

УДК 546.621:785.6:539.533

**ВЛИЯНИЕ ЛИТИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ
БЫСТРО ЗАТВЕРДЕВШЕГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Li
ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ**

**И. А. Столяр^{1,*}, В. Г. Шепелевич¹, Е. Wendler²,
И. И. Ташлыкова-Бушкевич^{3,**}**

¹ *Белорусский государственный университет, 220050 Минск, Беларусь*

² *Университет им. Ф. Шиллера, 07743 Йена, Германия*

³ *Белорусский государственный университет информатики и
радиоэлектроники, 220013 Минск, Беларусь*

**E-mail: uyluana@gmail.com, **E-mail: iya.itb@bsuir.by*

Поступила в редакцию XX. XX. XXXX г.

После доработки __ __ __ г.

Принята к публикации __ __ __ г.

Исследовано влияние лития на структурно-фазовое состояние авиакосмического алюминиевого сплава 1421 системы Al–Mg–Li, полученного с помощью высокоскоростной кристаллизации из расплава. Анализ состава приповерхностных слоев образцов сплава, проведенный методом мгновенных ядерных реакций, установил, что при повышенных температурах термообработки происходит диффузия лития на поверхность и его концентрация в тонком приповерхностном слое толщиной 0.1 мкм достигает 38 ат. %, что в 4.8 раз выше расчетного содержания в сплаве. Методом измерения микротвердости определено упрочнение образцов при изотермическом отжиге при температуре 400°C, что связано, по-видимому, с

выделением метастабильных фаз, содержащих литий. Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об увеличении доли пероксида лития Li_2O_2 на поверхности фольг при отжиге.

Ключевые слова: высокоскоростная кристаллизация, сплав Al–Mg–Li–Sc–Zr, фазовый состав, мгновенные ядерные реакции, микротвердость.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время существует повышенный интерес большого количества исследовательских лабораторий к алюминий-магний-литиевым сплавам. Производство лития, являющегося самым легким металлом, постоянно возрастает, поскольку он имеет важное значение в развитии современной техники. Приоритетность изучения сплавов данной группы в значительной мере определяется их использованием в авиакосмической промышленности, поскольку добавка лития в алюминий обеспечивает повышенный модуль упругости и пониженную плотность, позволяя снизить массу самолетных конструкций [1, 2]. Как известно, на свойства материалов оказывают влияние такие факторы как дисперсность и дефектность микроструктуры, химический состав и др. При этом, с одной стороны, в промышленности с помощью разнообразных традиционных методов лития получают алюминиевые сплавы, механические свойства которых уже хорошо изучены. С другой стороны, научный и практический интерес представляют технологии, позволяющие превзойти характерную для большинства методов получения микрокристаллических сплавов скорость охлаждения расплава порядка 10^2 К/с и существенно модифицировать структуру, улучшая, следовательно, физические, коррозионные и технологические свойства материалов на основе алюминия [3]. В частности, методы высокоскоростной

кристаллизации (центробежная закалка, спиннингование, атомизация и др.), обеспечивающие скорости охлаждения расплава порядка 10^6 К/с и выше, позволяют получить материалы, характеризующиеся большей степенью гомогенности и однородности (фазовой и структурной), расширяя область использования разработанных композиций сплавов.

Целью данной работы является изучение влияния лития на структурно-фазовое состояние быстро затвердевшего (БЗ) промышленного сплава 1421 системы Al–Mg–Li–Sc–Zr при термической обработке. Алюминиевые сплавы, легированные литием, являются упрочняемыми с помощью термообработки благодаря переменной растворимости лития и других компонентов в твердом алюминии. Поэтому выбор в настоящей работе температур отжига обусловлен ранее полученными результатами о том, в каких температурных интервалах наблюдается максимальное упрочнение БЗ фольг данного сплава при изохронном отжиге [4]. Актуальность исследования сплавов системы Al–Mg–Li с помощью метода мгновенных ядерных реакций (МЯР) связана с трудностью определения содержания и распределения лития ($Z=3$) в приповерхностных слоях образцов, используя прямые методы анализа. Одним из преимуществ указанного неразрушающего ядерно-физического метода является уникальная возможность прямого обнаружения и построения концентрационных профилей легких элементов в мишени [5, 6], в то время как данную задачу невозможно решить с помощью такого широко распространенного метода как рентгеноспектральный микроанализ (РСМА). Растровые электронные микроскопы, дополнительно оснащенные РСМА, могут регистрировать характеристическое рентгеновское излучение химических элементов образца возбужденное электронами зонда, только начиная с бериллия ($Z=4$). В основе определения профиля распределения примеси по глубине материала методом МЯР лежит зависимость от глубины анализа энергетических потерь испускаемых в ядерных реакциях заряженных частиц при их выходе из образца. В настоящем исследовании использование МЯР

позволило исследовать элементарно-структурные изменения в приповерхностных слоях и на глубине БЗ образцов при термической обработке. Дополнительно фазовый состав отожженных фольг был изучен методом рентгеноструктурного анализа, а также измерено изменение микротвердости образцов при изотермическом отжиге.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Фольги промышленного алюминиевого сплава 1421 (Al-5.8% Mg-8.1% Li-0.03% Zr-0.11% Sc) (ат.%) были получены из жидкой фазы методом одностороннего охлаждения на внутренней поверхности медного цилиндра. Частота вращения цилиндра диаметром 20 см была 1500 об/мин. Для изучения отбирались фольги толщиной 40-80 мкм. Скорость охлаждения расплава составила порядка 10^6 K/c [7].

