Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В. Влияние легирующих добавок на структуру Al-Li-сплавов и механизмы деформирования в условиях сверхпластичности (аналитический обзор) // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 6. С. 135–157. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.6.13

Sharifullina E.R., Shveykin A.I., Trusov P.V. Analysis of the influence of alloying additions on the structure of Al-Li alloys and deformation mechanisms under superplastic conditions (an analytical review). *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2023, no. 6, pp. 135-157. DOI: 10.15593/perm.mech/2023.6.13

пермский политех

ВЕСТНИК ПНИПУ. МЕХАНИКА
№ 6, 2023
PNRPU MECHANICS BULLETIN
https://ered.pstu.ru/index.php/mechanics/index



Научный обзор

DOI: 10.15593/perm.mech/2023.6.13
УДК 539.374

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ AL-LI-СПЛАВОВ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ (АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР)

Э.Р. Шарифуллина, А.И. Швейкин, П.В. Трусов

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Российская Федерация

О СТАТЬЕ

Получена: 07 сентября 2023 г.
Одобрена: 06 ноября 2023 г.
Принята к публикации:
31 ноября 2023 г.

Ключевые слова:

структурная сверхпластичность, многоуровневое моделирование, эволюция структуры материала, механизмы деформирования, легирующие добавки, алюминиево-литиевые сплавы, сплавы 1420 и 1421.

АННОТАЦИЯ

Использование структурной сверхпластичности является перспективным направлением развития технологий создания изделий сложной формы с улучшенными физико-механическими и эксплуатационными характеристиками. Деформирование в режиме сверхпластичности характеризуется пониженными (в сравнении с обычной пластической обработкой) нагрузками на обрабатывающие инструменты и сокращением числа операций финишной обработки. Предпочтительным представляется реализация обработки в режиме структурной сверхпластичности при относительно умеренных гомологических температурах (менее 0,7) и высоких скоростях (порядка 10^{-2} $с^{-1}$), в котором возможно сохранение равноосной формы зерен с несущественным изменением их размеров. При обозначенных условиях для многих сплавов, предварительно подготовленных методами интенсивной пластической деформации, в экспериментах на одноосное растяжение с выходом в режим структурной сверхпластичности наблюдается стадийность (колоколообразность) кривых растяжения. Последнее связано с действием и взаимодействием различных физических механизмов, сменой их ролей в ходе процесса деформирования, с эволюцией дефектной структуры материала. На перечисленные факторы оказывают влияние исходные температурно-скоростные условия и характеристики структуры материала после его предварительной обработки, в частности, форма и размеры зерен, доля высокоугловых границ, степень рекристаллизованности структуры, наличие легирующих добавок, которые могут образовывать в материале различные фазы. В предлагаемом обзоре предпринята попытка систематизировать экспериментальные данные по сверхпластичности алюминиевых сплавов 1420 и 1421 с акцентированием внимания на основных характеристиках структуры материала до и во время испытания на сверхпластическое деформирование, а также ее влияние на действующие механизмы. Это позволит сформировать более полное представление о физической природе процесса деформирования с переходом к режиму структурной сверхпластичности для алюминиевых сплавов и разработать сценарий действия и взаимодействия механизмов с учетом влияния эволюционирующей структуры материала. Указанное будет являться концептуальной основной для развития многоуровневой конститутивной модели неупругого деформирования сплавов, способной описывать изменение структуры материала и смену режимов деформирования, необходимой для совершенствования технологий сверхпластического формования.

© ПНИПУ

© **Шарифуллина Эльвира Ривгатовна** – к.ф.-м.н., н.с. лаб. многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, e-mail: elvira16_90@mail.ru, ID: 0000-0002-6688-7148.
Швейкин Алексей Игоревич – д.ф.-м.н., доц., в.н.с. лаб. многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, e-mail: shveykin@pstu.ru, ID: 0000-0002-2656-0781.
Трусов Петр Валентинович – д.ф.-м.н., проф., зав. каф. мат. моделирования систем и процессов, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.

Elvira R. Sharifullina – PhD in Physical and Mathematical Sciences, Researcher of Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, e-mail: elvira16_90@mail.ru, ID: 0000-0002-6688-7148.
Alexey I. Shveykin – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Ass. Professor, Leading Researcher of Laboratory of Multilevel Modeling of Structural and Functional Materials, e-mail: shveykin@pstu.ru, ID: 0000-0002-2656-0781.
Peter V. Trusov – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of Department of Mathematical Modeling of Systems and Processes, e-mail: tpv@matmod.pstu.ac.ru, ID: 0000-0001-8997-5493.

Эта статья доступна в соответствии с условиями лицензии Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)
This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International License (CC BY-NC 4.0)

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF ALLOYING ADDITIONS ON THE STRUCTURE OF AL-LI ALLOYS AND DEFORMATION MECHANISMS UNDER SUPERPLASTIC CONDITIONS (AN ANALYTICAL REVIEW)

E.R. Sharifullina, A.I. Shveykin, P.V. Trusov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

ARTICLE INFO

Received: 07 September 2023
Approved: 06 November 2023
Accepted for publication:
31 November 2023

Keywords:

structural superplasticity, multilevel modeling, material structure evolution, deformation mechanisms, alloying additives, aluminum-lithium alloys, 1420 and 1421 alloys

ABSTRACT

The use of structural superplasticity is promising in the development of production technologies with complex shapes and improved physical, mechanical and operational characteristics. Deformation in the superplasticity regime is characterized by reduced (compared to conventional plastic processing) loads on tools and decreased number of finishing operations. It seems preferable to use the superplasticity regime at relatively moderate homologous temperatures (less than 0.7) and high strain rates (on the order of 10^{-2} s^{-1}), in which the equiaxed grain shape can be preserved with an insignificant change in its size. Under these conditions, staged (bell-shaped) tension curves are observed in experiments on uniaxial tension with access to the structural superplasticity regime for many alloys preliminarily prepared by severe plastic deformations. The latter is associated with the action and interaction of various physical mechanisms, the change in their roles during the deformation and evolution of defective material structures. The above factors are influenced by the initial temperature and strain rate conditions and characteristics of material structures after the pretreatment, in particular, grain shapes and sizes, fraction of high-angle boundaries, degree of recrystallization of the structure, presence of alloying additives that can form various phases in materials. This review attempts to systematize experimental data on superplasticity of aluminum alloys 1420 and 1421 with a focus on the main characteristics of material structures before and during the superplastic deformation tests, as well as its effect on the acting mechanisms. This will make it possible to form a more complete understanding the physical nature of deformation with a transition to structural superplasticity regimes for aluminum alloys and to develop a scenario for the action and interaction of mechanisms taking the influence of the evolving material structure into account. The above will be the concept basis for development the multilevel constitutive models of inelastic deformations of alloys to describe the material structure evolution and change in deformation regimes, which is necessary to improve superplastic forming technologies.

© PNRPU

Введение

Алюминиевые сплавы находят широкое применение во многих отраслях промышленности благодаря хорошему сочетанию их физико-механических и эксплуатационных свойств, таких как высокая электропроводность и коррозионная стойкость, низкая плотность, хорошая свариваемость, а также нетоксичность, в соединениях с другими металлами и др. [Фридляндер, 2002; Гуреева, Грушко, 2009; Яковцева и др., 2013; Антипов и др., 2017; Распосиенко, 2017; Орлова и др., 2021]. В связи с возрастающими требованиями к конструкциям состав, структура, способы изготовления и обработки сплавов продолжают совершенствоваться [Антипов и др., 2017]. В частности, сегодня для промышленности требуются алюминиевые сплавы с высокой прочностью, в том числе проявляемой и при повышенных температурах [Орлова и др., 2021]. Легирование материалов различными элементами повышает их прочность, но при этом приводит и к снижению их пластичности при обычной обработке, что ограничивает применение таких сплавов при производстве изделий. Эта проблема, как представляется, может быть решена путем использования структурной сверхпластичности (СП) в процессах формования [Никулин, Кипелова, 2012; Liu et al., 2021].

Использование структурной СП в технологических процессах получения деталей сложной формы является весьма перспективным направлением их развития. В разных работах [Somani et al., 1998; Chumachenko et al., 2005; Barnes, 2007; Hefti, 2007; Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Bhatta et al., 2020; Song et al., 2020] в качестве основных преимуществ данного вида обработки выделяют следующие: снижение ресурсоемкости изготовления; возможность получения изделий (в том числе крупногабаритных) разнообразной сложной формы со сниженным весом без сварных / клепаных соединений (или с их уменьшенным количеством); получение гладкой поверхности изделия с минимальным отклонением от заданной геометрии – с предотвращением разнотолщинности и с высокоточным заполнением штампов; улучшенные физико-механические характеристики получаемого изделия, в частности, хорошие показатели прочности и пластичности при изготовлении и в условиях эксплуатации, а также изотропия механических свойств на макромасштабном уровне. Это обусловливает широкое применение в промышленном производстве, в том числе в таких важнейших отраслях, как авиа- и ракетостроение, сверхпластической штамповки и формовки [Фридляндер, 2002; Barnes et al., 2013; Волхонский и др., 2014; Котов и др., 2014; Langdon, 2020]. В последнее время все более широкое применение находят

и комплексные технологии, совмещающие сверхпластическую формовку и сварку, позволяющие получать многослойные пустотелые конструкции для авиастроения с повышенным качеством сварных соединений [Фридляндер, 2002; Лутфуллин, 2011; Мулюков и др., 2014; Волхонский и др., 2014; Шоршоров и др., 2018].

В ряде работ, например, в [Кайбышев, Утяшев, 2002; Dupuy, Blandin, 2002; Kulas et al., 2005; Грязнов и др., 2011; Sabirov et al., 2013; Liu et al., 2014; Kawasaki, Langdon, 2016; Бобрук, Мурашкин, 2019; Chinh et al., 2021], отмечается, что практический интерес представляет СП при относительно низких температурах (в интервале менее $0.7T_m$, T_m – абсолютная температура плавления) и относительно высоких скоростях деформации вплоть до 10^0 $с^{-1}$ [Мулюков и др., 2014; Автократова и др., 2015]. При таких условиях не требуются жаропрочные инструменты и время изготовления одной средней по сложности детали при увеличении скорости деформации на порядок (с 10^{-3} $с^{-1}$ до 10^{-2} $с^{-1}$) может сократиться в 10 раз и более (с 20–60 до 1–5 мин) [Horita et al., 2000; Nikulin et al., 2005; Kaibyshev et al., 2006; Бобрук, Мурашкин, 2019; Кищик, Михайловская, 2022]. Большинство традиционных промышленных алюминиевых сплавов (изготовленных, к примеру, с помощью холодной или теплой прокатки с большими обжатиями и последующим отжигом) имеют размер зерен порядка 5–10 мкм и способны испытывать относительные удлинения 200–400 % и более в диапазоне низких скоростей 10^{-4}–10^{-3} $с^{-1}$ [Новиков, 1981; Кищик и др., 2019]. При скорости деформации 10^{-2} $с^{-1}$ удлинения в таких сплавах, как правило, не превышают 150–250 %, чего недостаточно для изготовления с помощью формовки высококачественных деталей сложной конфигурации [Новиков, 1981; Nikulin et al., 2005; Кищик и др., 2019; Langdon, 2020]. Улучшение показателей СП при высоких скоростях деформации (и относительно низких температурах) возможно за счет уменьшения размера зерна в материале до 1–5 мкм и менее [Кайбышев, Утяшев, 2002; Islamgaliev et al., 2003; Park et al., 2004; Kawasaki, Langdon, 2007; Mogucheva, 2008; Yunusova et al., 2008; Никулин, Кипелова, 2012; Кищик и др., 2019; Chinh et al., 2021].

Для измельчения зеренной структуры с целью подготовки материала к СП, как правило, применяются технологии, совмещающие легирование сплава различными добавками и методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [Akamatsu et al., 2001; Estrin et al., 2011; Sauvage et al., 2012; Langdon, 2020; Орлова и др., 2021]. Наиболее развитым на сегодняшний день, универсальным и потенциально эффективным в промышленных приложениях является равноканальное угловое прессование (РКУП), позволяющее получать достаточно однородную ультрамелкозернистую структуру [Furukawa et al., 1998; Lee et al., 1999; Nakashima et al., 2000; Horita et al., 2001; Lee et al., 2002; Kamachi et al., 2003; Musin et al., 2004; Park et al., 2004; Nikulin et al., 2005; Valiev, Langdon, 2006; Islamgaliev et al., 2010; Estrin et al., 2011; Kumar et al., 2016; Valiev et al., 2016] с пренебрежимо малой пористостью [Lee et al., 2002; Мазилкин и др., 2004]. Многочисленные экспериментальные исследования по одноосному нагружению подготовленных с помощью РКУП образцов алюминиевых сплавов, например, [Berbon et al., 1998; Islamgaliev et al., 2003; Musin et al., 2004; Kaibyshev, 2016; Kawasaki, Langdon, 2016; Myshlyaev et al., 2022; Корзникова и др., 2022], демонстрируют хорошие показатели сверхпластичности, в том числе при высоких скоростях деформирования. Прокатка таких образцов позволяет изготавливать тонкие листы для сверхпластической формовки [Horita et al., 2001; Kamachi et al., 2003; Nikulin et al., 2005; Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Islamgaliev et al., 2009], при этом, как отмечается в [Horita et al., 2001; Akamatsu et al., 2001; Park et al., 2004; Добаткин, 2011; Estrin et al., 2011], не происходит потери сверхпластических свойств материала.

Схема простого сдвига, реализуемого при РКУП, позволяет многократно деформировать образец без изменения его поперечного сечения, что создает перспективы для изготовления заготовок с большим поперечным сечением [Ерисов, 2013]. В [Horita et al., 2001; Srinivasan et al., 2006] на примере лабораторных исследований на небольших образцах (с характерным размером поперечного сечения от 6 до 100 мм) показано, что развитие ультрамелкозернистой структуры в процессе РКУП и последующие механические свойства образцов не зависят от их исходного диаметра, на основании чего делается заключение о легкости масштабирования РКУП для производства аналогичных по свойствам больших заготовок и изделий из них. В качестве еще одного перспективного направления представляется миниатюаризация установок РКУП до миллиметровых масштабов с целью изготовления микроэлектромеханических приборов и систем из алюминиевых сплавов [Добаткин, 2011].

