установлено, в фольгах сплава 1421 после закалки литий распределен по глубине равномерно и его содержание составляет 9 ат.% [21]. После одного часа отжига при 380°C поведение лития в области обеих поверхностей

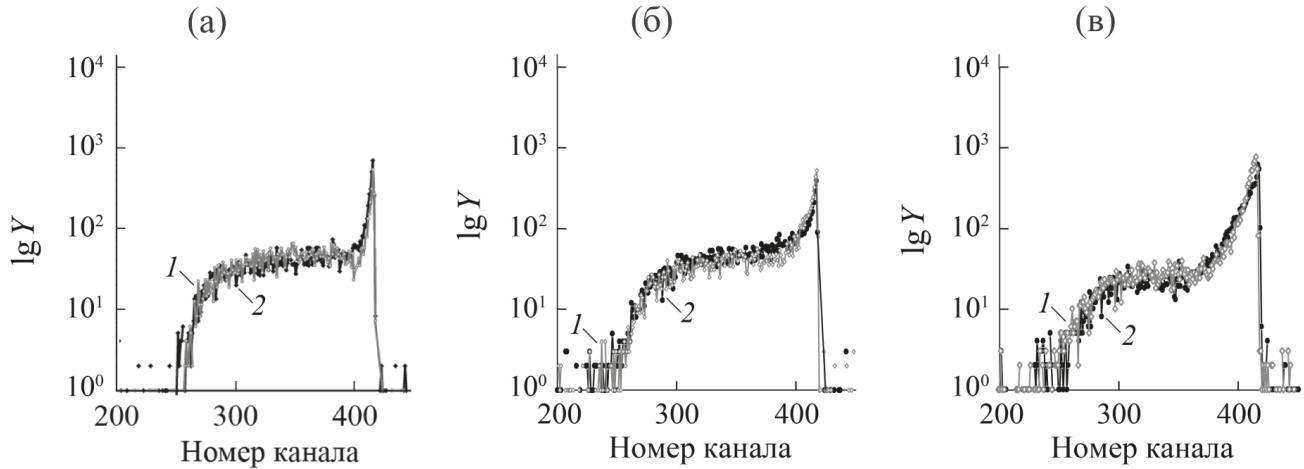


Рис. 4. Экспериментальные спектры α -частиц из реакции ${}^7\text{Li}(\text{p},\alpha){}^4\text{He}$ для поверхностей A (1) и B (2) фольг сплава 1421, отожженных при 380°C в течение 1 (а); 2 (б); 8 ч (в).

фольг изменяется. Дополнительное послойное моделирование распределения углерода и кислорода позволило уточнить данные моделирования концентрационных профилей атомов лития. Установлено, что диффузионный слой, обогащенный литием, образуется на обеих поверхностях фольг при отжиге и имеет толщину 20×10^{18} ат./ см^2 (3.3 мкм). В приповерхностном слое толщиной 3×10^{18} ат./ см^2 (0.3 мкм) с обеих сторон отожженной фольги средняя концентрация лития одинакова и составляет 30 ат.%. Содержание лития в указанном слое вблизи поверхности A практически постоянно. В то же время на границе этого слоя, вблизи поверхности B , наблюдается локальный максимум концентрации лития. Обнаружено, что содержание лития, равное 20 ат. % в поверхностном слое толщиной 10^{18} ат./ см^2 (0.1 мкм), резко возрастает до 39 ат. % при удалении от поверхности B . После отжига образцов в течение двух часов наблюдали обратную тенденцию: степень обогащения поверхности A литием возрастает, в отличие от поверхности B . Содержание лития в тонком поверхностном слое толщиной 10^{18} ат./ см^2 (0.1 мкм) контактной стороны увеличивается на ~30% и достигает 40 ат. %. Глубинный профиль концентрации лития (в слое толщиной 20×10^{18} ат./ см^2 , 3.3 мкм) характеризуется более медленным спадом содержания Li с глубиной в образце, чем после кратковременного отжига в течение одного часа. В то же время с противоположной стороны B , вблизи которой возникает наибольший градиент концентрации лития после отжига в течение 1 и 2 ч, максимум содержания лития составляет 28 ат. % на глубине 10^{18} ат./ см^2 (0.1 мкм). В следующем слое, на глубине 0.1–0.3 мкм, концентрация лития уменьшается почти вдвое — до 15 ат. %. Отметим,