С помощью метода МЯР были изучены обе поверхности свежезакаленных и отожженных при $T = 380^\circ\text{C}$ в течение 1ч фольг сплава 1421: поверхность А – контактирующая с подложкой – и поверхность Б – контактирующая с воздухом. Для идентификации лития и измерения профилей его распределения в образцах использовали ядерную реакцию ${}^7\text{Li}(p, \alpha){}^4\text{He}$ при энергии протонов 1.4 МэВ на ускорителе-тандентроне (3 MB) JULIA (Jena University Laboratory for Ion Acceleration). Рассеянные от образца протоны и α -частицы, образовавшиеся в результате реакции (p, α) , регистрировали детектором с энергетическим разрешением 15 кэВ, установленным под углом обратного рассеяния $\theta=170^\circ$ к направлению пучка ускоренных протонов.

Информацию о составе исследуемых образцов была получена обработкой энергетических спектров рассеянных частиц с помощью компьютерной программы SIMNRA [8], в которой в пределах статистической погрешности измерений добивались совпадения модельного и экспериментально наблюдаемого спектров, варьируя элементный состав, количество и толщину

слоев модельной структуры. Для моделирования части спектров, соответствующих обратно рассеянными протонами, данные о нерезерфордовских поперечных сечениях были взяты из базы данных IBANDL [9] и экспериментальных данных для Li [10], C [11], O [12] и Al [12]. Значение поперечного сечения для ядерной реакции протонов с атомами Li было взято из [13]. Дополнительно учитывалась ядерная реакция протонов с атомами Al согласно работе [14]. В качестве эталонного спектра, полученного при тех же условиях и геометрии, что и в данных экспериментах, использовался спектр МЯР от образца из ниобата лития (LiNbO_3) с известным содержанием лития 20.0 ат. % [15]. Погрешность определения концентрации лития методом МЯР составила от 5 до 11%.

Поскольку в SIMNRA толщина слоев модельной структуры h_n определяется в единицах $\text{ат}/\text{см}^2$, перевод толщины слоев в метрическую шкалу h выполнялся по формуле [6]:

$$h = h_n / n_0,$$

где n_0 – атомная плотность сплава алюминия 1421 – полагалась равной плотности алюминия $6.03 \cdot 10^{22} \text{ ат} \cdot \text{см}^{-3}$. Таким образом, глубина анализа методом МЯР для фольг сплава 1421 составила около 22 мкм.

Рентгеноструктурное исследование свежезакаленных фольг и фольг, отожженных при температуре 400°C с временем выдержки 1 ч, осуществлялось на дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu_α излучения. Фазы идентифицировали по базам данных ICDD PDF-2 (2013) и Materials Project [16]. Измерения микротвердости образцов при изотермическом отжиге фольг при температуре 400°C в течение 110 мин проводились с помощью автоматического микротвердомера MVD 402 Wolpert Wilson Instruments с нагрузкой 50 г и выдержкой 30 с. Погрешность измерения микротвёрдости не превышала 4%.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рис.1

Типичные экспериментальные и модельные энергетические спектры частиц, полученные при облучении свежезакаленных и отожженных фольг сплава 1421 ускоренными протонами, представлены на рис. 1. В области энергий до 1.4 МэВ наблюдаются спектры обратно рассеянных протонов, а при энергии от 5.0 МэВ и выше – спектры α -частиц, возникших в реакции ${}^7\text{Li}(p, \alpha){}^4\text{He}$ с литием-7. Обе части спектров моделировались в SIMNRA одновременно. Отмеченные стрелками пики на спектрах обратного рассеяния

Рис.2

протонов при энергиях 800 кэВ, 1030 кэВ, 1120 кэВ и 1235 кэВ обусловлены наличием в образцах атомов Li, C, O и Al соответственно. Рассчитанные из спектров МЯР профили глубинного распределения атомов Li в фольгах представлены на рис. 2.