Таким образом, можно отметить существенные продвижения за последние десятилетия в развитии технологий получения ультрамелкозернистой структуры материалов. Однако, к сожалению, на сегодняшний день в литературе встречается недостаточно экспериментальных и аналитических сведений о закономерностях поведения таких материалов в зависимости от состояния их структуры и его влиянии на параметры технологических процессов, а также приводятся неполные данные об эволюции структуры в процессе сверхпластического деформирования (СПД) (некоторые из перечисленных вопросов обсуждаются, например, в рамках новых исследований [Myshlyaev et al., 2022; Myshlyaev et al., 2023]). К тому же более жесткими становятся современные требования к материалам: несмотря на преимущества уже разработанных сплавов, все острее стоят задачи по созданию облегченных конструкций с повышенными характеристиками трещиностойкости при сохранении высокого уровня прочности, жесткости и коррозионной стойкости [Волхонский и др., 2014; Антипов и др., 2017]; перспективными для обозначенных задач являются алюминиево-литиевые сплавы, исследование которых интенсивно ведется в настоящее время [Антипов и др., 2017; Kablov et

al., 2021]. Приведенное обусловливает особую актуальность систематизации известных сведений об исходном состоянии структуры и поведении алюминиево-литиевых сплавов при СП. Это будет важным и для прямой работы по совершенствованию материалов, и для создания концептуальной основы для развития многоуровневой конститутивной модели неупругого деформирования сплавов [Трусов и др., 2019; Трусов, Швейкин, 2019; Shveykin et al., 2020], способной описывать изменение структуры материала и разные режимы процесса деформирования (включая предварительную подготовку образцов методами ИПД, а также переход к режиму структурной СП). Разработка такой модели необходима для совершенствования технологий сверхпластического формования конструкций сложной формы.

Даже в простых экспериментах с выходом в режим сверхпластического деформирования, реализуемых обычно одноосным растяжением, при умеренных температурах и/или относительно высоких скоростях деформации для многих сплавов наблюдается стадийность (колоколообразность) кривых растяжения. Последнее связано с действием и взаимодействием различных физических механизмов, сменой их ролей в ходе процесса, с эволюцией дефектной структуры материала [Мулюков и др., 2014; Шарифуллина и др., 2018; Трусов, Швейкин, 2019]. Ранее авторами на основе анализа многочисленных экспериментальных данных был предложен «сценарий» действия механизмов, реализующийся в материале при деформировании с переходом в режим сверхпластичности [Шарифуллина и др., 2018; Трусов и др., 2019; Shveykin et al., 2020].

В рамках данной статьи рассматривается один из отмеченных выше важных вопросов, связанный с детальным анализом влияния на механизмы СПД исходной структуры материала (в частности, формы и размеров зерен, доли высокоугловых границ, степени рекристаллизованности структуры, наличия легирующих добавок, которые могут образовывать в материале различные фазы) на различных масштабах и ее изменения. Данной задаче и посвящен представленный в сжатой форме в настоящей статье аналитический обзор соответствующих экспериментальных работ по алюминиево-литиевым сплавам. В первом разделе приведена информация о химическом составе, морфологической и дефектной структуре класса алюминиево-литиевых сплавов с целью выявления основных характеристик структуры, в частности, интерметаллидных фаз, которые могут оказывать значимое влияние на СПД. В остальных разделах систематизирована информация по одним из наиболее изученных к настоящему моменту сплавам 1420 и 1421: во втором разделе представлены данные о структуре сплавов перед испытанием на СПД (после ИПД); в третьем разделе – результаты анализа изменения структуры сплавов во время испытания на СПД и ее влияния на действующие механизмы.

1. Об основных характеристиках структуры алюминиево-литиевых сплавов

Алюминиево-литиевые сплавы вызывают большой интерес у авиаконструкторов благодаря их улучшенным физико-механическим и эксплуатационным характеристикам – низкой плотности, повышенной жесткости, прочности, коррозионной и трещиностойкости, а также хорошей свариваемости [Мышляев и др., 2001; Фридляндер, 2002; Prasad et al., 2003; Грязнов и др., 2011; Ivanov, 2012; Khokhlatova et al., 2012; Prabu, Padmanabhan, 2014; Srivatsan et al., 2014; Venkatachalam et al., 2015; Антипов и др., 2017; Prasad et al., 2017; Dorin et al., 2018; El-Atu et al., 2018; Kablov et al., 2021; Liu et al., 2021; Корзникова и др., 2022]. К настоящему моменту разработаны три поколения таких сплавов (подробные обзоры приведены, например, в [Prabu, Padmanabhan, 2014; Антипов и др., 2017; Prasad et al., 2017; El-Atu et al., 2018; Kablov et al., 2021; Rasposienko et al., 2022]). К сплавам первого поколения относятся 1420, 1421 (зарубежный – 2020), второго поколения – 1430, 1440, 1441, 1450, 1460 (зарубежные – 2090, 2091, 8090), третьего поколения – 1461, 1469, 1480, 1481 (зарубежные – 2195, 2196, 2297, 2397, 2098, 2198, 2099, 2199, 2296, 2050, 2055, 2060, 2065, 2076). Такие материалы имеют матричную структуру [Кайбышев, 1984] и представляют собой близкие к однофазным многокомпонентные сплавы – твердые растворы, в которых суммарная доля легирующих добавок, как правило, не превышает 10 %. Во всех обозначенных сплавах содержится Li (его весовая доля может варьироваться от 0.7 до 2.7 %), есть добавки Cu (от 1 до 5 %) и/или Mg (от 0.1 до 6 %), переходные металлы Zr и/или Sc (порядка 0.1–0.2 %, в сплаве 2020 содержался Cd), а также в той или иной концентрации могут присутствовать другие элементы, такие как Ag, Si, Fe, Mn, Zn [Prabu, Padmanabhan, 2014; Антипов и др., 2017; Prasad et al., 2017; Deschamps et al., 2017; El-Atu et al., 2018; Kablov et al., 2021]. Перечисленные компоненты имеют различную растворимость в Al, которая более значительна при высоких температурах и существенно понижается с уменьшением температуры. При охлаждении сплавов из твердого раствора могут выделяться различные интерметаллидные фазы по объему и границам зерен [Prasad et al., 2017; El-Atu et al., 2018], а при нагреве растворяться, что дает возможность с помощью термической обработки управлять структурой и свойствами таких сплавов.

В Al-Li сплавах основными легирующими элементами в дополнение к Li являются Cu и Mg, в соответствии с чем выделяют следующие системы сплавов – Al-Mg-Li, Al-Cu-Li, Al-Cu-Li-Mg [El-Atu et al., 2018; Liu et al., 2021]. Соотношение массовых процентов элементов в сплавах может сильно влиять на типы выделяемых фаз и их долю, о чем подробнее пойдет речь ниже.

Эффект от добавки Li к Al является весьма значимым: при массовой доле в алюминиевом сплаве Li до 4 %

каждый массовый процент Li снижает плотность сплава примерно на 3 % и увеличивает его модуль упругости (жесткость) приблизительно на 6 % за счет образования фазы δ′ (Al_3Li) [Starke et al., 1981; Lavernia, Grant, 1987; Srivatsan et al., 2014; Prasad et al., 2017]. Фаза δ′ имеет высокий собственный модуль из-за своей упорядоченной природы, что способствует высокому значению модуля упругости сплава [Srivatsan et al., 2014].

Во всех Al-Li сплавах, содержащих более 1 % Li, наблюдается указанная фаза δ′ [Starke et al., 1981; Колобнев, 2015; Rasposienko et al., 2022]. Фаза δ′ является метастабильной с кубической структурой $L1_2$ [Starke et al., 1981; Kulkarni et al., 1989; Prasad et al., 2014; Betsofen et al., 2016; Rasposienko et al., 2022], выделяется, как правило, в виде однородно распределенных в объеме материала сферических частиц размером порядка 3–60 нм [Starke et al., 1981; Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1997; Furukawa et al., 1998; Lee et al., 1999; Kolobov et al., 2002; Yunusova et al., 2008; Иванов, Найденкин, 2009; Prasad et al., 2014; Антипов и др., 2019; Liu et al., 2022; Naidenkin et al., 2021; Rasposienko et al., 2022]. Частицы Al_3Li полностью растворяются при температурах более 400°C (673K) [Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1997; Furukawa et al., 1998]. Перечисленные характеристики связаны с тем, что Li имеет низкую энергию активации объемной диффузии в Al (66,4 КДж/моль; для сравнения у Mg 130,5 КДж/моль) и энергию активации самодиффузии в Al (200 КДж/моль) [Векман и др., 2013], а также близкий атомный диаметр с Al и более низкую температуру плавления, поэтому Li быстро диффундирует в решетке Al с образованием мелких однородно распределенных по объему частиц Al_3Li [Naidenkin et al., 2021].

Частицы Al_3Li когерентны основной алюминиевой матрице [Berbon et al., 1996; Kolobov et al., 2002; Prasad et al., 2014; Liu et al., 2022; Rasposienko et al., 2022], электронно-микроскопические исследования не показали заметных полей упругих напряжений вокруг частиц Al_3Li, поэтому эту фазу считают «мягкой» (легко деформируемой) [Распосиенко, 2017]. В [Prasad et al., 2014; Распосиенко, 2017; Liu et al., 2022] отмечается, что частицы Al_3Li когерентны вплоть до размеров порядка 150–300 нм, что связано с очень малым несоответствием решеток частиц и Al. При взаимодействии когерентных частиц с дислокациями последние перерезают их, в результате скольжение становится более планарным, локализованным и неоднородным [Новиков, 1975; Prasad et al., 2003; Apps et al., 2005; De et al., 2011; Venkatachalam et al., 2015; Yu et al., 2018; Wang et al., 2019]. С этим связывают одну из возможных причин ухудшения пластичности и склонности к разрушению, поскольку локализация может приводить к растрескиванию в интенсивных полосах скольжения [Starke et al., 1981], поэтому полагается, что наличие большой доли фазы δ′ в материале неблагоприятно [Deschamps et al., 2013; Liu et al., 2021].

Также в Al-Li сплавах может образовываться равновесная стабильная фаза δ (AlLi) [Starke et al., 1981; De et al., 2011; Prasad et al., 2014; Venkatachalam et al., 2015; Rasposienko et al., 2022; Liu et al., 2022]. Частицы этой фазы достаточно крупные (порядка 0.3 мкм [Prasad et al., 2014]) со сферической или пластинчатой формой [Rasposienko et al., 2022], имеют кубическую структуру решетки типа NaCl [Kulkarni et al., 1989]. Они выделяются на границах зерен [Starke et al., 1981; De et al., 2011; Venkatachalam et al., 2015; Liu et al., 2022], однако в [Prasad et al., 2014] уточняется, что при низких температурах могут зарождаться еще и на скоплениях решеточных дислокаций. Наиболее вероятным механизмом появления и разрастания фазы δ связывают с укрупнением и в конечном счете исчезновением частиц Al_3Li фазы δ′ (т.е. происходит трансформация фазы δ′ в δ), что приводит к формированию вблизи границ обедненных Li областей [Starke et al., 1981; Liu et al., 2022]. Трактовать данный процесс можно следующим образом. При многократном перерезании дислокациями частиц Al_3Li отделяются атомы Li, скорость диффузии которых в матрице Al высока, а направление задается теми же движущимися дислокациями – в результате атомы Li постепенно перемещаются к границе, образуя вблизи них неоднородные скопления. Это приводит к укрупнению расположенных вблизи границ частиц Al_3Li, которые после достижения размеров порядка 0.3 мкм теряют когерентность и трансформируются в фазу δ (AlLi) с ее выделением по границам. В результате около границ образуются обедненные Li области. Эти области более «слабые» и становятся местами преимущественного скольжения, приводящего к неоднородности деформации и возможным высоким концентрациям напряжений в тройных стыках [Starke et al., 1981]. В пределах обедненных Li зон между зернами могут зарождаться и распространяться трещины. Это приводит к ухудшению механических и коррозионных свойств [Prasad et al., 2017; Rasposienko et al., 2022], поэтому фазу δ в сплавах стараются свести к минимуму. Последнее, вероятно, возможно осуществить за счет обработки материала при невысоких температурах, поскольку в [Davydov et al., 2000; Deschamps et al., 2012] отмечается существенная роль фазы δ (AlLi) только при высоких температурах и длительных временах старения. Также добавление в сплав других элементов с выделением различных фаз, возможно, будет способствовать уменьшению локализации скольжения, вызванной частицами Al_3Li, и, как следствие, снижению вероятности их скопления, укрупнения с последующим образованием фазы δ.

При легировании Al-Li сплавов Cu и Mg образуется гораздо больше различных фаз [Prasad et al., 2014; El-Atu et al., 2018], которые могут быть эффективны для повышения предела текучести (прочности) при низких температурах эксплуатации, а также для минимизации обозначенных выше негативных влияний.

В сплавах системы Al-Li-Cu помимо фаз δ′ (Al_3Li) или δ (AlLi) могут наблюдаться следующие: стабильные фазы T_1 (Al_2CuLi), T_2 (Al_6CuLi_3), θ(Al_2Cu) и метастабильные фазы T_B ($Al_{7.5}Cu_4Li$), $\theta''(Al_3Cu)$, $\theta'(Al_2Cu)$

[Kulkarni et al., 1989; De et al., 2011; Prasad et al., 2014; Колобнев, 2015; El-Atu et al., 2018; Liu et al., 2021; Liu et al., 2022]. Частицы Al_2CuLi T_1-фазы имеют гексагональную структуру и пластинчатую форму [Kulkarni et al., 1989; Prasad et al., 2014; Liu et al., 2022], образуются неоднородно на дислокациях и границах субзерен, высокая доля этой фазы препятствует росту фазы δ′ (Al_3Li) [Kulkarni et al., 1989]. Частицы Al_6CuLi_3 T_2-фазы также являются пластинчатыми, имеют икосаэдрическую симметрию [Prasad et al., 2014; Liu et al., 2022] и обычно зарождаются на границах зерен [Kulkarni et al., 1989]. Фаза T_1 является наиболее эффективной упрочняющей фазой, во многих случаях в сплавах увеличение доли этой фазы влечет за собой возрастание предела текучести по сравнению с другими фазами [Liu et al., 2021] (к примеру, упрочнение за счет T_1-фазы может быть в 2–10 раз больше, чем за счет δ′ (Al_3Li) [Колобнев, 2015]). Стабильная фаза $\theta(Al_2Cu)$ когерентна с решеткой Al, ее метастабильные фазы θ″, θ′ частично когерентны и имеют форму круглых дисков [De et al., 2011; Liu et al., 2022]. В [Prasad et al., 2014] отмечается, что частицы Al_2Cu θ′-фазы дают наибольшее упрочнение по сравнению с θ-фазой.