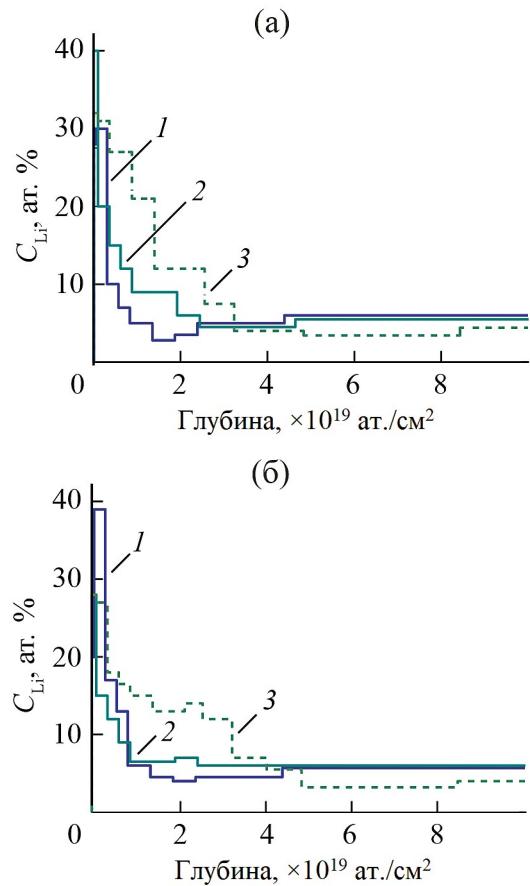


Рис. 5. Распределение по глубине атомов лития в области поверхностей A (а) и B (б) фольг сплава 1421, отожженных при 380°C в течение 1 (1); 2 (2); 8 ч (3).

что вблизи поверхности A слой, обогащенный литием, является более широким: концентрация Li медленно убывает с глубиной в слое толщиной 20×10^{18} ат./ см^2 (3.3 мкм). С увеличением времени

выдержки изотермического отжига до восьми часов обнаружена, во-первых, тенденция выравнивания содержания лития в приповерхностных слоях до глубины 3×10^{18} ат./см² (0.3 мкм): с обеих сторон фольг в пределах точности метода МЯР концентрация лития достигает величины 30 ат. %. Во-вторых, толщина поверхностного слоя с неоднородным распределением лития по глубине увеличивается до 30×10^{18} ат./см² (5 мкм). Концентрационный градиент лития вблизи поверхности *A* выше по сравнению с поверхностью *B*. Следует отметить, что концентрация лития в слое глубже 30×10^{18} ат./см² (5 мкм) сохраняется практически неизменной, достигая минимального значения, равного 4 ат. %, что на 56% ниже по сравнению с неотожженными образцами.

Как известно, эксплуатационные характеристики промышленных сплавов включают такие свойства, как жаропрочность, износостойкость, хладостойкость, антифрикционность. Дополнительно на практике важны физико-химические свойства поверхностных слоев материалов, содержащих поверхностно-активные элементы, среди которых выделяют окисляемость и коррозионную стойкость, а также механические свойства, такие как твердость, прочность, пластичность и т.д. [7, 8]. Необходимо отметить, что в случае неравновесной кристаллизации формируются сплавы, для которых характерен градиент состава, когда концентрация легирующих элементов и примесей изменяется по мере удаления от поверхности [27, 28]. Одной из характерных особенностей такой морфологии является то, что в результате эволюции композиционного состава приповерхностных слоев в течение термообработки будут изменяться и свойства материалов. Однако в сплавах системы Al–Mg–Li закономерности поведения лития в процессе отжига изучены недостаточно из-за ограничений ряда традиционных методов, например рентгеноспектрального анализа, при профилировании легких элементов по глубине сплавов, а также противоречивости известных экспериментальных результатов, например [29–31], из-за недостаточной точности косвенных методов, основанных на измерении микротвердости или электросопротивления.