Для свежезакаленной фольги сплава 1421 измеренные спектры от обеих поверхностей хорошо согласуются с модельными спектрами. Существенного различия между сторонами А и Б не обнаружено. В качестве примера на рис. 1 а показан спектр от поверхности А свежезакаленной фольги. Установлено, что тонкий приповерхностный слой фольг содержит углерод (см. небольшой пик при энергии 1030 кэВ) и оксидированный Al, в то время как Li распределен по глубине фольг равномерно (до глубины 22 мкм). Следует отметить, что с помощью программы SIMNRA нельзя определить содержание Mg в образцах, поскольку различие масс атомов Al и Mg слишком мало. Содержание Sc и Zr в приповерхностном слое фольг также нет возможности измерить из-за малой величины соответствующих сигналов на спектрах. Средняя определенная методом МЯР концентрация Li в фольгах составляет 9.0 ат. %, что на 11% превышает расчетную концентрацию Li в сплаве (рис. 2).

Типичные энергетические спектры обратно рассеянных протонов и α -частиц, измеренные после отжига фольг сплава 1421 при 380°C, представлены на рис. 1 б, в. Обнаружено, что в тонком приповерхностном слое толщиной 0.1 мкм поверхностей А и Б концентрация Li достигает в среднем ~ 38 ат. %, что в 4.8 раз выше его расчетного содержания в сплаве. Затем содержание

лития снижается до 5.0 ат. % на глубине 3 мкм, см. слой, отмеченный как 1 на рис. 2. В слое от 3 мкм до 22 мкм (слой 2 на рис. 2) измеренная концентрация лития в среднем составляет 6.0 ат. %, увеличиваясь незначительно с глубиной. Дополнительно установлено, что значительное перераспределение атомов Li при отжиге в направлении поверхности фольг (правая часть рис. 1 б, в) сопровождается существенным возрастанием содержания кислорода на поверхности. Данные результаты указывают на формирование соединения Li с кислородом на поверхности образцов.

Отметим, что на спектрах обратно рассеянных протонов от отоженных фольг в области энергии ~ 1.0 МэВ наблюдается широкий пик, который нет возможности промоделировать (рис. 1 б, в). Высокоэнергетический край этого пика нельзя промоделировать обратным рассеянием протонов от атомов углерода или азота (следующий после углерода легкий элемент периодической таблицы Менделеева) на поверхности фольг. При анализе спектров от свежезакаленных образцов (рис. 1 а), также обнаруживается присутствие данного сигнала. Поэтому можно предположить, что наблюдаемый сигнал является результатом неизвестной ядерной реакции. Чтобы идентифицировать реакцию необходимы дальнейшие исследования. Однако, подчеркнем, присутствие данного пика не влияет на результаты определения методом МЯР концентрации Li в фольгах, поскольку глубинный профиль Li задается формой измеренного спектра α -частиц, возникших в результате ядерной реакции ${}^7\text{Li}(p, \alpha){}^4\text{He}$. Абсолютное значение концентрации Li определяется выходом Y α -частиц, т.е. высотой сигнала в высокоэнергетической области спектров (рис. 1).

С помощью рентгеноструктурного анализа установлено, что на поверхности свежезакаленных образцов присутствует пероксид лития Li_2O_2 .

Рис.3

Рефлексы оксида Li_2O в образцах не зафиксированы. На рис. 3 показаны типичные рентгеновские дифрактограммы свежезакаленной и отоженной при 400°C фольг. В нижней части рисунка представлена эталонная штрих-дифрактограмма пероксида лития, положения и относительные интенсивности

рефлексов которой взяты из базы данных [16]. При термической обработке с ростом температуры отжига интенсивность линий Li_2O_2 на дифрактограммах растет, что указывает на увеличение доли пероксида лития и согласуется с результатами, полученными методом МЯР (рис. 3). Дополнительно также определено присутствие оксидов MgO и Al_2O_3 на поверхности фольг сплава 1421 [17].

Рис.4

Исследование зависимости H_μ образцов алюминиевого сплава 1421 от температуры отжига демонстрирует эффект упрочнения фольг сплава при отжиге с температурой 400°C (рис. 4). В начале отжига в течение 20 мин наблюдается рост микротвердости до 1.26 ГПа, незначительно затем изменяясь в течение 110 мин отжига. В среднем величина H_μ составляет 1200 МПа, что на 33% выше микротвердости исходной фольги.

Применение алюминий-литиевых сплавов для создания аэрокосмических аппаратов с меньшей массой позволяет сэкономить горючее, увеличить грузоподъемность и улучшить другие характеристики летательных аппаратов. Действительно, каждый процент лития снижает плотность алюминия на 3%, повышает модуль упругости на 6% и обеспечивает значительный эффект упрочнения сплавов после закалки и искусственного старения [2]. Промышленный сплав 1421, входящий в большую группу сплавов системы Al-Mg-Li , относится к среднепрочным и широко применяется в клепаных и сварных конструкциях. При этом необходимый уровень прочности сплава в основном определяется содержанием Li , Mg и Sc [18]. За рубежом отсутствует его аналог, поскольку, столкнувшись со значительными трудностями при плавке и литье сплавов системы Al-Mg-Li с редкоземельными элементами, зарубежные фирмы сосредоточили свои усилия главным образом на разработке и освоении более технологичных сплавов систем Al-Li-Cu , Al-Li-Mg-Cu и Al-Zn-Mg-Cu , таких как AA7075, AA7178 и AA7050 [2], но уступающих сплаву 1421 по плотности.