В сплавах системы Al-Li-Mg основными фазами считаются δ′ (Al_3Li) и T (Al_2MgLi) [De et al., 2011; Prasad et al., 2014; El-Atu et al., 2018]. Частицы T-фазы имеют кубическую симметрию, являются крупными и мало влияют на механические свойства сплава, однако наличие обедненных выделениями зон вблизи частиц может привести к ухудшению пластичности [Kulkarni et al., 1989]. Предотвращение образования этой фазы приводит к улучшению свойств сплава.

В сплавах системы Al-Li-Cu-Mg процесс выделения фаз аналогичен тому, как это происходит в тройных сплавах систем Al-Li-Cu и Al-Li-Mg [De et al., 2011]. Замена некоторой доли Cu на Mg выгодна с точки зрения уменьшения плотности сплава, а также способствует выделению метастабильной фазы S′ (Al_2CuMg), которая влияет на образование фазы T_1 (Al_2CuLi): имеет место «конкуренция» между фазами за доступные атомы Cu в матрице и центры зародышеобразования [Prasad et al., 2014]. Частицы Al_2CuMg S′-фазы имеют орторомбическую структуру и форму прутков, являются частично когерентными с решеткой Al, зарождаются неоднородно вдоль решеточных дислокаций, границ и других дефектов [Prasad et al., 2014; Колобнев, 2015]. Частицы этой фазы препятствуют развитию локализованного (планарного) скольжения, поскольку дислокации не перерезают их, а огибают [Колобнев, 2015]. Частицы, расположенные вблизи границ, способствуют уменьшению или устранению обедненных выделениями зон, что предотвращает преждевременное разрушение и повышает прочность сплавов [El-Atu et al., 2018].

На образование всех перечисленных выше фаз в Al-Li сплавах влияет соотношение массовых долей легирующих элементов. В Al-Li-Cu сплавах в зависимости от содержания Li могут преобладать разные фазы [De et al., 2011]: при низкой доле Li (порядка 1 %) $\theta'(Al_2Cu)$, T_1 (Al_2CuLi) и T_B ($Al_{7.5}Cu_4Li$) являются основными упрочняющими фазами; при более высокой доле Li (порядка 2 %) фаза δ′ (Al_3Li) становится преобладающей [Liu et al., 2021], а также наблюдаются фазы $\theta'(Al_2Cu)$ и T_1 (Al_2CuLi). Добавка Mg способствует образованию частиц Al_3Li фазы δ′, поскольку уменьшает растворимость Li в Al [Prasad et al., 2014]. Кроме того, в Al-Li-Cu-Mg сплавах Mg способствует выделению фазы T_1 (Al_2CuLi): даже незначительное содержание Mg (порядка 0.1–0.2 %) в сплаве ускоряет выделение фазы T_1 и, следовательно, повышает упрочнение; однако отмечается, что этот эффект менее выражен при более высокой концентрации Mg (порядка 0.35 %), а при большой концентрации Mg (порядка 1.1 %), наоборот, – замедляет выделение фазы T_1. Высокое содержание Cu и Li по отношению к Mg приводит к преобладанию фазы T_1 (Al_2CuLi), тогда как большая доля Cu и Mg, по сравнению с Li, способствует образованию по преимуществу фазы S′ (Al_2CuMg) [Prasad et al., 2014]. Также приводятся зависимости образования фаз от соотношения Cu:Mg [Prasad et al., 2014] и Cu:Li [De et al., 2011]. В сплавах с высоким содержанием Cu наблюдается фаза θ (Al_2Cu); когда соотношение Cu:Mg меньше 3:1 – фаза S (Al_2CuMg, стабильная); когда соотношение Cu:Mg превышает 3:1 – фаза T_1 (Al_2CuLi). В случае, когда соотношение Cu:Li < 1.5 фазы S′ (Al_2CuMg, метастабильная), T_1 (Al_2CuLi) и δ′ (Al_3Li) являются основными фазами, при соотношении Cu:Li > > (2–3) наблюдаются фазы S′ (Al_2CuMg) и T_1 (Al_2CuLi).

Микролегирование Al-Li сплавов небольшими добавками переходных элементов Zr и/или Sc повышает их прочность, ударную вязкость, коррозионную стойкость (как и при добавках Li, Cu, Mg), а также термическую стабильность за счет образования в них дисперсоидов метастабильной фазы $\beta'(Al_3Zr/Al_3Sc)$ со структурой $L1_2$ [Kulkarni et al., 1989; Kumar et al., 1994; Berbon et al., 1996; Lee et al., 1999; Мышляев и др., 2001; Колобнев, 2002; Kolobov et al., 2004; Mogucheva et al., 2008; Иванов, Найденкин, 2009; Prasad et al., 2014; Колобнев, 2015; Venkatachalam et al., 2015; Wang et al., 2019]. Частицы Al_3Zr, как правило, сферические, имеют размеры порядка 5–60 нм и могут располагаться как внутри зерен, так и по границам [Lee et al., 1999; Yunusova et al., 2008; Иванов, Найденкин, 2009; Prasad et al., 2014; Naydenkin et al., 2021]. Частицы Al_3Zr зачастую имеют неоднородное распределение и с большей плотностью появляются вдоль границ субзерен/зерен, дислокационных клубков и прочих дислокационных скоплений [Prasad et al., 2014]. Частицы Al_3Zr могут быть стабильны вплоть до температур 475–600°C [Berbon et al., 1996; Berbon et al., 1998; Furukawa et al., 1997; Horita et al., 1997; Furukawa et al., 1998; Prasad et al., 2014; Li et al., 2014], что связано с более высокой температурой плавления Zr по сравнению с Al. Небольшое укрупнение частиц может происходить при температурах порядка 450 °C при длительных

временах термообработки [Prasad et al., 2014]. Хорошая стабильность этих частиц связана с низкой растворимостью Zr в Al, небольшим несоответствием решеток частиц и Al, а также медленной скоростью диффузии Zr в Al [Prasad et al., 2014]. Частицы β′(Al_3Zr/A_3Sc) не перерезаются дислокациями и способствуют снижению локализации деформации [Колобнев, 2015] (планарного скольжения, вызванного перерезанием частиц Al_3Li). Частицы β′-фазы также могут способствовать улучшению физико-механических свойств материала посредством зернограничного упрочнения, упрочнения за счет частиц и взаимодействия дислокаций друг с другом [Wang et al., 2019]. Однако в [Prasad et al., 2014] отмечается, что объемная доля β′-фазы гораздо меньше по сравнению с δ′ фазой, поскольку Zr является небольшой и второстепенной легирующей добавкой, в основном влияющей на процессы рекристаллизации, а не на упрочнение. Поэтому важная роль частиц β′-фазы заключается в торможении движения границ зерен (pinning effect) [Prasad et al., 2014; Колобнев, 2015]. Также отмечается, что движущиеся границы не перерезают частицы, а полностью охватывают их [Prasad et al., 2014].

Таким образом, в Al-Li сплавах в зависимости от соотношения легирующих элементов формируются различные фазы, которые могут оказывать значимое влияние на физико-механические и эксплуатационные характеристики материала. В следующем разделе будут приведены результаты анализа экспериментальных данных о структуре сплавов 1420 и 1421 (системы Al-Li-Mg, наиболее изученного на настоящий момент класса Al-Li сплавов) перед испытанием на СПД.

2. Химический состав, морфологическая и дефектная структура сплавов 1420 и 1421 перед испытанием на сверхпластическое деформирование (после предварительной подготовки методами интенсивной пластической деформации)

Одним из важных факторов, влияющих на реализацию СП в диапазоне умеренных температур (менее $0.7T_m$) и повышенных скоростей от 10^{-2} $с^{-1}$, как уже отмечалось во введении, является наличие в материале ультрамелкозернистой структуры (порядка 1–5 мкм и менее). Для формирования и сохранения такой структуры в сплавах требуется первичная рекристаллизация, в ходе которой происходит измельчение зерен, при этом должны быть подавлены процессы вторичной (собирательной) рекристаллизации [Кайбышев, 1984]. Эффективным способом является подбор такого рационального состава сплава, в котором с помощью ИПД реализуется рекристаллизация за счет крупных (порядка 1–4 мкм) частиц второй фазы (вблизи них возникают дополнительные центры рекристаллизации) и при этом выделяются мелкие частицы-дисперсоиды, ограничивающие рост образующихся мелких зерен во время ИПД и впоследствии при СПД [Котов, 2013]. В данном разделе рассмотрим подробнее закономерности формирования структуры после ИПД на примере сплавов 1420 и 1421 системы Al-Li-Mg.

В составе сплава 1420 в качестве основных элементов содержатся Mg, Li и Zr; сплав 1421 является его модификацией и дополнительно легирован Sc (табл. 1 и табл. 2). Согласно [Кайбышев, 1984; Markushev, Murashkin, 1999], заготовки из сплава 1420 могут подвергаться формованию при высокой температуре без специальной подготовки структуры: приводятся данные, что в крупнозернистом состоянии этот сплав демонстрирует удлинения до 220 % при 723К и скорости $4\cdot10^{-4}$ $с^{-1}$, в более поздних работах [Myshlyaev et al., 2011; Грязнов и др., 2011] сообщается о 900 % удлинений при 673К и скорости $3\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$ для литого материала с размером зерен 20 мкм, при этом в обоих случаях параметр скоростной чувствительности не превышает 0.3. В образцах с мелкозернистой структурой (5–10 мкм), подготовленной, как правило, высокотемпературной прокаткой с высокой степенью обжатия, максимальные удлинения могут составлять от 700 до более 2000 % в диапазоне температур 673–800 К и скоростей $4\cdot10^{-4}$–$3\cdot10^{-3}$ $с^{-1}$, параметр скоростной чувствительности в данном случае уже лежит в интервале 0.5–0.7, характерном для СП [Кайбышев, 1984; Myshlyaev et al., 2011; Грязнов и др., 2011; Ye et al., 2009; Li et al., 2014]. В ряде работ, например, [Rabinovich et al., 1997; Mishra et al., 2001; Valiev et al., 2001; Valiev et al., 2004; Myshlyaev et al., 2011; Грязнов и др., 2011] приведены результаты исследований сплавов 1420 и 1421 с нанокристаллической структурой, подготовленной с помощью кручения под давлением или РКУП при невысоких температурах: размер зерен в таких материалах может составлять 100–300 нм и менее, наибольшие удлинения могут достигать значений от 400 до 1500 % при скоростях порядка 10^{-2}–10^{-1} $с^{-1}$ и температурах 523–673 К. Однако параметр скоростной чувствительности, как и в случае крупнозернистой структуры, имеет небольшие значения, а напряжения течения и скорость упрочнения гораздо выше [Mishra et al., 2001]. В [Valiev et al., 2001] предполагается, что при размере зерен 100–300 нм и менее может происходить ухудшение сверхпластических свойств из-за смены механизмов деформирования. Поэтому, хотя и отчетливо видна положительная тенденция с точки зрения сохранения хороших показателей удлинения при существенном увеличении скорости деформации и уменьшении температуры, остаются вопросы о перспективности использования таких материалов в реальных технологических процессах для изготовления изделий и их эксплуатации, что требует дальнейшего более детального изучения структуры, свойств и механизмов деформирования.

Авторами настоящей статьи было найдено большое количество публикаций об исследованиях (в том числе продолжающихся в настоящее время), посвященных подготовке в сплавах 1420 и 1421 ультрамелкозернистой структуры с размером зерен порядка 1 мкм методом РКУП (основные характеристики сведены в табл. 1 и 2).

Рассматриваются различные маршруты РКУП: преимущественно маршрут B_C (с поворотом образца на 90° в одном направлении после каждого прохода), в некоторых работах – маршрут А (без поворота образца между проходами) и С (с поворотом образца на 180° после каждого прохода). Ниже представлены результаты анализа работ (см. табл. 1 и 2) с вариантом систематизации данных и выявления основных закономерностей формирования структуры к СПД с помощью РКУП.

Структура сплава 1420, подготовленная первым способом (нумерация подходов приведена в табл. 1), неоднородна – наблюдаются области из зерен с высокоугловыми границами и из субзерен с малоугловыми границами, при этом средний размер зерен и субзерен одинаков и составляет 1.2 мкм [Berbon et al., 1996; Horita et al., 1997; Berbon et al., 1998; Furukawa et al., 1998]. Субзерна, как правило, находились в областях, имеющих диаметр порядка 10–20 мкм [Furukawa et al., 1997] (по-видимому, указывая на это, авторы обозначают относительно крупные родительские для субзерен зерна). Границы зерен определены четко и предполагается, что они близки к равновесному состоянию (являются низкодефектными), поскольку температура РКУП достаточна высока (673 К) и способствует релаксации возникающих при обработке высоких внутренних напряжений [Furukawa et al., 1997]. В исходных горячекатаных заготовках (перед РКУП) были обнаружены крупные частицы Al_3Li; в процессе РКУП при 673К они растворяются (это следует из фазовой диаграммы бинарного Al-Li сплава, исходя из которой 2,2 % Li находится в Al матрице при 673 К), затем при охлаждении при комнатной температуре образуется метастабильная фаза δ′ той же структуры Al_3Li [Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1997], но частицы которой являются очень мелкими и распределены однородно в материале. Также в сплаве наблюдаются мелкие частицы метастабильной фазы β′ (Al_3Zr), с которыми связывают хорошую стабильность зеренной структуры при статическом отжиге образцов после РКУП вплоть до температуры 650К [Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1997; Horita et al., 1997; Berbon et al., 1998]. Исследование структуры образцов после трехчасовой термической обработки при 673 К, последующей закалки в воду и старения при 448 К в течение 300 ч показало, что при длительных временах старения наблюдается рост частиц δ′ (Al_3Li), некоторые из них трансформируются в фазу δ (AlLi), которая вместе с фазой Т (Al_2MgLi) располагается вдоль границ зерен и внутри зерен, вокруг этих фаз образуются обедненные выделениями области [Horita et al., 1997; Furukawa et al., 1998].