В то же время максимальное упрочнение сплавов системы Al–Mg–Li достигается при высокотемпературном отжиге. Поэтому значительный интерес и практическую важность представляют современные исследования, направленные на разработку высокопрочных сплавов на основе Al–Li с использованием микролегирования Sc/Zr или Er/Zr и исследование стабильности их структуры, фазового состава и, следовательно,

свойств после отжига. В результате микролегирования в сплавах Al–Li образуется фаза типа “ядро–оболочка” с гранецентрированной кубической решеткой структурного типа $L1_2$ на основе соединения $\text{Al}_3(\text{Li}, \text{Sc}, \text{Zr})$ или $\text{Al}_3(\text{Li}, \text{Er}, \text{Zr})$ [32, 33]. Эта фаза существует в двух формах: первичная фаза, которая оказывает эффект уменьшения размера зерен структуры матрицы сплавов Al–Li, и метастабильная фаза, которая выделяется в виде наночастиц при последующем процессе отжига, когерентная с твердым раствором α -фазы Al и обеспечивающая наибольший эффект упрочнения сплава при термообработке. Отмечают, что когерентность с матрицей выделений со структурой типа $L1_2$ зависит от температуры и улучшается после легирования сплава Mg. Проблемой применения традиционного литья является факт, что частицы первичных фаз, образующихся в отлитых сплавах Al–Li и Al–Mg–Li, имеют сравнительно крупный размер и оказывают негативное влияние на прочность и вязкость сплавов [34]. Эти сравнительно крупные частицы первичной фазы не только ухудшают коррозионные характеристики и механические свойства сплава, но и ослабляют возможности дисперсионного упрочнения наночастицами вторичной фазы при последующем отжиге [34, 35], поскольку фазы со структурой типа $L1_2$, содержащие редкоземельные элементы, склонны к преципитации при высоких температурах. Следовательно, для упрочнения сплавов за счет создания наночастиц типа “ядро–оболочка” в процессе последующего отжига научный и практический интерес представляют методы высокоскоростной кристаллизации, позволяющие превысить характерную для большинства методов получения микрокристаллических сплавов скорость охлаждения расплава порядка 100 К/с и синтезировать материалы, характеризующиеся большей степенью гомогенности и однородности (фазовой и структурной), расширяя область применения используемых и новых разработанных композиций сплавов.

Известна важная роль дефектов кристаллической решетки (прежде всего вакансий и дислокаций) в диффузионных процессах при отжиге, приводящих к структурным превращениям в сплавах алюминия, синтезируемых при неравновесных условиях. В частности, дефекты кристаллической решетки снижают энергию активации поверхности диффузии и способствуют ее протеканию. Показано, что при сверхбыстрой закалке из расплава достижим эффект “замораживания” дефектов, например, избыточных вакансий [36]. Однако анализ экспериментов по отжигу усложняется следующими структурными факторами.