Как известно, с использованием методов сверхбыстрой закалки из расплава получают материалы в состоянии пересыщенного твердого раствора, что, в свою очередь, приводит к более ускоренному, по сравнению с литейными алюминиевыми сплавами, распаду твердого раствора с выделением вторых фаз в процессе термообработки. На практике для исследования термостабильности БЗ алюминиевых сплавов широко используются изохронный и изотермический отжики. Если применение изохронного отжига позволяет найти температуру начала изменения физических свойств образцов, то одно из преимуществ изотермического отжига в технологии производства цветных металлов и сплавов – получение более однородной структуры, поскольку изотермическая выдержка обеспечивает выравнивание температуры в объеме материала и все превращения происходят при одинаковой степени переохлаждения. В частности, практический интерес к исследованию температурного воздействия на структуру приповерхностных слоев высоколегированных алюминиевых сплавов, широко используемых в автомобильной и аэрокосмической промышленности, обусловлен тем, что их коррозионная стойкость, как известно, зависит от химической и структурной неоднородности поверхности металла.

В современных методах анализа поверхности твердых тел при глубинном профилировании примесей идентификация элементов осуществляется по энергии частиц и излучений, испускаемых материалом, который бомбардируется электронами, ионами или фотонами. Метод МЯР является неразрушающим высокочувствительным методом определения концентрации легких примесей в материале, качественный состав которого уже известен [19]. Одним из важных достоинств метода МЯР является возможность исследования глубинных профилей распределения элементов в приповерхностной области образцов. В качестве анализирующих ионов используются ионы водорода или гелия, а в качестве регистрируемых частиц – вторичные частицы, образовавшиеся в результате ядерной реакции.

В данной работе идентификация лития в фольгах и количественный анализ выполнялись с помощью моделирования энергетических спектров α -частиц, образовавшихся в результате ядерной реакции с протонами ${}^7\text{Li}(p, \alpha){}^4\text{He}$. Детектирование энергии и числа вторичных частиц позволило построить профили распределения лития по глубине. Установленные закономерности перераспределения Li в результате отжига в БЗ сплаве 1421 можно объяснить его диффузией из объема фольг к поверхности при высокотемпературном отжиге, который приводит к распаду пересыщенного твердого раствора и выделению литийсодержащих фаз. На поверхности фольг литий, являясь активным легкоокисляемым элементом, вступает в реакцию с кислородом, образуя пероксид лития Li_2O_2 , который распадается при температуре 450°C [20]. Вероятно, оксид лития Li_2O не идентифицируется при рентгеновском фазовом анализе свежезакаленных фольг из-за сегрегации на поверхности образцов магния, химическое сродство которого к кислороду выше, чем лития: $\text{Mg} + \text{Li}_2\text{O} \rightarrow 2\text{Li} + \text{MgO}$. Хотя обогащение поверхности свежезакаленных фольг сплава 1421 литием не обнаружено, сегрегационная неоднородность фольг [21], в частности обогащение тонкого приповерхностного слоя фольг магнием (20 ат. %), указывает на существенную роль магния в формировании поверхностного оксида.

Согласно результатам исследований сегрегации легирующих элементов в сплавах алюминия, в условиях высокоскоростной кристаллизации оксидная пленка на поверхности некоторых сплавов аналогична по составу и структуре оксидной пленке на чистом алюминии, поскольку ряд элементов формируют обогащенный слой под оксидной пленкой [22–27]. Однако процессы роста пленки зависят от метода и условий реализации сверхбыстрой закалки из расплава. При том, что закономерности перераспределения лития в результате термической обработки в алюминиевых сплавах системы Al–Mg–Li (сплав 1421) мало изучены, в редких работах наоборот обнаружено обеднение литием приповерхностного слоя сплавов, полученных традиционным способом плавки

и лития, в результате высокотемпературного отжига [28]. Сообщается также о разрыхлении пленок Al_2O_3 из-за присутствия оксидов лития и магния на поверхности образцов сплавов системы Al-Mg-Li [29, 30]. С другой стороны, в ультрамелкозернистых сплавах 1420 и 1421, полученных методами интенсивной пластической деформации, после воздействия импульсного лазерного излучения образовавшаяся на поверхности образцов оксидная пленка, как сообщается, состоит в основном из оксидов магния MgO и соединения Li_2CO_3 и обогащена магнием и литием [31, 32]. Однако при этом в работах [31, 32] не указывается, во-первых, с помощью какого метода был идентифицирован литий на поверхности образцов, поскольку авторы ссылаются на данные рентгеновского микроанализа, который, как известно, не позволяет исследовать данный вопрос. Во-вторых, отсутствует количественная информация о концентрации лития в приповерхностной области образцов. С учетом вышесказанного можно предположить, что основные причины противоречивости информации о характере распределения лития по глубине сплавов алюминия – это особенности микроструктуры изучаемых образцов, которая, как известно, зависит от способа изготовления материала, а также сложности интерпретации [33] экспериментальных данных, полученных с помощью таких косвенных методов исследования распределения лития в поверхностных слоях, как методы электросопротивления [34] и микротвердости [35, 36].