Структура, подготовленная вторым способом (см. табл. 1) [Lee et al., 1999], более однородна, зерна имеют равноосную форму, и их средний размер составляет 1,3 мкм. Наблюдается относительно небольшая плотность дислокаций как внутри зерен, так и вдоль границ (границы, как и в предыдущем случае, близки к равновесному состоянию). Внутри зерен присутствуют мелкие частицы Al_3Zr. Также обнаружены однородно распределенные очень мелкие частицы Al_3Li размером порядка 5 нм. Дополнительные 4 прохода РКУП при более низкой температуре 473К (см. табл. 1, способ 3) [Lee et al., 1999] позволяют получить равноосную структуру с меньшим размером зерен – 0.8 мкм – с более высокой плотностью дислокаций в зернах и границах (т.е. последние являются неравновесными). Вероятно, при такой температуре идет и процесс фрагментации. Внутри зерен также наблюдаются мелкие частицы Al_3Zr, однородно распределенные очень мелкие частицы Al_3Li имеют размер порядка 3 нм. Авторы [Lee et al., 1999] отмечают, что меньший размер частиц Al_3Li (3 нм), по сравнению с полученным при втором способе (5 нм), может быть следствием более низкой температуры РКУП (473 К) финальных четырех проходов, которая способствует вторичному выделению частиц.

Четвертый способ подготовки (см. табл. 1) аналогичен третьему, но осуществляется по другому маршруту (маршруту А – без поворота образца между проходами) [Valiev et al., 1997; Berbon et al., 1998]. Итоговая структура имеет сходные характеристики, но размер зерен больше и составляет 1.2 мкм (вместо 0.8 мкм). Полагается, что это связано с более медленной эволюцией структуры по сравнению с обработкой по маршруту B_C. В последнем случае создаются оптимальные условия прессования – осуществляются множественные сдвиги по различным системам скольжения, ведущим к более интенсивному измельчению зерен, в результате структура эволюционирует быстрее [Furukawa et al., 1998; Va-liev, Langdon, 2006].

С помощью пятого способа подготовки (см. табл. 1) [Kolobov et al., 2002; Kolobov et al., 2004; Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021] получена равноосная структура со средним размером зерен около 1 мкм с преобладанием высокоугловых границ, плотность дислокаций составляет порядка 10^9 см$^{-2}$. В исходных горячекатаных заготовках (перед РКУП) были обнаружены частицы Al_3Li и Al_3Zr размером 30–50 нм внутри зерен и на границах, а также, в отличие от всех предыдущих способов, сферические частицы фазы Т (Al_2MgLi) размером 0.3–0.7 мкм, расположенные преимущественно вдоль границ зерен (в разделе 1 настоящей статьи обсуждался вопрос об их возможном негативном влиянии на показатели пластичности). Перед РКУП описанные выше образцы были нагреты при 773 К в течение 30 мин с последующей закалкой в воду, что привело к некоторому уменьшению количества и объемной доли частиц Al_2MgLi вдоль границ [Kolobov et al., 2002]. После РКУП размер всех частиц уменьшается: Al_2MgLi – до 0.26 ±0.15 мкм (от исходного 0.3–0.7 мкм), Al_3Li и Al_3Zr – до 20–40 нм (от 30–50 нм); объемная доля частиц Al_2MgLi повышается, и они также преимущественно распределяются по границам зерен, мелкие частицы распределены в материале более однородно по сравнению с исходным состоянием [Kolobov et al., 2002; Kolobov et al., 2004; Naydenkin et al., 2021].

В [Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021] приведены результаты более детального исследования эволюции структуры материала, включая крупные частицы фазы Т (Al_2MgLi). Авторы статьи [Naydenkin et al., 2021] объясняют их наличие низкой скоростью охлаждения на воздухе после РКУП, для подавления образования этих частиц скорость охлаждения должна быть более 12°К/с. Возможно, наличие / отсутствие частиц Т-фазы связано с температурой РКУП: про эту фазу не упоминается только в тех работах, в которых образцы обрабатывали с помощью РКУП при более высокой температуре 673 К (см. табл. 1, способы 1–4), во всех остальных случаях температура РКУП ниже. Объемная доля фазы Т (Al_2MgLi) составляет около 3 %. В структуре определено два типа частиц Al_2MgLi, что связано с сегрегацией Mg по границам зерен или у дефектов кристаллической решетки, например, дислокаций. Частицы первого типа являются равновесными, имеют кубическую решетку, по форме кубовидные, их размер составляет 0.1–0.3 мкм, а объемная доля – около 1 %, располагаются в объеме более крупных зерен в местах скопления дислокаций [Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021]. Растворение этих частиц происходит в диапазоне температур 648–698 К. Частицы второго типа имеют чуть больший размер 0.3–0.5 мкм и выделяются на границах зерен, объ-емная доля этого типа частиц составляет порядка 2 % [Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021]. Растворение частиц второго типа осуществляется при более высоких температурах 748–773 К. Изучение сформированной с помощью РКУП структуры при отжиге показало ее стабильность вплоть до 650К, при достижении этой температуры происходит растворение частиц Al_2MgLi первого типа, что сопровождается увеличением содержания отдельных атомов Mg в твердом растворе. Далее с повышением температуры осуществляется сегрегация атомов Mg к границам с последующим увеличением размера и объемной доли частиц Al_2MgLi второго типа вдоль границ, при температурах порядка 700 К осуществляется рекристаллизация.

Шестой способ подготовки (см. табл. 1) [Valiev et al., 2001; Valiev et al., 2004; Islamgaliev et al., 2006] аналогичен пятому, структура также получается сходная по основным характеристикам – средний размер зерен близок к 1 мкм, преобладают высокоугловые границы, наблюдаются частицы AlLi и Al_2MgLi, однако размер последних составляет 0.3–0.4 мкм, а объемная доля – 10–20 % (что значительно превышает объемную долю, наблюдаемую в предыдущем случае, – 3 %). Последнее означает, что исходные заготовки перед РКУП в пятом и шестом способах имели разную структуру. В [Valiev et al., 2001] отмечается, что структура, состоящая из мелких зерен порядка 1 мкм и крупных частиц, напоминает двухфазную дуплексную структуру, которая благоприятна для СП. Также была проанализирована структура материала после РКУП, проведенного при разных температурах 643, 673 и 693 К: с ростом температуры размер зерен увеличивается до 2–2.5 мкм, при температуре 693 К в структуре не наблюдается частиц AlLi и Al_2MgLi.

Еще один вариант структуры (см. табл. 1, способ 7) [Мышляев и др., 2001; Мазилкин и др., 2004; Myshlyaev et al., 2005; Mazilkin, Myshlyaev, 2006; Myshlyaev et al., 2006; Myshlyaev et al., 2010; Myshlyaev et al., 2020; Myshlyaev et al., 2022; Корзникова и др., 2022; Myshlyaev et al., 2023] образуется при тех же условиях обработки, как при пятом и шестом способах, но из других исходных заготовок. Формируется структура с большой долей высокоугловых границ, с равноосной формой зерен и их бимодальным распределением по размерам [Корзникова и др., 2022]. Средний размер зерен составляет порядка 1.5–3 мкм: в [Мышляев и др., 2001; Myshlyaev et al., 2020; Myshlyaev et al., 2022] сообщается о среднем размере зерна 3 мкм, в [Мазилкин и др., 2004; Myshlyaev et al., 2005; Myshlyaev et al., 2006; Корзникова и др., 2022; Myshlyaev et al., 2023] приводятся оценки среднего размера зерен в 1.5 мкм. Отмечается, что размер зерен варьируется от 0.5 до 5 мкм, иногда встречаются более крупные зерна размером до 8–15 мкм [Мышляев и др., 2001; Myshlyaev et al., 2005; Myshlyaev et al., 2006; Корзникова и др., 2022]. Внутри зерен наблюдается развитая субструктура, состоящая из отдельных дислокаций, скоплений дислокаций и дислокационных субграниц. Средняя плотность дислокаций составляет около 10^9 $см^{-2}$. В структуре обнаружены выделения интерметаллидных фаз Al_3Li, Al_3Zr, Al_2LiMg. В [Мазилкин и др., 2004; Myshlyaev et al., 2005; Mazilkin, Myshlyaev, 2006] отмечается, что фаза Al_2LiMg выделяется в виде колоний размером 0.2–0.3 мкм, состоящих из случайно ориентированных крошечных кристалликов Al_2LiMg размером около 25 нм. Такие колонии располагаются на границах, в тройных стыках и также внутри зерен. Предполагается, что материал в области между кристалликами является обедненным твердым раствором Li и Mg в алюминиевой матрице. Рентгеноструктурный анализ показывает, что доля фазы Al_2LiMg составляет менее 1 %.

Отжиг подготовленных с помощью РКУП таким способом образцов показал, что в диапазоне температур 423–623 К в течение первого часа отжига происходит уменьшение среднего размера зерен, что авторы статьи [Mazilkin, Myshlyaev, 2006] связывают с образованием новых границ из субграниц. При последующих двух часах отжига размер зерен немного увеличивается, но практически не превышает исходный, при этом сохраняется равноосность структуры. При температуре 723 К наблюдается значительный рост зерен: в структуре встречаются большие рекристаллизованные зерна и близкие по размеру к исходным. Такое поведение связано с изменением фазового состава при более высокой температуре: уже не наблюдаются включения частиц Al_2LiMg (в соответствии с ранее приведенной информацией из [Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021] они растворяются при 648–773 К), вместо них обнаружены сферические частицы фазы δ (AlLi) размером 0.5–1.5 мкм. Полагается, что

образование последних связано с трансформацией частиц Al_3Li в AlLi, которая происходит при температурах порядка 630 К.

При восьмом режиме подготовки (см. табл. 1) [Myshlyaev et al., 2006] структура также состоит из зерен и субзерен, но их размер меньше. Это обусловлено более низкой температурой РКУП. Размер зерен варьируется от 250 нм до 2 мкм (иногда могут встречаться более крупные зерна), размер субзерен может меняться от 80 до 700 нм в зависимости от размера зерен, мелкие зерна не содержат субзерен. Как и в предыдущем случае, в материале наблюдаются частицы интерметаллидных фаз Al_3Li, Al_3Zr, Al_2LiMg.

Для девятого способа подготовки структуры (см. табл. 1) [Myshlyaev et al., 2011; Грязнов и др., 2011] информация о структуре не представлена.

Для сплава 1421 (см. табл. 2, способы 1–7) [Kolobov et al., 2002; Islamgaliev et al., 2003; Kolobov et al., 2004; Valiev et al., 2004; Kaibyshev et al., 2005; Islamgaliev et al., 2006; Naydenkin et al., 2006; Islamgaliev et al., 2007; Yunusova et al., 2007; Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Yunusova et al., 2008; Islamgaliev et al., 2009; Kaibyshev et al., 2010; Kaibyshev, 2016] все основные характеристики структуры и закономерности ее образования сходны со сплавом 1420. После РКУП формируется структура с мелкими равноосными зернами порядка 1 мкм, большой долей высокоугловых границ и мелкими частицами фаз Al_3Li, Al_3Zr размером 20–60 нм, а также более крупными частицами Al_2LiMg и/или AlLi. Дополнительно в сплаве 1421 наблюдаются мелкие частицы Al_3Sc, которые совместно с Al_3Zr и большой долей высокоугловых границ обеспечивают устойчивость ультрамелкозернистой структуры при статическом отжиге при температурах СПД [Kolobov et al., 2002; Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Kaibyshev, 2016]. В [Kaibyshev et al., 2005] приводится информация о сильной корреляции между долей высокоугловых границ и стабильностью структуры при отжиге: если их доля составляет менее 62 %, то структура эволюцинирует неоднородно и проявляет нестабильность, при доле более 62 % в процессе отжига структура достаточно стабильна и не наблюдается большого роста зерен.

Было исследовано несколько режимов РКУП при разном количестве проходов и температуре (см. табл. 2, способы 1–3) [Kaibyshev et al., 2005; Kaibyshev, 2016]. После первого режима РКУП формируется неоднородная структура – равноосные зерна со средним размером 0.6 мкм чередуются с удлиненными субзернами с размером 0.7 мкм в продольном направлении, плотность дислокаций в субзернах достигает $1{,}4 \cdot 10^{14}$ м$^{-2}$. Несмотря на то, что доля высокоугловых границ составляет порядка 60 %, доля полностью окруженных высокоугловыми границами зерен не так велика. После обработки по второму и третьему режиму РКУП структура становится почти полностью рекристаллизованной с преобладанием высокоугловых границ (их доля составляет 90 и 92 % соответственно), состояние которых близко к равновесному. Повышение температуры РКУП с 598 К до 673 К приводит к увеличению среднего размера зерен с 0.8 до 2.6 мкм и уменьшению плотности дислокаций с $7 \cdot 10^{12}$ до 10^{11} м$^{-2}$.

Четвертый, пятый и шестой способы РКУП с последующей прокаткой (см. табл. 2) [Islamgaliev et al., 2003; Valiev et al., 2004; Islamgaliev et al., 2006; Islamgaliev et al., 2007; Yunusova et al., 2007; Yunusova et al., 2008; Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Islamgaliev et al., 2009; Kaibyshev et al., 2010] позволяют получать листовые заготовки. После 8 проходов РКУП при 598К по маршруту С [Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Kaibyshev et al., 2010] формируется практически полностью рекристаллизованная структура со средним размером зерен 1.7 мкм, доля рекристаллизованных зерен составляет 85 % (из них только 43 % полностью окружены большеугловыми границами), средняя плотность дислокаций в зернах равна $6 \cdot 10^{14}$ м$^{-2}$, доля большеугловых границ составляет примерно 80 %. После прокатки при той же температуре структура становится более однородной, плотность дислокаций увеличивается до $6 \cdot 10^{15}$ м$^{-2}$, средний размер зерен равен 1.6 мкм, доля полностью окруженных высокоугловыми границами зерен равна 51 %, доля высокоугловых границ достигает 90 %. В [Mogucheva, Kaibyshev, 2008] отмечается, что полученная с помощью данного способа подготовки доля высокоугловых границ такая же, как и в сплаве, обработанном во втором режиме, – при 16 проходах РКУП при той же температуре (см. табл. 2). Также различаются средние размеры зерен, что, вероятно, связано с разной исходной структурой заготовок перед РКУП и разными маршрутами. В других исследованиях [Islamgaliev et al., 2007; Yunusova et al., 2007; Yunusova et al., 2008; Islamgaliev et al., 2009] (см. табл. 2, способ 5 и 6) также подтверждается, что после прокатки ультрамелкозернистая структура в материале сохраняется.