С одной стороны, наличие атомов легирующих элементов (примесей) влияет на образование и миграцию дефектов в алюминии. В особенностях примесные атомы могут способствовать или увеличению, или уменьшению концентрации вакансий. С другой стороны, трудности возникают, поскольку взаимодействие дефектов различного типа оказывает влияние как на энергию их образования, так и энергию активации движения. На основании полученных в настоящей работе экспериментальных данных можно сделать вывод, что обнаруженный факт обогащения литием поверхности фольг сплава системы Al–Mg–Li, содержащего скандий и цирконий, после отжига в течение одного часа объясняется формированием в результате высокоскоростной кристаллизации неравновесной структуры материала, изменяющей кинетику распада пересыщенного раствора и сильно влияющей на процессы фазовых превращений наряду с диффузионным перераспределением легирующих элементов при отжиге быстрозатвердевших образцов. На стадиях отжига быстрозатвердевшего сплава 1421 в интервале температур 280–450°C в фольгах протекают процессы, приводящие к интенсивному увеличению удельного объема и размера частиц следующих метастабильных литийсодержащих фаз: Al₂MgLi (S_1 -фаза) и фазы переменного состава Al(Mg, Sc, Zr, Li)_x [21]. Повышенное содержание лития на свободной поверхности отожженных при 380°C фольг сплава 1421 может быть связано со сравнительно более мелкими зернами материала вблизи поверхности *Б* и, следовательно, формированием высокой доли зеренных границ в объеме образца. Получено, что увеличение длительности высокотемпературного отжига стимулирует процесс гетеродиффузии лития, о чем свидетельствует рост его концентрации на глубине в образце (рис. 5).

Таким образом, для установления влияния на высокотемпературные механические свойства и коррозионное поведение процессов структурообразования во время фазовых превращений при отжиге быстрозатвердевших литийсодержащих алюминиевых сплавов необходимо продолжение исследований и выявление условий выделения и распада метастабильных упрочняющих наночастиц со структурой типа “ядро-оболочка” в процессе термической обработки. Развитие ресурсосберегающих технологий синтеза сплавов Al–Mg–Li и получение из них полуфабрикатов с использованием центробежной закалки из расплава требует решения ряда задач прикладного и фундаментального характера, связанных с исследованием взаимосвязи процессов формиро-