Необходимо отметить, изучая литийсодержащие фазы с помощью рентгеноструктурного анализа в фольгах сплава 1421, что кроме присутствия пероксида Li_2O_2 в отожженных в интервале температур 280-450°C фольгах установлено наличие фазы S_1 (Al_2LiMg) [37]. Дополнительное сопоставление рентгеноструктурных данных и результатов исследования отожженных фольг методами РЭМ, РСМА [4, 17, 37] и МЯР дает основание идентифицировать обнаруженную нами ранее в отожженных фольгах метастабильную фазу X как Li-содержащую фазу переменного состава $\text{Al}(\text{Mg}, \text{Sc}, \text{Zr}, \text{Li})_x$. Как отмечено

выше, по некоторым данным фаза $\text{Al}(\text{Mg}, \text{Sc}, \text{Zr}, \text{Li})_x$ была также обнаружена в ультрамелкозернистых образцах сплава 1421, полученных в неравновесном состоянии методом равноканального углового прессования [38-40]. Однако, в научной литературе нами не найдены сведения о том как процессы выделения/растворения фазы $\text{Al}(\text{Mg}, \text{Sc}, \text{Zr}, \text{Li})_x$ влияют на механические свойства сплава 1421. Результаты настоящей работы хорошо согласуются с установленным ранее плато на кривой зависимости H_μ от температуры изохронного отжига в интервале 340-400°C [4] и свидетельствуют о том, что частицы фазы S_1 и фазы X , выделяющейся при отжиге около 300°C, и обуславливают рост микротвердости фольг с увеличением температуры отжига до 400°C.

Обнаруженный нами эффект многократного повышения содержания Li на поверхности отожженных фольг, а также установленное упрочнение фольг сплава 1421 при высокотемпературном отжиге, обусловленное выделением Li-содержащих фаз, указывает на перспективность продолжения исследования структурно-фазовых превращений, протекающих в процессе термической обработки БЗ образцов сплава 1421 для улучшения физико-механических свойств сплавов системы Al–Mg–Li.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

С помощью методов МЯР, рентгеноструктурного анализа и измерения микротвердости исследовано влияние лития на структурно-фазовое состояние быстрозатвердевших фольг сплава 1421 системы Al–Mg–Li при высокотемпературном отжиге. Впервые обнаружен эффект перераспределения Li после отжига при 380°C: в приповерхностном слое толщиной 0,1 мкм его концентрация составляет около 38.0 ат. %, что в 4.8 раз выше расчетного содержания лития в сплаве. Различие концентрации Li на поверхности и на максимально детектируемой глубине (22 мкм) отожженных фольг достигает

6.3 раз. Диффундирующий на поверхность фольг при высокоскоростной кристаллизации литий вступает в реакцию с кислородом, образуя пероксид лития Li_2O_2 . При термической обработке с увеличением температуры отжига доля пероксида растёт. Обнаружено упрочнение образцов на 33% при изотермическом отжиге при температуре 400°C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Антипова Т.Н., Лабутин А.А., Олешко А.Ю. // Управление качеством технологических процессов: монография. Королёв: Изд-во Научный консультант, 2015. С. 165.
2. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Fundamentals of aluminium metallurgy / Eds. Lumley R.N. Cambridge: Woodhead publishing series, 2018. 387 p.
3. Кузей А.М. Структурно-фазовые превращения в быстрозакаленных алюминиевых сплавах. Минск: Беларуская навука, 2011. 399 с.
4. Шепелевич В.Г., Бушкевич И.А., Вендлер Э., Ташлыкова-Бушкевич И.И. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2019. № 6. С. 101. **Doi:** 10.1134/S020735281906012X
5. Фелдман Л., Майер Д. Основы анализа поверхности и тонких пленок: Пер. с англ. Москва: Мир, 1989. 344 с.
6. Jeynes C., Colaux J.L. // Analyst. 2016. V. 141. P. 5944. **Doi:** 10.1039/c6an01167e
7. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. Москва: Металлургия, 1982. 168 с.
8. Mayer M. SIMNRA, a simulation program for the analysis of NRA, RBS and ERDA. New York: American Institute of Physics, 1999. 541 p.
9. IBANDL. <https://www-nds.iaea.org/exfor/ibandl.htm>
10. Bashkin S. Proton bombardment of the lithium isotopes // Phys. Rev. 1951. V. 84. P. 1124. **Doi:** <https://Doi.org/10.1103/PhysRev.84.1124>
11. Abriola D., Gurbich A.F., Kokkoris M., Lagoyannis A., Panneta V. // Nucl. Instrum. Methods. 2011. V. 269. P. 2011. **Doi:** 10.1016/j.nimb.2011.06.002
12. Gurbich A.F. // Nucl. Instrum. Methods. Phys. Res. B. 2010. V. 268. P. 1703. **Doi:** 10.1016/j.nimb.2010.02.011
13. Wesch W., Rensberg J., Schmidt M., Wendler E. // J. Appl. Phys. 2019. V. 126. P. 125105-1. **Doi:** 10.1063/1.5116667