Таким образом, в сплавах 1420 и 1421 после РКУП возможно формирование полностью или частично рекристаллизованной ультрамелкозернистой структуры (в некоторых работах, например, [Мазилкин и др., 2004; Грязнов и др., 2011] частично рекристаллизованную структуру с наличием субзерен и субграниц называют субмикрокристаллической). При этом при невысоких температурах РКУП образуются неравновесные большеугловые границы, которые характеризуются повышенным свободным объемом (повышенной плотностью зернограничных дислокаций), при больших температурах РКУП границы, наоборот, близки к равновесным, поскольку уменьшается их избыточный свободный объем (дефектность) за счет процессов возврата и рекристаллизации. Вследствие интенсивных пластических сдвигов, реализуемых в процессе РКУП, в материале появляется большое количество дислокаций, их подвижность ограничена из-за наличия в зернах и на границах частиц различных интерметаллидных фаз, что приводит к упрочнению – затрудняются процессы возврата и рекристаллизации, поэтому требуются последующие проходы для

формирования в сплаве однородной ультрамелкозернистой микроструктуры. Анализ работ показал, что четырех проходов РКУП недостаточно для достижения в сплавах стабильной однородной микроструктуры, требуется как минимум 8 проходов. При этом стабильность структуры характеризуется не только мелким размером зерна, но и преобладающей долей высокоугловых границ, а также наличием частиц. В структуре сплавов присутствуют мелкие частицы Al_3Li, Al_3Zr и Al_3Sc (последние содержатся только в сплаве 1421). После РКУП частицы Al_3Li распределены однородно в материале, частицы Al_3Zr и Al_3Sc имеют менее однородное распределение и, вероятно, с большей плотностью располагаются на различных дефектах преимущественно в нерекристаллизованных зернах и на границах. Крупные частицы Al_2LiMg (и/или AlLi) могут наблюдаться вдоль границ, а также встречаться внутри зерен у скоплений дефектов.

В следующем разделе приведены результаты анализа экспериментальных данных о структуре сплавов 1420 и 1421 системы Al-Li-Mg во время испытания на СПД и ее влиянии на действующие механизмы деформирования.

Таблица 1

Характеристики сплава 1420

Table 1

1420 alloy characteristics

Номер способа подготовки к СПД	Состав сплава (в массовых процентах)	Способ подготовки к СПД методом РКУП: маршрут / кол-во проходов / температура, К	Средний размер зерна перед СПД, мкм	Максимальное удлинение до разрушения, % / Т, К / скорость деформирования, $с^{-1}$	Источник
1	Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr	A / 4 / 673	1.2	550 / 603/ $3.3\cdot10^{-3}$	[Berbon et al., 1996; Berbon et al., 1998; Furukawa et al., 1997; Horita et al., 1997; Valiev et al., 1997; Furukawa et al., 1998; Lee et al., 1999]
2		B_c / 8 / 673	1.3	1200 / 673/ 10^{-2}	
3		B_c / 8 / 673 + 4 / 473	0.8	1200 / 673/ 10^{-1}	
4		A / 8 / 673 + 4 / 473	1.2	1180 / 623/ 10^{-2}	
5	Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr	B_c / 10 / 643	1	350 / 573 / 10^{-2}	[Kolobov et al., 2002; Kolobov et al., 2004; Naydenkin et al., 2014; Naydenkin, Ivanov, 2014; Naydenkin et al., 2021]
6	Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr	B_c / 10 / 643	0.7–0.9	1620 / 673 / 10^{-2}	[Valiev et al., 2001; Valiev et al., 2004; Islamgaliev et al., 2006]
7	Al-5.5Mg-2.2Li-0.12Zr	B_c / 10 / 643	1.5–3	1850 / 643 / $1.7\cdot10^{-2}$	[Мышляев и др., 2001; Мазилкин и др., 2004; Myshlyaev et al., 2005; Mazilkin, Myshlyaev, 2006; Myshlyaev et al., 2006; Myshlyaev et al., 2010; Myshlyaev et al., 2020; Myshlyaev et al., 2022; Корзникова и др., 2022; Myshlyaev et al., 2023]
8		Не указан / 2 / 473 + 2 / 443	0.25–2	250 / 643 / $1.7\cdot10^{-2}$	
9	Al-6Mg-2Li-0.1Zr	B_c / 8 / 573	0.9	1800 / 648 / $3\cdot10^{-3}$	[Myshlyaev et al., 2011; Грязнов и др., 2011]

Таблица 2

Характеристики сплава 1421

Table 2

1421 alloy characteristics

Номер способа подготовки к СПД	Состав сплава (в массовых процентах)	Способ подготовки к СПД методом РКУП: маршрут / кол-во проходов / температура, К	Средний размер зерна перед СПД, мкм	Максимальное удлинение до разрушения, % / Т, К / скорость деформирования, $с^{-1}$	Источник
1	Al-4.1Mg-2Li-0.16Sc-0.08Zr	B_c / 12 / 513	0.6–0.7	740 / 673 / $1.4\cdot10^{-2}$	[Kaibyshev et al., 2005; Kaibyshev, 2016]
2		B_c / 16 / 598	0.8	2000 / 673 / $1.4\cdot10^{-2}$	
3		B_c / 16 / 673	2.6	3000 / 723 / $1.4\cdot10^{-2}$	
4	Al-5.1Mg-2.1Li-0.17Sc-0.08Zr	C_x / 8 / 598 + прокатка	1.6	2700 / 723 / $1.4\cdot10^{-2}$	[Mogucheva, Kaibyshev, 2008; Kaibyshev et al., 2010]
5	Al-5.5Mg-2.2Li-0.2Sc-0.12Zr	B_c / 10 / 643	0.7	780 / 673 /10^{-2}	[Islamgaliev et al., 2003; Valiev et al., 2004; Islamgaliev et al., 2006; Islamgaliev et al., 2007; Yunusova et al., 2007; Yunusova et al., 2008; Islamgaliev et al., 2009]
6		B_c / 10 / 643 + прокатка	0.83	530 / 673 / 10^{-2}	
7	Al-5Mg-2.2 Li-0.2Sc-0.12Zr	B_c / 12 / 643	1.3	900 / 673 / 10^{-2}	[Kolobov et al., 2002; Kolobov et al., 2004; Naydenkin et al., 2006]

3. Об изменении структуры сплавов 1420 и 1421 во время испытания на сверхпластическое деформирование и ее влиянии на действующие механизмы

Из табл. 1 и 2 видно, что в ультрамелкозернистых сплавах 1420 и 1421 максимальные относительные удлинения (в диапазоне 500–2000 %) наблюдаются, как правило, при относительно высоких скоростях деформирования порядка 10^{-2} $с^{-1}$ и температурах 643–673 К. Хорошие показатели удлинения (в диапазоне 400–1000 %) возможны в этих сплавах в интервале скоростей 10^{-3}–10^{-1} $с^{-1}$ и при более низких температурах – порядка 523–623 К [Berbon et al., 1998; Valiev et al., 1997; Lee et al., 1999; Kolobov et al., 2002; Myshlyaev et al., 2006; Yunusova et al., 2007; Kaibyshev et al., 2010; Myshlyaev et al., 2022]. Кривые растяжения при рассматриваемых условиях демонстрируют стадийность (колоколообразность), что связано, как было отмечено ранее в [Шарифуллина и др., 2018], с действием и взаимодействием различных механизмов, а также сменой их ролей при деформировании. Из приведенных результатов анализа следует, что важно углубить систематизацию и анализ экспериментальных данных с акцентированием внимания на основных характеристиках эволюционирующей структуры материала во время испытания на СПД и ее влиянии на действующие механизмы, поскольку это необходимо для построения физически обоснованной конститутивной модели, позволяющей совершенствовать процесс СП-формования. В рамках данной статьи это сделано для сплавов 1420 и 1421 системы Al-Li-Mg с особым вниманием к частицам.

Все испытания на СПД образцов из сплавов 1420 и 1421 (см. табл. 1 и 2) проведены с помощью одноосного растяжения. В [Berbon et al., 1998] приводится информация, что средний размер зерен после растяжения при 623 К и скорости деформации 10^{-2} $с^{-1}$ (см. табл. 1, строка 4) увеличивается до 2 мкм (исходный размер зерен составлял 1.2 мкм). В [Lee et al., 1999] представлено больше данных (см. табл. 1, строка 2 и 3). Образцы, подготовленные с помощью 8 проходов РКУП при 673 К, после растяжения при 673 К и скорости деформации 10^{-1} $с^{-1}$ демонстрируют удлинения 750 %, средний размер зерен возрастает до 2.9 мкм (от 1.3 мкм), при этом зерна сохраняются практически равноосными. После растяжения при тех же условиях других образцов, обработанных дополнительно 4 проходами РКУП при более низкой температуре 473 К, удлинения составляют около 1210 %, зерна также остаются равноосными, в зоне захвата размер зерен увеличивается до 1.4 мкм, в рабочей части образца – до 2.5 мкм (от 0.8 мкм). Для обоих случаев отмечается, что высокая скорость испытания предотвращает зарождение и рост внутренних пор, которые обычно наблюдаются в стандартных СП-образцах (с мелкозернистой структурой порядка 5–10 мкм, при более низких скоростях и высоких температурах СПД), однако обнаружены признаки обширного растрескивания вдоль некоторых границ зерен. После растяжения образцов, обработанных дополнительно 4 проходами РКУП при той же температуре 673 К, но при более высокой скорости 10^{0} $с^{-1}$, удлинения достигают 950 %, зерна сохраняются равноосными, размер зерен в зоне захвата увеличивается до 1.2 мкм, в рабочей части образца – до 1.8 мкм (от 0.8 мкм). В данном случае наблюдается более умеренный рост зерен, растрескивания по границам не наблюдалось.

В [Мазилкин и др., 2004; Mazilkin, Myshlyaev, 2006; Myshlyaev et al., 2005] приведены результаты исследования структуры в процессе испытания на растяжение при 643 К и скорости деформации $1{,}7 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$ (см. табл. 1, строка 7). Исходная структура (перед испытанием на СПД) имеет равноосные зерна со средним размером порядка 1.5 мкм. При 110 и 300 % деформации преобладают вытянутые зерна, при больших степенях – 900 и 1200 % – структура вновь равноосная. Средний размер зерен с ростом степени деформации несколько увеличивается (до 2 мкм), средняя плотность дислокаций уменьшается до 10^{10}–10^{11} $м^{-2}$ (до испытания составляла 10^{13} $м^{-2}$), видимых изменений в размере, форме и распределении вторичных фаз не наблюдается. В качестве важного момента отмечается, что на заключительной стадии деформирования во многих зернах наблюдается низкая плотность дислокаций, внутри и по границам зерен расположены мелкие частицы Al_2LiMg, образующие цепочки вдоль границ, что указывает на предшествующее действие динамической рекристаллизации, ЗГС и миграции границ [Myshlyaev et al., 2005]. Сопоставление данных по эволюционирующей структуре при СПД с соответствующими результатами механических испытаний, а также определение энергии активации позволило авторам работ [Мазилкин и др., 2004; Mazilkin, Myshlyaev, 2006; Myshlyaev et al., 2005] сделать вывод, что на стадии упрочнения величина энергии активации пластического течения соответствует значению энергии активации самодиффузии в зернах, что отвечает внутризеренному дислокационному скольжению (ВДС), а на стадии разупрочнения – самодиффузии по границам, что соответствует зернограничному скольжению (ЗГС). Эти данные согласуются с изменением структуры: для первой стадии (упрочнения) характерны удлиненные зерна, для второй стадии (разупрочнения) – равноосные с пониженной плотностью дислокаций.

Анализ текстуры при тех же условиях растяжения (при 643 К и скорости деформации $1.7 \cdot 10^{-2}$ $с^{-1}$) подтверждает описанные выше закономерности [Myshlyaev et al., 2010]. Показано, что при деформации до 100 % формируется текстура растяжения за счет внутризеренного скольжения с осью <111>, характерная для ГЦК металлов. При 500 % деформации обнаружена смена преобладающего кристаллографического направления, совпадающего с направлением растяжения, и вместо компоненты <111> появляется компонента <110>. Отмечается, что изменение текстуры может быть связано либо со сменой действующих систем скольжения, либо с развитием

динамической рекристаллизации [Myshlyaev et al., 2010]. При 1000 % деформации наблюдается рассеяние текстуры, что свидетельствует об активации некристаллографических механизмов деформации, связанных со скольжением по границам зерен (в обзоре [Шарифуллина и др., 2018] приводится информация о тенденции ослабления изначально существовавшей текстуры для других сплавов).

В современных исследованиях [Корзникова и др., 2022; Myshlyaev et al., 2022; Myshlyaev et al., 2023] при растяжении образцов при той же температуре 643 К и близкой скорости деформирования $3 \cdot 10^{-2}$ с$^{-1}$ прослеживаются тенденции, аналогичные вышеобозначенным. В работах более детально рассматривается структура и возможные действующие механизмы. В частности, показано, что немаловажную роль играет механизм ВДС. При повышенных скоростях деформации уменьшается влияние диффузионных процессов, увеличивается напряжение течения, что способствует более активной генерации решеточных дислокаций (ЗГС приводит к концентрации напряжений в тройных стыках, а ВДС выступает в качестве аккомодационного механизма [Корзникова и др., 2022]). Авторы настоящей статьи полагают, что активная генерация решеточных дислокаций происходит также и за счет наличия в зернах и по границам частиц интерметаллидных фаз. Скольжение большого количества дислокаций внутри зерен способствует их удлинению в направлении растяжения. Скопления дислокаций внутри удлиненных зерен приводят к формированию из них стенок с дальнейшим образованием малоугловых границ в поперечном по отношению к оси растяжения направлении. В результате в структуре наблюдаются цепочки из практически равноосных зерен, которые, как правило, ориентированы в направлении растяжения, а зерна в них зачастую имеют близкую ориентацию, реже – высокоугловую разориентацию (иными словами, происходит фрагментация удлиненного зерна на отдельные равноосные составляющие) [Корзникова и др., 2022, Myshlyaev et al., 2022]. Этот процесс происходит непрерывно и последовательно охватывает различные части материала, в связи с чем при всех степенях деформации отмечается бимодальность распределения зерен по размеру, однако более явно она выражена на начальных стадиях испытания.

К сожалению, во всех найденных исследованиях по СПД сплавов 1420 и 1421 не удалось встретить более подробную информацию об эволюции частиц интерметаллидных фаз во время испытания на растяжение, что подтверждает сложность всех рассматриваемых процессов и необходимость дальнейшего изучения данного вопроса. Ниже, на основании всех проанализированных в рамках данной статьи работ, будут приведены некоторые *предположения* о том, что происходит с частицами во время испытания на СПД.