вания фаз интерметаллических соединений и поверхности сегрегации легирующих элементов. Разработка режимов температурно-временной обработки позволит оптимизировать физико-химические и механические свойства и повысить ресурсные характеристики многокомпонентных сплавов системы Al–Mg–Li для таких наукоемких отраслей промышленного сектора, как порошковая металлургия, машиностроение, приборостроение, и предприятий, создающих авиационную и ракетно-космическую технику.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Термическая стабильность структуры быстрозатвердевших фольг многокомпонентного сплава 1421 изучена после отжига в условиях открытой воздушной атмосферы при 380°C в течение 1, 2 и 8 ч. С помощью элементного картирования фольг обнаружена тенденция роста содержания магния и скандия на поверхности образцов после отжига в течение одного часа. Их поверхностная концентрация, измеренная на “свободной” стороне фольг, возрастает на 9 и 27% соответственно по сравнению с расчетным содержанием в сплаве. Концентрация циркония остается неизменной в пределах погрешности измерений. Установлен немонотонный вид пространственно-неоднородного распределения лития в приповерхностных слоях отожженных фольг, характеризующийся наличием резких максимумов у поверхности образца на экспериментально измеренных концентрационных профилях лития после отжига. Пик концентрации лития в тонком приповерхностном слое толщиной 0.3 мкм “свободной” стороны отожженной фольги достигает 40 ат. %, что в 1.3 раза выше, чем вблизи контактной стороны фольги. С ростом времени отжига до 8 ч толщина поверхностного слоя, обогашенного литием, увеличивается в четыре раза. Более интенсивная диффузия лития в глубину фольг обнаружена в области контактной поверхности.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Ташлыкова-Бушкевич И.И. выражает благодарность Министерству образования РБ за тренд-грант, выделенный для выполнения стажировки в Йенском университете им. Ф. Шиллера (22.11.2019–05.12.2019, г. Йена, Германия).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Pinomaa T., Laukkanen A., Provatas N.* // MRS Bull. 2020. V. 45. № 11. P. 910. <https://doi.org/10.1557/mrs.2020.274>
2. *Kurz W., Rappaz M., Trivedi R.* // Int. Mater. Rev. 2020. V. 66. № 1. P. 30. <https://doi.org/10.1080/09506608.2020.1757894>
3. *Gu Y., He X., Han D.* // Computational Mater. Sci. 2021. V. 199. P. 110812. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110812>
4. *Tsaknopoulos K., Walde C., Champagne Jr.V., Cote D.* // JOM. 2019. V. 71. № 1. P. 435. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.09.017>
5. *Маликов А.Г., Голышев А.А., Витошкин И.Е.* // Прикладная механика и техническая физика. 2023. Т. 64. № 1. С. 36. <https://doi.org/10.15372/PMTF202215159>
6. *Wang Y., Zhang Z., Wu R., Sun J., Jiao Y., Hou L., Zhang J., Li X., Zhang M.* // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 745. № 1. P. 411. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2019.01.011>
7. *Андрюшкин А.Ю., Галинская О.О., Сигаев А.Б.* // Балтийский государственный технический университет. 2015. 104 с.
8. *Антипов В.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.* // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 183.
9. *Овсянников Б.В.* // Технология легких сплавов. 2014. № 1. С. 97.
10. *Kuang Q., Wang R., Peng C., Cai Z.* // J. Alloys Compd. 2021. V. 883. P. 160937. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160937>
11. *Gancarz T., Dobosz A., Bogno P., Cempura G., Schell N., Chulist R., Henein H.* // Materials Characterization. 2021. V. 178. P. 111290. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2021.111290>
12. *Степанова М.Г., Валяева В.И., Герчикова Н.С., Пархоменко Н.А.* // Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. 1983. № 7. С. 22.
13. *Бродова И.Г., Петрова А.Н., Ширинкина И.Г.* // Известия РАН. Сер. физ. 2012. Т. 76. № 11. С. 1378.
14. *Furukawa M., Berbon P.B., Langdon T.G., Horita Z., Nemoto M., Tsenev N.K., Valiev R.Z.* // Metall. Mater. Trans. A. 1998. V. 29. P. 169. <https://doi.org/10.1007/s11661-998-0170-6>
15. *Кайгородова Л.И., Расносценко Д.Ю., Пущин В.Г., Пилогин В.П., Смирнов С.В.* // Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. № 2. С. 169.
16. *Malikov A., Orishich A., Bulina N., Karpov E., Sharafutdinov M.* // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 765. P. 138302. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138302>
17. *Сивцова П.А., Шепелевич В.Г.* Быстроизакаленные материалы и покрытия. // Сборник трудов 7-й Всероссийской с международным участием научно-технической конференции, Москва. 2008. С. 10.
18. *Шепелевич В.Г.* // Вестник Белорусского государственного университета. Сер. 1. Физика. Математика. Информатика. 2014. № 2. С. 13.
19. *Ценев Н.К., Переvezенцев В.Н., Щербань М.Ю., Ценев А.Н.* // Журнал технической физики. 2010. Т. 80. № 6. С. 68.
20. *Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бобров А.А., Лихницкий К.В.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2022. № 1. С. 24.
21. *Шепелевич В.Г., Бушкевич И.А., Вендлер Э., Ташлыкова-Бушкевич И.И.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2019. № 6. С. 101. <https://doi.org/10.1134/S020735281906012X>
22. *Столяр И.А., Шепелевич В.Г., Wendler E., Ташлыкова-Бушкевич И.И.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2021. № 7. С. 96. <https://doi.org/10.31857/S1028096021070190>
23. *Столяр И.А., Шепелевич В.Г., Ташлыкова-Бушкевич И.И., Wendler E.* // Поверхность. Рентген., синхротр. и нейтрон. исслед. 2023. № 2. С. 23. <https://doi.org/10.31857/S1028096023020139>
24. *Mayer M.* SIMNRA, a simulation program for the analysis of NRA, RBS and ERDA. New York: American Institute of Physics, 1999. 541 p.
25. *Gurbich A.F.* // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. 2010. V. 268. P. 1703. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2010.02.011>
26. *Ташлыкова-Бушкевич И.И., Шепелевич В.Г., Столяр И.А., Романчук А.В., Янс А.Р.* Быстроизакаленные материалы и покрытия. // Труды XVII Международной научно-технической конференции, Москва. 2020. С. 40.
27. *Вершинин Г.А.* // Международный научно-исследовательский журнал. 2015. №. 8-2 (39). С. 95.
28. *Ташлыкова-Бушкевич И.И., Яковенко Ю.С., Шепелевич В.Г., Ташлыков И.С.* // Физика и химия обработки материалов. 2016. № 3. С. 65.
29. *Schoeberl T., Kumar S.* // J. Alloy Compd. 1997. V. 255. P. 135. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(96\)02818-6](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(96)02818-6)
30. *Soni K.K., Williams D.B., Newbury D.E., Gillen G., Chi P., Bright D.S.* // Metall. Mater. Trans. A. 1993. V. 24. P. 2279. <https://doi.org/10.1007/BF02648601>
31. *Harvey J.-P., Singh S., Oishi K., Acheson B., Turcotte R., Pilon D., Lavoie J., Gange B.* // Mater. Des. 2021. V. 198. P. 109293. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109293>
32. *Елагин В.И., Захаров В.В., Павленко С.Г., Ростова Т.Д.* // Физика металлов и металловедение. 1985. Т. 60. С. 97.
33. *Fuller C.B., Seidman D.N.* // Acta Materialia. 2005. V. 53. P. 5415. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.015>
34. *Wang Y., Zhang S., Wu R., Turakhodjaev N., Hou L., Zhang J., Betsofen S.* // J. Mater. Sci. Technol. 2021. V. 61. P. 197. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.05.061>
35. *Zhu Y., Zhou M., Geng Y., Zhang S., Xin T., Chen G., Zhou Y., Zhou X., Wu R., Shi Q.* // J. Mater. Sci. Technol. 2024. V. 184. P. 245. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.10.019>
36. *Дехтяр И.Я.* // УФН. 1957. Т. 62. С. 99.