14. *Abuzeid M.A., Aly F.M., Antoufiev Y.P., Baranik A.T., Nower T.M., Sorokin P.V.* // Nucl. Phys. 1963. V. 45. P. 123. **Doi:** [https://doi.org/10.1016/0029-5582\(63\)90788-0](https://doi.org/10.1016/0029-5582(63)90788-0)
15. *Schmidt E., Ritter K., Gartner K., Wendler E.* // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B. 2017. V. 409. P. 126. **Doi:** <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2017.03.111>
16. *Materials Project.* <https://materialsproject.org>
17. *Бушкевич И.А., Шепелевич В.Г., Wendler E., Ташлыкова-Бушкевич И.И., Адинцов Н.В., Кочерга М.В.* // Материалы 13-й Междунар. конф. Взаимодействие излучений с твердым телом = Interaction of Radiation with Solids. Минск, 2019. С. 505.
18. *Давыдов В.Г., Бер Л.Б., Елагин В.И., Самарина М.В., Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б.* // Технология легких сплавов. 1996. №1. С. 9.
19. *Lanford W.A., Parenti M., Nordell B.J., Paquette M.M., Caruso A.N., Mäntymäki M., Härmäläinen J., Ritala M., Klepper K.B., Miikkulainen V., Nilsen O., Tenhaeff W., Dudney N., Koh D., Banerjee S.K., Mays E., Bielefeld J., King S.W.* // Nucl. Instrum. Methods. Phys. Res. B. 2016. V. 371. P. 211. **Doi:** [10.1016/j.nimb.2015.10.052](https://doi.org/10.1016/j.nimb.2015.10.052)
20. *Greenwood N.N., Earnshaw A.* Chemistry of the elements. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1998. 1343 p.
21. *Бушкевич И.А., Шепелевич В.Г.* // Материалы 12-й Междунар. конф. Взаимодействие излучений с твердым телом = Interaction of Radiation with Solids. Минск, 2017. С. 211.
22. *Tashlykova-Bushkevich I.I.* // Vacuum. 2005. V. 78. № 2-4. P. 529. **Doi:** [10.1016/J.VACUUM.2005.01.080](https://doi.org/10.1016/J.VACUUM.2005.01.080)
23. *Tashlykova-Bushkevich I.I.* // J. Alloy Compd. 2009. V. 478. P. 229. **Doi:** [10.1016/j.jallcom.2008.12.006](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.12.006)
24. *Лукутин В.В., Крайников А.В., Томпсон Дж.Э.* // Физика металлов и металловедение. 2004. Т. 97. №4. С. 58.
25. *Крайников А.В.* // Порошковая металлургия. 2010. №7/8. С. 34.

26. Кикин П.Ю., Перевезенцев В.Н., Русин Е.Е. // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. №8. С. 854.
27. Ташлыкова-Бушкевич И.И., Шепелевич В.Г., Амати М., Грегоратти Л., Кискинова М. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2020. № 1. С. 81.
28. Фридляндер И.Н., Сандлер В.С., Никольская Т.И. // Металловедение и термическая обработка металлов. 1983. №7. С. 20.
29. Воробьёв А.И. // Сборник рефератов научно-исследовательских и опытно-конструкторских работ. Серия 9: 53. Металлургия. Выпуск 3. 2007. №3. С. 43.
30. Дресвянников А.Ф., Колпаков М.Е. // Вестник Казанского технологического университета. 2016. Т.19. №9. С. 36.
31. Кикин П.Ю., Перевезенцев В.Н., Русин Е.Е., Землякова Н.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 8. С. 23.
32. Кикин П.Ю., Перевезенцев В.Н., Русин Е.Е. // Физика металлов и металловедение. 2015. Т. 116. № 8. С. 854.
33. Schoeberl T., Kumar S. // J. Alloy Compd. 1997. V. 255. P. 135. **Doi:** 10.1016/S0925-8388(96)02818-6
34. Minamino Y., Yamane T., Araki H. // Metall. Mater. Trans. A. 1987. V. 18A. P. 1536. **Doi:** 10.1007/BF02646667
35. Udyavar M.S., Dwarakadasa E.S. // J. Mater. Sci. Lett. 1992. V. 11. P.490. **Doi:** 10.1007/BF00731114
36. Papazian J.M., Schulte R.L. // Metall Mater Trans A. 1990. V. 21. P. 39. **Doi:** 10.1007/BF02656422
37. Бушкевич И.А., Бородын А.В., Фишкина Ю.Э., Ташлыкова-Бушкевич И.И. // Сб. докл. VIII Междунар. науч. конф. Актуальные проблемы физики твердого тела. Минск: Ковчег, 2018. Т. 1. С. 134.
38. Buranova Yu., Kulitskii V., Peterlechner M., Mogucheva A., Kaibyshev R., Divinski S.V., Wilde G. // Acta Materialia. 2017. V. 124. P. 210. **Doi:** 10.1016/j.actamat.2016.10.064