Во-первых, напомним, что перед СПД (после РКУП) в сплавах 1420 и 1421 структура может быть полностью или частично рекристаллизованной со средним размером зерен порядка 1 мкм и со значимой долей высокоугловых границ. В сплавах обнаружены мелкие частицы Al_3Li, Al_3Zr и Al_3Sc (последние содержатся только в сплаве 1421). Частицы Al_3Li распределены однородно в материале, частицы Al_3Zr и Al_3Sc имеют менее однородное распределение и, вероятно, с большей плотностью располагаются на различных дефектах преимущественно в нерекристаллизованных зернах и на границах. Крупные частицы Al_2LiMg (и/или AlLi) могут наблюдаться вдоль границ, а также встречаться внутри зерен на различных дефектах. При нескольких режимах подготовки структуры с помощью РКУП (см. табл. 1, способы 1–4) частицы последнего типа не обнаружены (данный вопрос обсуждался в разделе 2).

В разделе 2 отмечалось, что при РКУП при 673 К частицы Al_3Li полностью растворяются, что следует из фазовой диаграммы бинарного Al-Li сплава, исходя из которой 2.2 % Li образуют твердый раствор с Al при 673 К [Berbon et al., 1996; Furukawa et al., 1997]. При растяжении при 673 К должна наблюдаться похожая картина – метастабильная фаза δ′ (Al_3Li) не должна образовываться, вклад в упрочнение твердого раствора дают только атомы Li, но он незначителен [Srivatsan et al., 2014] (так как атомы Li и Al имеют близкий атомный диаметр). К твердорастворному упрочнению в рассматриваемых сплавах могут также приводить атомы Mg (максимальная растворимость Mg в Al составляет 17.4 % при 723 К [Луц, Суслина, 2013]): из-за большего диаметра атомов Mg по сравнению с Al им энергетически более выгодно располагаться в области под краем экстраплоскостей, что приводит к торможению движения дислокаций, для их скольжения требуются большие напряжения.

При более низких температурах испытания на растяжение (в табл. 1 и 2 – 643 К и ниже) небольшая доля частиц Al_3Li может сохраняться в материале из-за неполного растворения Li в алюминиевой матрице. Такие частицы приводят к упрочнению, как отмечается, например, в [Srivatsan et al., 2014], наибольший вклад в упрочнение вносят «модульная» (modulus hardening) и «упорядоченная» (order hardening) составляющие. В первом случае упрочнение возникает из-за разного модуля сдвига частицы и матрицы, что приводит к изменению энергии натяжения дислокационной линии при ее пересечении частицы. Механизм второго типа упрочнения можно описать следующим образом. Происходит перерезание частиц дислокациями [Новиков, 1975; Starke et al., 1981; Prasad et al., 2003; Apps et al., 2005; De et al., 2011; Venkatachalam et al., 2015; Yu et al., 2019; Wang et al., 2019], при этом дислокации движутся парами – первая перерезает частицу с образованием антифазной границы, вторая дислокация восстанавливает порядок и т.д., для этого требуются большие напряжения и соответственно происходит упрочнение. По мере перерезания частицы (чем меньше становится площадь контакта двух разрезаемых «половинок») дислокациям становится двигаться все легче, что приводит к уменьшению

сопротивления дальнейшему движению дислокаций и снижению скорости упрочнения, поэтому дислокациям из соседних плоскостей скольжения проще двигаться по рассматриваемой плоскости разрезания (чем начинать перерезать частицу в другом месте), и скольжение локализуется. Когда частица полностью перерезалась дислокациями, условные «половинки» частицы, вероятно, постепенно расходятся и приближаются к границам, т.е. вблизи границ постепенно и неоднородно скапливаются «остатки» перерезанных частиц, которые объединяются и укрупняются. Когда их размер превысит 0.3 мкм, то когерентность метастабильной фазы δ′ (Al3Li) теряется, и она трансформируется в равновесную фазу δ (AlLi). Поскольку частицы δ (AlLi) достаточно крупные, а границы в ультрамелкозернистых материалах «рыхлые», то частицы оказываются в границах. В результате в приграничных областях появляются «обедненные» Li зоны. Эти зоны более слабые в том смысле, что там легче осуществляется движение дефектов, поэтому они могут стать местами преимущественной деформации, приводящей к неоднородности деформации и высоким концентрациям напряжений в тройных стыках, что в конечном счете привет к межкристаллитному разрушению.

В рассматриваемых ультрамелкозернистых сплавах описанный в конце предыдущего абзаца процесс локализации деформации может быть подавлен. Как известно, помимо сильного взаимодействия Mg с дислокациями он склонен к сегрегации по границам зерен. Можно предположить, что в процессе деформации какая-то доля атомов Mg будет перемещаться в приграничные области с образованием там скоплений и/или частиц Al_2LiMg. Все сформированные по границам зерен фазы и скопления должны препятствовать миграции границ, т.е. ограничивать рост зерен. К ограничению роста зерен, как отмечалось ранее, приводят и мелкие дисперсоиды Al_3Zr, расположенные по границам (из-за малой доли в материале их роль в упрочнении второстепенная, их основная функция – закрепление границ). Тем частицам Al_3Zr, которые исходно располагаются внутри зерен, из-за низкой скорости диффузии Zr в Al и высокой термической стабильности энергетически невыгодно перемещаться, поэтому они могут давать некоторый вклад в упрочнение (выше отмечено, что дислокации огибают их). Возможен случай, что граница (при отсутствии на пути иных препятствий) будет мигрировать до тех пор, пока не затормозится этими частицами.

Таким образом, все представленные в данном разделе данные, закономерности и предположения демонстрируют весьма сложный характер действия и взаимодействия механизмов, а также влияния на них эволюционирующей структуры материала в процессе испытания на СПД. Прослеживается тенденция, что по мере увеличения степени деформации первоначальное преобладание кристаллографического механизма деформации (ВДС) постепенно сменяется на некристаллографический (ЗГС), при этом роль ВДС важна на всех стадиях испытания (на заключительной стадии ВДС выступает в качестве аккомодационного механизма для ЗГС, обеспечивая приток решеточных дислокаций в границы), а также наблюдаются признаки таких процессов как динамический рост, рекристаллизация и фрагментация. На все перечисленные механизмы и процессы значительное влияние оказывают частицы интерметаллидных фаз.

Заключение

Представлен аналитический обзор экспериментальных работ, посвященных результатам исследований СП алюминий-литиевых сплавов 1420 и 1421 с акцентированием внимания на основных особенностях структуры материала до и во время испытания на СПД, а также ее влияния на действующие механизмы – ВДС, ЗГС, динамическую рекристаллизацию. Анализ результатов показал, что в таких сплавах с помощью РКУП возможно формирование полностью или частично рекристаллизованной ультрамелкозернистой структуры, важными характеристиками которой является не только мелкий размер зерен, но и значимая доля высокоугловых границ, а также наличие частиц интерметаллидных фаз. Все перечисленные характеристики в совокупности способствуют стабилизации структуры материала в процессе СПД и достижению высоких степеней относительного удлинения, в частности, при высоких скоростях деформирования и относительно умеренных температурах, что весьма актуально для развития промышленных технологических процессов благодаря снижению ресурсоемкости изготовления изделий.

Приведенные в статье результаты анализа экспериментальных данных, выявленные закономерности, а также сделанные предположения позволяют сформировать более полное представление о физической природе процесса деформирования с переходом к режиму структурной сверхпластичности для сплавов системы Al-Li-Mg, что позволит разработать сценарий действия и взаимодействия механизмов с учетом влияния эволюционирующей структуры материала. Последний будет являться концептуальной основной для развития многоуровневой конститутивной модели для описания неупругого деформирования перспективного класса алюминиево-литиевых сплавов, позволяющей анализировать разные режимы деформирования (включая предварительную подготовку образцов методами ИПД, а также переход к режиму структурной сверхпластичности) и применимой для исследования многостадийных технологических процессов с точки зрения действующих механизмов, структуры и их взаимовлияния.

Библиографический список

1. Автократова Е.В. и др. Высокоскоростная сверхпластичность алюминиевого сплава 1570С с бимодальной структурой, полученной равноканальным угловым прессованием и прокаткой // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5 (2). – С. 129–132. DOI: 10.22226/2410-3535-2015-2-129-132

2. Антипов В.В. и др. Влияние режимов гомогенизационного отжига на структурно-фазовое состояние и механические свойства слитков из алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды ВИАМ. – 2019. – № 3 (75). – С. 44–52. DOI:10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52

3. Антипов В.В., Клочкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. – 2017. – С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211

4. Бобрук Е.В., Мурашкин М.Ю. Проявление низкотемпературной сверхпластичности в высокопрочном ультрамелкозернистом сплаве 7XXX // XII всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сб. тр. В 4 т. – Т. 3. – 2019. – С. 1393–1395.

5. Векман А.В., Демьянов Б.Ф., Шмаков И.А. Коэффициенты зернограничной самодиффузии в алюминии (компьютерный расчет) // Физика. – 2013. – С. 141–145. DOI: 10.14258/izvasu(2013)1.2-28

6. Волхонский А.Е., Ковалевич М.В., Гончаров А.В. Применение эффекта сверхпластичности – новые возможности в современных процессах металлообработки // Образовательные технологии. – 2014. – № 4. – С. 120–128.

7. Грязнов М.Ю. и др. Сверхпластичность алюминиевых сплавов системы Al-Li-Mg, полученных методом равноканального углового прессования // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 6 (1). – С. 49–57.

8. Гуреева М.А., Грушко О.Е. Алюминиевые сплавы в сварных конструкциях современных транспортных средств // Конструкционные материалы. – 2009. – С. 27–41.

9. Добаткин С.В. Механические свойства ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов и возможности использования // Технология легких сплавов. – 2011. – № 3. – С. 5–17.

10. Ерисов Я.А. Инновационные процессы обработки металлов давлением с большими интенсивными пластическими деформациями в прокатно-прессовом производстве [Электронный ресурс]: электрон. учеб.-метод. комплекс дисциплины. – Самара, 2013. – 85 с.

11. Иванов К.В., Найденкин Е.В. Особенности структуры и механихеских свойств чистого алюминия и сплава 1420 после воздействия интенсивной пластической деформации // Известия Томского политехнического университета. – 2009. – Т. 315, № 2. – С. 118–122.

12. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.

13. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.

14. Кищик А.А., Котов А.Д., Михайловская А.В. Особенности микроструктуры и сверхпластичности при повышенных скоростях деформации сплава системы Al–Mg–Ni–Fe–Mn–Cr–Zr // Физика металлов и металловедение. – 2019. – Т. 120, № 10. – С. 1101–1108. DOI: 10.1134/S0015323019100048

15. Кищик А.А., Михайловская А.В. Сплав на основе алюминия для высокоскоростной сверхпластической формовки // Уральская школа молодых металловедов. – 2022. – С. 52–56.

16. Колобнев Н.И. Алюминиево-литиевые сплавы со скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 7. – 10 с.

17. Колобнев Н.И. История развития, фазовый состав и свойства сплавов системы Al–Cu–Li // Технология легких сплавов. – 2015. – № 2. – С. 46–52.

18. Корзникова Г.Ф. и др. Сверхпластическое поведение алюминиевого сплава 1420 с мелкозернистой структурой // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т.25, № 2. – С. 47–55.

19. Котов А.Д. Разработка алюминиевого сплава повышенной прочности, обладающего высокоскоростной сверхпластичностью. – Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – М., 2013. – 105 с.

20. Котов А.Д., Михайловская А.В., Портной В.К. Влияние состава твердого раствора на показатели сверхпластичности сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115, № 7. – С. 778–784. DOI: 10.7868/S0015323014070043

21. Лутфуллин Р.Я. Сверхпластичность и твердофазное соединение наноструктурированных материалов. Часть I. Влияние размера зерна на твердофазную свариваемость сверхпластичных сплавов // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 59–64. DOI: 10.22226/2410-3535-2011-1-59-64

22. Луц А.Р., Суслина А.А. Алюминий и его сплавы: учебное пособие. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.

23. Мазилкин А.А., Камалов М.М., Мышляев М.М. Структура и фазовый состав сплава Al-Mg-Li-Zr в условиях высокоскоростной сверхпластичности // Физика твердого тела. – 2004. – Т. 46, № 8. – С. 1416–1421.

24. Мулюков Р.Р. и др. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии. – М.: Наука, 2014. – 284 с.

25. Мышляев М.М., Прокунин М.А., Шпейзман В.В. Механическое поведение микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43, № 5. – С. 833–838.

26. Мышляев М.М., Шпейзман В.В., Камалов М.М. Стадийность деформации микрокристаллического алюминий-литиевого сплава в условиях сверхпластичности // Физика твердого тела. – 2001. – Т. 43, № 1. – С. 2015–2020.

27. Никулин И.А., Кипелова А.Ю. Низкотемпературная сверхпластичность сплава Al-Mg-Mn, подвергнутого ИПД // Современные проблемы науки и образования. – 2012. – № 5. – 8 с.

28. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 208 с.

29. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. – М.: Металлургия, 1981. – 168 с.

30. Орлова Т.С. и др. Особенности упрочнения структурированного интенсивной пластической деформацией сплава Al−Cu−Zr // Физика твердого тела. – 2021. – Т. 63, вып. 10. – С. 1572–1584. DOI: 10.21883/FTT.2021.10.51408.104

31. Распосиенко Д.Ю. Влияние мегапластической деформации и термической обработки на структуру и свойства высокопрочных стареющих сплавов на основе Al-Li. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Екатеринбург, 2017. – 174 с.

32. Трусов П.В., Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И. Многоуровневая модель для описания пластического и сверхпластического деформирования поликристаллических материалов // Физическая мезомеханика. – 2019. – Т. 22, № 2. – С. 5–23. DOI: 10.24411/1683-805X-2019-12001

33. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.

34. Фридляндер И.Н. Современные алюминиевые, магниевые сплавы и композиционные материалы на их основе // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2002. – № 7. – С. 24–29.

35. Шарифуллина Э.Р., Швейкин А.И., Трусов П.В. Обзор экспериментальных исследований структурной сверхпластичности: эволюция микроструктуры материалов и механизмы деформирования // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – С. 103–127. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.3.11

36. Шоршоров М.Х. и др. Сверхпластичность сталей и сплавов и ресурсосберегающие технологии процессов обработки металлов давлением. – Тула: Изд. ТГУ, 2018. – 158 с.

37. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Портной В.К. Структурные изменения при сверхпластической деформации сплавов системы Al-Mg-Mn-Cr // Письма о материалах. – 2013. – Т. 3. – С. 122–125.

38. Abd El-Aty A. et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: a review // Journal of Advanced Research. – 2018. – Vol. 10. – P. 49–67. DOI: 10.1016/j.jare.2017.12.004

39. Akamatsu H. et al. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP // Scripta mater. – 2001. – Vol. 44. – P. 759–764. DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7

40. Apps P.J., Berta M., Prangnell P.B. The effect of dispersoids on the grain refinement mechanisms during deformation of aluminium alloys to ultra-high strains // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53, iss. 2. – P. 499–511. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.09.042

41. Barnes A.J. et al. Recent application of superformed 5083 aluminum alloy in the aerospace industry // Materials Science Forum. – 2013. – Vol. 735. – P. 361–371. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.735.361

42. Barnes A.J. Superplastic forming 40 years and still growing // JMEPEG. – 2007. – Vol. 16. – P. 440–454. DOI: 10.1007/s11665-007-9076-5

43. Berbon P. et al. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing // Materials Science Forum. – 1996. – Vols. 217–222. – P. 1013–1018. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013

44. Berbon P. et al. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining // Metallurgical and materials transactions A. – 1998. – Vol. 29A. – P. 2237–2243.

45. Betsofen S.Ya., Antipov V.V., Knyazev M.I. Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys: phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties (review) // Russian Metallurgy (Metally). – 2016. – Vol. 2016, no. 4. – P. 326–341. DOI: 10.1134/S0036029516040042

46. Bhatta L. et al. Recent development of superplasticity in aluminum alloys: a review // Metals. – 2020. – Vol. 10 (1). – 26 p. DOI: 10.3390/met10010077

47. Chinh N.Q. et al. Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys // Materials Research Letters. – 2021. – Vol. 9, no. 11. – P. 475–482. DOI: 10.1080/21663831.2021.1976293

48. Chumachenko E.N. et al. Analysis of the SPF of a titanium alloy at lower temperatures // Journal of Materials Processing Technology. – 2005. – Vol. 170. – P. 448–456. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2005.02.270

49. Davydov V.G. et al. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys // Materials Science and Engineering. – 2000. – Vol. A280. – P. 30–36. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00652-8

50. De P.S., Mishra R.S., Baumann J.A. Characterization of high cycle fatigue behavior of a new generation aluminum lithium alloy // Acta Materialia. – 2011. – Vol. 59, is. 15. – P. 5946–5960. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.06.003

51. Deschamps A. et al. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al–Li–Mg alloy // Acta Materialia. – 2012. – Vol. 60. – P. 1917–1928. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.01.010

52. Deschamps A. et al. Influence of Mg and Li content on the microstructure evolution of Al-Cu-Li alloys during long-term ageing // Acta Materialia. – 2017. – Vol. 122. – P. 32–46. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.036

53. Deschamps A. et al. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 4010–4021. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.015

54. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Chapter 11 – Aluminium Lithium Alloys // Fundamentals of Aluminium Metallurgy. – 2018. – P. 387–438. DOI: 10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4

55. Dupuy L., Blandin J.-J. Damage sensitivity in a commercial Al alloy processed by equal channel angular extrusion // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 3251–3264. DOI: 10.1016/S1359-6454(02)00147-7

56. Estrin Y., Murashkin M., Valiev R. 16 – Ultrafine-grained aluminium alloys: processes, structural features and properties // Fundamentals of Aluminium Metallurgy. – 2011. – P. 468–503. DOI: 10.1533/9780857090256.2.468

57. Furukawa M. et al. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy // Metallurgical and materials transactions A. – 1998. – Vol. 29A. – P. 169–177. DOI: 10.1007/s11661-998-0170-6

58. Furukawa M. et al. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size // Acta mater. – 1997. – Vol. 45, no. 11. – P. 4751–4757.

59. Furukawa M. et al. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering. – 1998. – Vol. A257. – P. 328–332. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00750-3

60. Hefti L.D. Commercial airplane applications of superplastically formed AA5083 aluminum sheet // JMEPEG. – 2007. – Vol. 16. – P. 136–141. DOI: 10.1007/s11665-007-9023-5

61. Horita Z. et al. Processing of an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size // Materials Science Forum. – 1997. – Vol. 243–245. – P. 239–244.

62. Horita Z. et al. Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation // Acta Mater. – 2000. – Vol. 48. – P. 3633–3640. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00182-8

63. Horita Z., Fujinami T., Langdon T.G. The potential for scaling ECAP: effect of sample size on grain refinement and mechanical properties // Materials Science and Engineering. – 2001. – Vol. A318. – P. 34–41. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01339-9

64. Islamgaliev R.K. et al. Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing // Scripta Materialia. – 2003. – Vol. 49. – P. 467–472. DOI: 10.1016/S1359-6462(03)00291-4

65. Islamgaliev R.K. et al. Structure and mechanical properties of strips and shapes from ultrafine-grained aluminum alloy 1421 // Metal Science and Heat Treatment. – 2009. – Vol. 51, nos. 1–2. – P. 82–86.

66. Islamgaliev R.K. et al. Superplasticity of ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECAP and warm rolling // Materials Science Forum. – 2007. – Vols. 551–552. – P. 13–20. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.13

67. Islamgaliev R.K. et al. The effect of alloying elements on superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy // Reviews on Advanced Materials Science. – 2010. – Vol. 25. – P. 241–248.

68. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys // Materials Science Forum. – 2006. – Vols. 503–504. – P. 585–590. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585

69. Ivanov R. The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of a third generation Al-Cu-Li alloy. – A thesis submitted to McGill University in partial fulfillment of the requirements of the degree of Masters in Materials Engineering, 2012. – 138 p.

70. Kablov E.N. et al. Development and application prospects of aluminum–lithium alloys in aircraft and space technology // Metallurgist. – 2021. – Vol. 65, nos. 1–2. – P. 72–81. DOI: 10.1007/s11015-021-01134-9

71. Kaibyshev R. et al. Achieving high strain rate superplasticity in an Al–Li–Mg alloy through equal channel angular extrusion // Materials Science and Technology. – 2005. – Vol. 21, no. 4. – P. 408–418. DOI: 10.1179/174328405X36610

72. Kaibyshev R. et al. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy subjected to simple thermomechanical processing // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 54. – P. 2119–2124. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.03.020

73. Kaibyshev R. Mechanism of low-temperature superplastic deformation in aluminum alloys containing a dispersion of nanoscale $Al_3(Sc,Zr)$ particles // Materials Science Forum. – 2016. – Vols. 838–839. – P. 150–156. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.838-839.150

74. Kaibyshev R., Tagirov D., Mogucheva A. Cost-affordable technique involving equal channel angular pressing for the manufacturing of ultrafine grained sheets of an Al–Li–Mg–Sc alloy // Advanced engineering materials. – 2010. – Vol. 12, no. 8. – P.735–739. DOI: 10.1002/adem.201000032

75. Kamachi M. et al. Equal-channel angular pressing using plate samples // Materials Science and Engineering. – 2003. – Vol.A361. – P. 258–266. DOI: 10.1016/S0921-5093(03)00522-7

76. Kawasaki M., Langdon T.G. Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials // J Mater Sci. – 2007. – Vol. 42. – P. 1782–1796. DOI: 10.1007/s10853-006-0954-2

77. Kawasaki M., Langdon T.G. Review: achieving superplastic properties in ultrafine-grained materials at high temperatures // J Mater Sci. – 2016. – Vol. 51. – P. 19–32. DOI: 10.1007/s10853-015-9176-9

78. Khokhlatova L.B. et al. Aluminum-lithium alloys for aircraft building // Metallurgist. – 2012. – Vol. 56, nos. 5–6. – P. 336–341.

79. Kolobov Yu.R. et al. Superplasticity and true grain-boundary sliding in Al–Mg–Li alloys produced by equal-channel angular pressing // Metally. – 2004. – No. 2. – P. 12–20.

80. Kolobov Yu.R. et al. The effect of severe plastic deformation on the structure and mechanical properties of Al–Mg–Li alloys // Russian Physics Journal. – 2002. – Vol. 45, no. 5. – P. 453–457. DOI: 10.1023/A:1021024203376

81. Kulas M.A. et al. Deformation mechanisms in superplastic AA5083 materials // Metallurgical and materials transactions A. – 2005. – Vol. 36A. – P. 1249–1261.

82. Kulkarni G.J., Banerjee D., Ramachandran T.R. Physical metallurgy of aluminium-lithium alloys // Bull. Mater. Sci. – 1989. – Vol. 12, nos. 3–4. – P. 325–340.

83. Kumar P., Kawasaki M., Langdon T.G. Review: overcoming the paradox of strength and ductility in ultrafine-grained materials at low temperatures // J Mater Sci. – 2016. – Vol. 51. – P. 7–18. DOI: 10.1007/s10853-015-9143-5

84. Kumar S., McShane H.B., Sheppard T. Effect of zirconium and magnesium additions on properties of Al–Li based alloy // Materials Science and Technology. – 1994. – Vol. 10. – P. 162–172. DOI: 10.1179/mst.1994.10.2.162

85. Langdon T.G. The background to superplastic forming and opportunities arising from new developments // Solid State Phenomena. – 2020. – Vol. 306. – P. 1–8. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.306.1

86. Lavernia E.J., Grant N.J. Aluminium-lithium alloys // Journal of materials science. – 1987. – Vol. 22. – P. 1521–1529.

87. Lee S. et al. Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation // Materials Science and Engineering A272. – 1999. – P. 63–72. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00470-0

88. Lee S. et al. Influence of scandium and zirconium on grain stability and superplastic ductilities in ultrafine-grained Al–Mg alloys // Acta Materialia. – 2002. – Vol. 50. – P. 553–564. DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00368-8

89. Li H. et al. Microstructure and texture characterization of superplastic Al−Mg−Li alloy // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2014. – Vol. 24. – P. 2079–2087. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63315-X

90. Liu S., Cai Y., Wu S. Low temperature superplasticity of 5083 aluminum alloy // Advanced Materials Research. – 2014. – Vols. 941–944. – P. 116–119. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.941-944.116

91. Liu S., Wrobel J.S., LLorca J. First-principles analysis of the Al-rich corner of Al-Li-Cu phase diagram // Acta Materialia. – 2022. – Vol. 236. – P. 118129. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118129

92. Liu X. et al. Superplastic deformation mechanism of an Al-Mg-Li alloy by high resolution surface studies // Materials Letters. – 2021. – Vol. 301. – P. 130251. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130251

93. Liu Z. et al. Sluggish precipitation strengthening in Al–Li alloy with a high concentration of Mg // Journal of materials research and technology. – 2021. – Vol. 11. – P. 1806–1815. DOI: 10.1016/j.jmrt.2021.02.037

94. Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Phenomenology and application of low temperature and high strain rate superplasticity in aluminium alloy 1420 // Materials Science Forum. – 1999. – Vols. 304–306. – P. 261–266. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.261

95. Mazilkin A.A., Myshlyaev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium-lithium alloy after severe plastic deformation // J Mater Sci. – 2006. – Vol. 41. – P. 3767–3772. DOI: 10.1007/s10853-006-2637-4

96. Mishra R.S. et al. High-strain-rate superplasticity from nanocrystalline Al alloy 1420 at low temperatures // Philosophical Magazine A. – 2001. – Vol. 81:1. – P. 37–48. DOI: 10.1080/01418610108216616

97. Mogucheva A.A., Kaibyshev R.O. Structure and properties of aluminum alloy 1421 after equal-channel angular pressing and isothermal rolling // The Physics of Metals and Metallography. – 2008. – Vol. 106, no. 4. – P. 424–433. DOI: 10.1134/S0031918X0810013X

98. Mogucheva A.A., Kaibyshev R.O. Ultrahigh superplastic elongations in an aluminum–lithium alloy // Doklady Physics. – 2008. – Vol. 53, no. 8. – P. 431–433. DOI: 10.1134/S1028335808080065

99. Musin F. et al. High strain rate superplasticity in a commercial Al–Mg–Sc alloy // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50. – P. 511–516. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2003.10.021

100. Myshlyaev M. et al. EBSD study of superplastically strained Al-Mg-Li alloy // Materials Letters. – 2020. – Vol. 275. – P. 128063. DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128063

101. Myshlyaev M. et al. EBSD study of superplasticity: new insight into a well-known phenomenon // Journal of Alloys and Compounds. – 2022. – Vol. 898. – P. 162949. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.162949

102. Myshlyaev M. et al. Microstructural evolution during superplastic deformation of Al-Mg-Li alloy: dynamic recrystallization or grain-boundary sliding? // Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – Vol. 936. – P. 168302. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.168302

103. Myshlyaev M.M. et al. Analysis of mechanisms of plastic deformation of aluminum based alloys for different temperature-velocity modes // Doklady Physics. – 2010. – Vol. 55, no. 2. – P. 64–67.