The Influence of High Temperature Heat Treatment on the Evolution of Surface Composition of Rapidly Solidified Foils of Al–Mg–Li–Sc–Zr alloy

I. A. Stoliar^{1,*}, V. G. Shepelevich¹, I. I. Tashlykova-Bushkevich^{2,}, R. Wu³, E. Wendler⁴**

¹*Belarusian State University, Minsk, 220050 Belarus*

²*Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, 220013 Belarus*

³*Harbin Engineering University, Harbin, 150001 PR China*

⁴*Friedrich Schiller University, Jena, 07743 Germany*

**e-mail: uyluana@gmail.com*

***e-mail: iya.itb@bsuir.by*

The influence of high-temperature annealing on the composition of surface layers of rapidly solidified Al–Mg–Li–Sc–Zr alloy foils of 1421 grade obtained by centrifugal quenching from the melt has been studied when heated to 380°C in air depending on the holding time. Surface elemental mapping of the foils annealed for 1 h was carried out by scanning electron microscopy with energy dispersive X-ray microanalysis. The depth distribution of lithium after annealing the samples for 1, 2 and 8 h was studied by nuclear reaction analysis. After short-term annealing for 1 h, the formation of a gradient composition with an increased content of the main alloying elements in the surface layers of annealed foils was found. The thickness of the diffusion layer enriched with lithium is about 3.3 μm. In the 0.3 μm thick near-surface layer, the average lithium concentration is 30 at.%. In contrast to the contact surface, the non-monotonic character of the lithium concentration profiles of the foils near the free surface includes the presence of a sharp maximum at a depth of 0.3 μm: the lithium content increases from 20 at. % in the thin surface layer (0.1 μm) up to 40 at. %. During the annealing process, with increasing holding time, an intensive mass transfer of lithium atoms to the depth of the foils is observed. The thickness of the diffusion layer increases 4 times.

Keywords: Al–Mg–Li–Sc–Zr alloy, rapid solidification processing, lithium, magnesium, scandium, mapping, scanning electron microscopy, energy-dispersive X-ray microanalysis, nuclear reaction analysis.