39. *Kaibyshev R., Shipilova K., Musin F., Motohashi Y.* // Mater. Sci. Technol. 2005. V. 21. № 4. P. 408. **Doi:** 10.1179/174328405X36610
40. *Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z., Tsenev N.K., Perevezentsev V.N., Langdon T.G.* Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing // Scripta Mater. 2003. V. 49. P. 467. **Doi:** 10.1016/S1359-6462(03)00291-4

Lithium effect on structure and phase composition of rapidly solidified alloy of Al–Mg–Li system at thermal treatment

I. A. Stoliar^{1,*}, V. G. Shepelevich¹, E. Wendler², I. I. Tashlykova-Bushkevich^{3,}**

¹ *Belarusian State University, 4 pr. Nezavisimosti, 220050 Minsk, Belarus*

² *Friedrich Schiller University, 07743 Jena, Germany*

³ *Belarusian State University of informatics and radioelectronics, P. Brovki str. 6
220013 Minsk, Belarus*

**E-mail: uyluana@gmail.com, **E-mail: iya.itb@bsuir.by*

Effect of lithium on the structure and phase composition of aerospace aluminum alloy 1421 of Al–Mg–Li system prepared by rapid solidification has been studied. The structure investigation of near-surface layers of alloy samples was carried out by means of nuclear reaction analysis. It is established at the increased temperatures of heat treatment that there is a lithium diffusion on a surface and its concentration in a thin near-surface layer of 0,1 μm thick reaches 38 at. % which is 4.8 times higher than the calculated Li content in the alloy. Hardening of samples at isothermal annealing at a temperature of 400°C found by method of microhardness measurement is caused by precipitation of metastable phases containing lithium. Results of X-ray diffraction analysis demonstrate the increase in a share of peroxide of Li₂O₂ at foil surface because of annealing.

Keywords: rapid solidification processing, Al–Mg–Li–Zr–Sc alloy, phase composition, nuclear reaction analysis, microhardness.

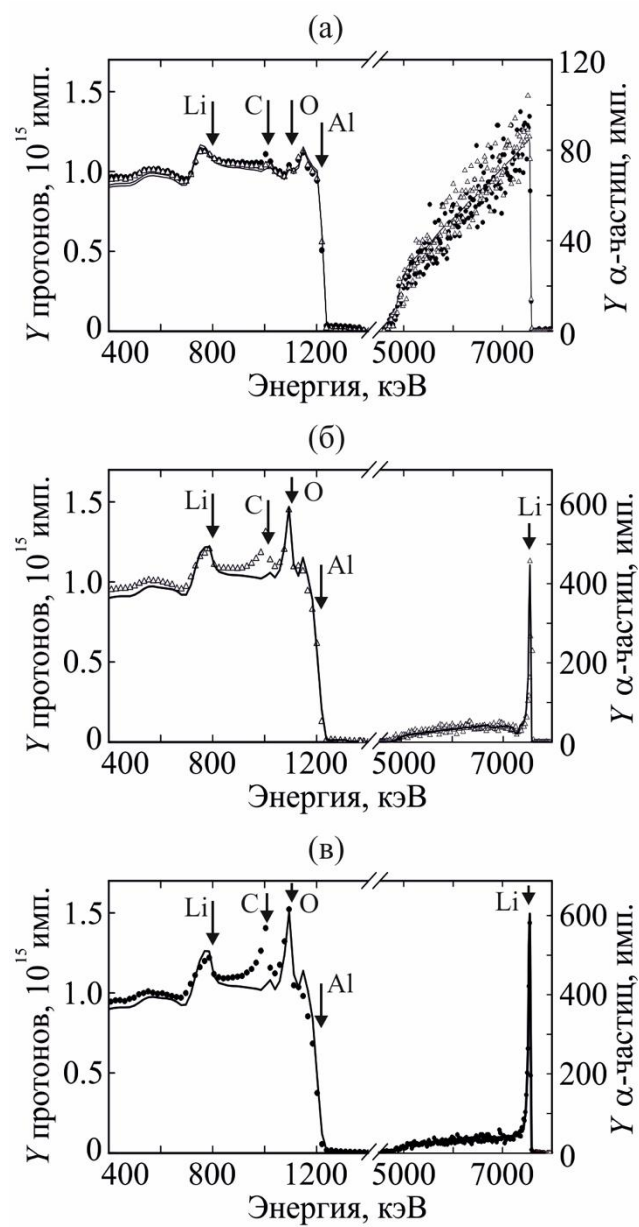
Подрисуночные подписи

Рис. 1. Типичные экспериментальные (\bullet и Δ) и построенные в программе SIMNRA (—) спектры обратно рассеянных протонов и α -частиц от фольг сплава 1421: поверхность А свежезакаленной фольги (а), поверхность А (б) и поверхность Б (в) фольги, отожженной при 380°C.

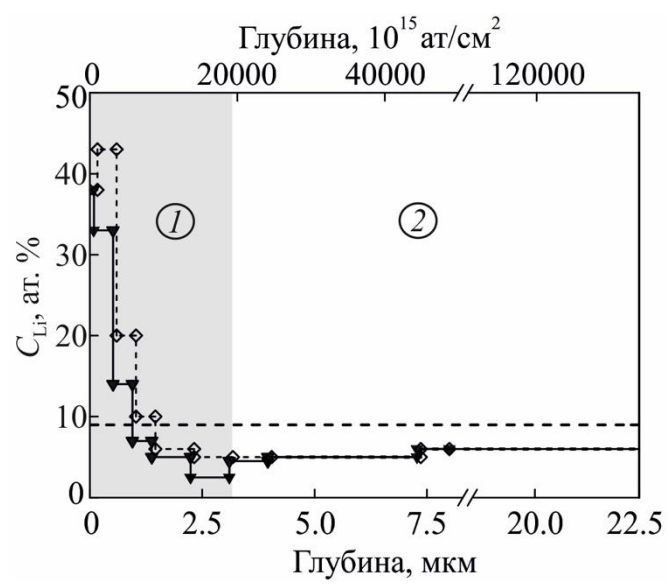
Рис. 2. Распределение лития в фольге сплава 1421, отожженной при 380°C: линия - \blacktriangledown - \blacktriangledown - \blacktriangledown - соответствует поверхности А, линия - \diamond - \diamond - \diamond - — поверхности Б. Горизонтальная штриховая линия - - - - задает профиль распределения лития в свежезакаленной фольге.

Рис. 3. Дифрактограммы свежезакаленной (1) и отожженной (2) при 400°C фольг сплава 1421 и штрих-дифрактограмма пероксида лития (Li_2O_2 , карточка № mp-841 [15]).

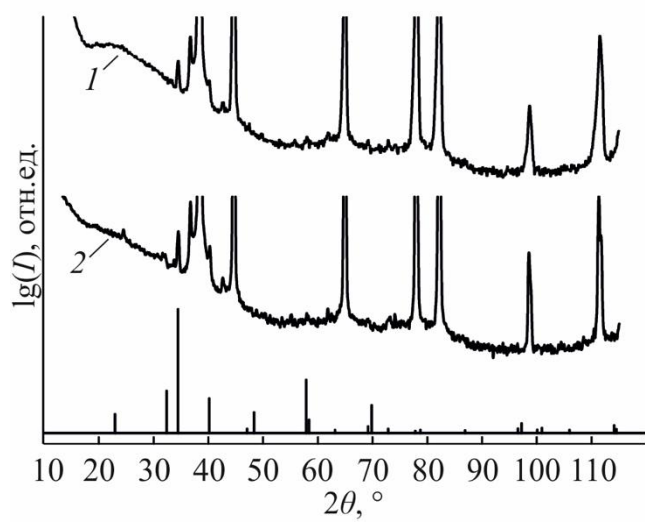
Рис. 4. Зависимость микротвердости фольг сплава 1421 от продолжительности изотермического отжига при 400°C.



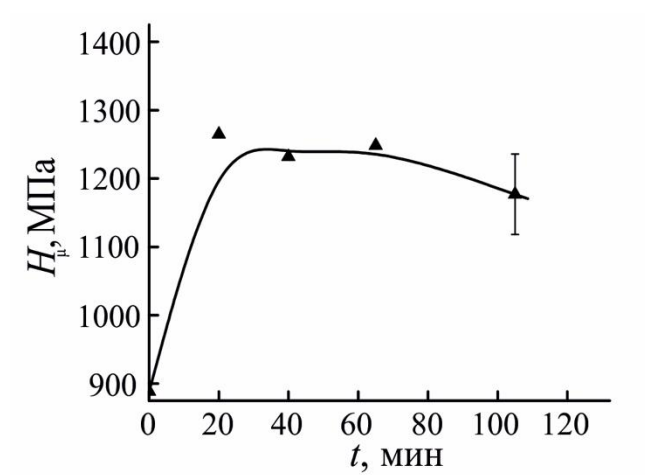
И.А. Столяр_рис. 1, Поверхность



И.А. Столяр_рис. 2, Поверхность



И.А. Столяр_рис. 3, Поверхность



И.А. Столяр_рис. 4, Поверхность