104. Myshlyaev M.M. et al. Structural state and superplasticity of an aluminum–lithium alloy subjected to equal-channel-angular pressing // The Physics of Metals and Metallography. – 2006. – Vol. 102, no. 3. – P. 328–332. DOI: 10.1134/S0031918X06090146

105. Myshlyaev M.M., Gryaznov M.Yu., Chuvildeev V.N. Superplasticity of an aluminum–lithium 1420 alloy in various structural states // Russian Metallurgy (Metally). – 2011. – Vol. 2011, no. 9. – P. 882–888. DOI: 10.1134/S0036029511090187

106. Myshlyaev M.M., Kamalov M.M., Myshlyaeva M.M. High strain rate superplasticity in an micrometer-grained Al-Li alloy produced by equal-channel angular extrusion // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. – 2005. – P. 717–721. DOI: 10.1002/3527602461.ch13c

107. Myshlyaev M.M., Mazilkin A.A., Kamalov M.M. Features of microstructure and phase state in an Al-Li alloy after ECA pressing and high strain rate superplastic flow // Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. – 2005. – P. 734–739. DOI: 10.1002/3527602461.ch13f

108. Myshlyaev M.M., ShpeЇzman V.V., Kamalov M.M. On the multistage nature of deformation of the microcrystalline aluminum–lithium alloy 1420 under superplasticity conditions // Physics of the Solid State. – 2001. – Vol. 43, no. 11. – P. 2099–2104. DOI: 10.1134/1.1417187

109. Nakashima K. et al. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains // Materials Science and Engineering. – 2000. – Vol. A281. – P. 82–87. DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00744-3

110. Naydenkin E.V. et al. The effect of equal-channel angular pressing on structure-phase changes and superplastic properties of Al-Mg-Li alloy // Materials Science Forum. – 2006. – Vols. 503-504. – P. 983–988. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.983

111. Naydenkin E.V., Ivanov K.V. Characteristic features of structure evolution and phase composition of an ultrafine-grained Al–Mg–Li–Zr alloy produced by severe plastic deformation // Russian Physics Journal. – 2014. – Vol. 56, no. 9. – P. 1025–1029. DOI: 10.1007/s11182-014-0135-8

112. Naydenkin E.V., Ivanov K.V., Rudenskii G.E. Evolution of structure and phase composition of aluminum alloy under severe plastic deformation // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 880. – P. 179–183. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.880.179

113. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V. Thermal stability and S-phase evolution in ultrafine-grained Al-Mg-Li alloy produced by equal-channel angular pressing // Advanced Engineering Materials. – 2021. – 2100181. DOI: 10.1002/adem.202100181

114. Nikulin I., Kaibyshev R., Sakai T. Superplasticity in a 7055 aluminum alloy processed by ECAE and subsequent isothermal rolling // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. A407. – P. 62–70. DOI: 10.1016/j.msea.2005.06.014

115. Park K.T. et al. Effect of ECAP strain on deformation behavior at low temperature superplastic regime of ultrafine grained 5083 Al alloy fabricated by ECAP // Materials Transactions. – 2004. – Vol. 45, no. 3. – P. 958–963. DOI: 10.2320/matertrans.45.958

116. Park K.T. et al. Enhancement of high strain rate superplastic elongation of a modified 5154 Al by subsequent rolling after equal channel angular pressing // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 51. – P. 479–483. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.06.001

117. Prabu S.B., Padmanabhan K.A. Superplasticity in and superplastic forming of aluminum-lithium alloys // Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications, 2014. – P. 221–258. DOI: 10.1016/B978-0-12-401698-9.00008-2

118. Prasad K.S., Prasad N.E., Gokhale A.A. Microstructure and precipitate characteristics of aluminum–lithium alloys // Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications. – 2014. – P. 99–137. DOI: 10.1016/B978-0-12-401698-9.00004-5

119. Prasad N.E., Gokhale A.A, Rao P.R. Mechanical behaviour of aluminium–lithium alloys // Sadhana. – 2003. – Vol. 28, Parts 1 & 2. – P. 209–246. DOI: 10.1007/BF02717134

120. Prasad N.E., Gokhale A.A., Wanhill RJH. Aluminium–lithium alloys // Aerospace Materials and Material Technologies. – 2017. – P. 53–72. DOI: 10.1007/978-981-10-2134-3_3

121. Rabinovich M.Kh., Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Effect of initial structure on grain refinement to submicron size in Al-Mg-Li alloy processed by severe plastic deformation // Materials Science Forum. – 1997. – Vols. 243–245. – P. 591–596. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.591

122. Rasposienko D.Y. et al. Multicomponent aging Al-Li-based alloys of the latest generation: structural and phase transformations, treatments, properties, and future prospects // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 4190. DOI: 10.3390/ma15124190

123. Sabirov I., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: new horizons in development // Materials Science&Engineering. – 2013. – Vol. A560. – P. 1–24. DOI: 10.1016/j.msea.2012.09.020

124. Sauvage X. et al. Grain boundary segregation in UFG alloys processed by severe plastic deformation // Advanced engineering materials. – 2012. – 7 p.

125. Shveykin A.I., Trusov P.V., Sharifullina E.R. Statistical crystal plasticity model advanced for grain boundary sliding description // Crystals. – 2020. – Vol. 10, Is. 9. – 18 p. DOI: 10.3390/cryst10090822

126. Somani M.C. et al. Deformation processing in superplasticity regime-production of aircraft engine compressor discs out of titanium alloys // Materials Science and Engineering. – 1998. – Vol. A243. – P. 134–139. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00790-9

127. Song L. et al. Experimental analysis and behaviour modelling of the deformation mechanisms of a Ti-6242S alloy under hot and superplastic forming conditions // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 1599. DOI: 10.3390/met10121599

128. Srinivasan R., Cherukuri B., Chaudhuri P.K. Scaling up of equal channel angular pressing (ECAP) for the production of forging stock // Materials Science Forum. – 2006. – Vols. 503–504. – P. 371–378. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.371

129. Srivatsan T.S. et al. Quasi-static strength, deformation, and fracture behavior of aluminum-lithium alloys // Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications, 2014. – P. 305–339. DOI: 10.1016/B978-0-12-401698-9.00010-0

130. Starke E.A., Sanders T.H., Palmer I.G. New approaches to alloy development in the Al-Li system // Journal of Metals. – 1981. – Vol. 33(8). – P. 24–33. DOI: 10.1007/BF03339468

131. Valiev R.Z. et al. Observations of high strain rate superplasticity in commercial aluminum alloys with ultrafine grain sizes // Scripta Materialia. – 1997. – Vol. 37, is. 12. – P. 1945–1950. DOI: 10.1016/S1359-6462(97)00387-4

132. Valiev R.Z. et al. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation: ten years later // JOM. – 2016. – Vol. 68. – P. 1216–1226. DOI: 10.1007/s11837-016-1820-6

133. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusov N.F. Microstructural aspects in superplasticity of ultrafine-grained SPD alloys // Materials Science Forum. – 2004. – Vols. 447–448. – P. 411–416. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.447-448.411

134. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials // Materials Science Forum. – 2001. – Vol. 357–359. – P. 449–458. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449

135. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Progress in Materials Science. – 2006. – Vol. 51. – P. 881–981. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2006.02.003

136. Venkatachalam G. et al. Effect of Li and Zr addition on microstructure and mechanical properties of modified LM25 aluminium alloy // International Journal of Applied Engineering Research. – 2015. – Vol. 10, no. 50. – P. 647–651.

137. Wang Y. et al. Effects of Sc and Zr on microstructure and properties of 1420 aluminum alloy // Materials Characterization. – 2019. – Vol. 154. – P. 241–247. DOI: 10.1016/j.matchar.2019.06.001

138. Ye L. et al. Superplastic behavior of an Al-Mg-Li alloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – Vol. 487. – P. 109–115. DOI: 10.1016/j.jallcom.2009.07.148

139. Yu T. et al. Impeding effect of the Al_3(Er,Zr,Li) particles on planar slip and intergranular fracture mechanism of Al-3Li-1Cu-0.1Zr-X alloys // Materials Characterization. – 2019. – Vol. 147. – P. 146–154. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.10.023

140. Yunusova N.F. et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 1421 after ECAP and warm rolling // Metal Science and Heat Treatment. – 2007. – Vol. 49, nos. 3–4. – P. 135–140. DOI: 10.1007/s11041-007-0025-6

141. Yunusova N.F. et al. The new approach to produce Al sheets with UFG structure using SPD processing // Materials Science Forum – 2008. – Vols. 584–586. – P. 176–181. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.176

References

1. Avtokratova E.V. i dr. Vysokoskorostnaia sverkhplastichnost' aliuminievogo splava 1570C s bimodal'noi strukturoi, poluchennoi ravnokanal'nym uglovym pressovaniem i prokatkoi [High strain rate superplasticity of 1570C aluminum alloy with bimodal structure obtained by equal-channel angular pressing and rolling]. *Pis'ma o materialakh*, 2015, V.5 (2), pp.129-132. Doi:10.22226/2410-3535-2015-2-129-132

2. Antipov V.V. i dr. Vliianie rezhimov gomogenizatsionnogo otzhiga na strukturno-fazovoe sostoianie i mekhanicheskie svoistva slitkov iz aliuminii-litievogo splava 1441 [Influence of homogenization annealing modes on the structural-phase state and mechanical properties of aluminum-lithium alloy ingots 1441]. *Trudy VIAM*, 2019, №3 (75), pp.44-52. Doi:10.18577/2307-6046-2019-0-3-44-52

3. Antipov V.V., Klochkova Yu.Yu., Romanenko V.A. Sovremennye aliuminievye i aliuminii-litievye splavy [Modern aluminum and aluminum-lithium alloys]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2017, pp. 195-211. Doi:10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211

4. Bobruk E.V., Murashkin M.Yu. Proiavlenie nizkotemperaturnoi sverkhplastichnosti v vysokoprochnom ul'tramelkozernistom splave 7XXX [Manifestation of low-temperature superplasticity in high-strength ultrafine-grained alloy 7XXX]. *XII vserossiiskii s"ezd po fundamental'nym problemam teoreticheskoi i prikladnoi mekhaniki. Sbornik trudov. V 4-kh tomakh. Tom 3*, 2019, pp. 1393-1395.

5. Veckman A.V., Dem'yanov B.F., Shmakov I.A. Koeffitsienty zernogranichnoi samodiffuzii v aliuminii (komp'iuternyi raschet) [Coefficients of self-diffusion on grain borders in aluminium (computer calculation)]. *Fizika*, 2013, pp. 141-145. Doi:10.14258/izvasu(2013)1.2-28

6. Volkhonskii A.E., Kovalevich M.V., Goncharov A.V. Primenenie effekta sverkhplastichnosti – novye vozmozhnosti v sovremennykh protsessakh metalloobrabotki [Application of the effect of superplasticity – new opportunities in modern metalworking processes]. *Obrazovatel'nye tekhnologii*, 2014, №4, pp.120-128.

7. Griaznov M.Yu. i dr. Sverkhplastichnost' aliuminievykh splavov sistemy Al-Li-Mg, poluchennykh metodom ravnokanal'nogo uglovogo pressovaniia [Superplasticity of aluminum alloys of the Al-Li-Mg system obtained by equal-channel angular pressing]. Vestnik Nizhegorodskogo universiteta im. N.I. Lobachevskogo, 2011, №6 (1), pp. 49-57.

8. Gureeva M.A., Grushko O.E. Aliuminievye splavy v svarnykh konstruktsiiakh sovremennykh transportnykh sredstv [Aluminum alloys in welded structures of modern vehicles]. *Konstruktsionnye materialy*, 2009, pp.27-41.

9. Dobatkin S.V. Mekhanicheskie svoistva ul'tramelkozernistykh aliuminievykh splavov i vozmozhnosti ispol'zovaniia [Mechanical properties of ultrafine-grained aluminum alloys and possibilities of use]. *Tekhnologiia legkikh splavov*, 2011, №3, pp.5-17.

10. Erisov Ya.A. Innovatsionnye protsessy obrabotki metallov davleniem s bol'shimi intensivnymi plasticheskimi deformatsiiami v prokatno-pressovom proizvodstve [Elektronnyi resurs]: elektron.ucheb.-metod. kompleks distsipliny [Innovative metal forming processes with large intense plastic deformations in rolling and pressing production [Electronic resource]: electronic study method. discipline complex]. *Samara*, 2013, 85 p.

11. Ivanov K.V., Naydenkin E.V. Osobennosti struktury i mekhanixeskikh svoistv chistogo aliuminiia i splava 1420 posle vozdeistviia intensivnoi plasticheskoi deformatsii [Features of the structure and mechanical properties of pure aluminum and 1420 alloy after severe plastic deformation]. *Izvestiia Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2009, V.315, № 2, pp.118-122.

12. Kaibyshev O.A. Sverkhplastichnost' promyshlennykh splavov [Superplasticity of industrial alloys]. *Moscow, Metallurgiia*, 1984, 264 p.

13. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Sverkhplastichnost', izmel'chenie struktury i obrabotka trudnodeformiruemykh splavov [Superplasticity, structure refinement and processing of difficult-to-form alloys]. *Moscow, Nauka*, 2002, 438 p.

14. Kishchik A.A., Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V. The microstructure and high-strain-rate superplasticity of the Al–Mg–Ni–Fe–Mn–Cr–Zr alloy. *The physics of metals and metallography*, 2019, V.120, no.10, pp. 1006-1013. Doi:10.1134/S0031918X19100041

15. Kishchik A.A., Mikhaylovskaya A.V. Splav na osnove aliuminiia dlia vysokoskorostnoi sverkhplasticheskoi formovki [Aluminum based alloy for high strain rate superplastic forming]. *Ural'skaia shkola molodykh metallovedov*, 2022, pp.52-56.

16. Kolobnev N.I. Aliuminievo-litievye splavy so skandiem [Aluminium-lithium alloys with scandium]. *Metallovedenie i termicheskaia obrabotka metallov*, 2002, №7, 10 p.

17. Kolobnev N.I. Istoriia razvitiia, fazovyi sostav i svoistva splavov sistemy Al–Cu–Li [History of development, phase composition and properties of alloys of the Al–Cu–Li system]. *Tekhnologiia legkikh splavov*, 2015, №2, pp.46-52.

18. Korznikova G.F. i dr. Sverkhplasticheskoe povedenie aliuminievogo splava 1420 s melkozernistoi strukturoi [Superplastic behavior of fine-grained Al-Mg-Li alloy]. *Fizicheskaia mezomekhanika*, 2022, V.25, №2, pp.47-55.

19. Kotov A.D. Razrabotka aliuminievogo splava povyshennoi prochnosti, obladaiushchego vysokoskorostnoi sverkhplastich-

nost'iu [Development of high-strength aluminum alloy with high strain rate superplasticity]. *Dissertatsiia na soiskanie uchenoi stepeni kandidata tekhnicheskikh nauk*, Moscow, 2013, 105 p.

20. Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K. Effect of the solid-solution composition on the superplasticity characteristics of Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr alloys. *The physics of metals and metallography*, 2014, V.115, no.7, pp.730-735. Doi:10.1134/S0031918X14070047

21. Lutfullin R.Ya. Sverkhplastichnost' i tverdofaznoe soedinenie nanostrukturirovannykh materialov. Chast' I. Vliianie razmera zerna na tverdofaznuiu svarivaemost' sverkhplastichnykh splavov [Superplasticity and solid-phase bonding of nanostructured materials. Part I. Influence of grain size on solid-state weldability of superplastic alloys]. *Pis'ma o materialakh*, 2011, V.1, pp.59-64. Doi:10.22226/2410-3535-2011-1-59-64

22. Luts A.R., Suslina A.A. Aliuminii i ego splavy: uchebnoe posobie [Aluminum and its alloys: a tutorial]. *Samara, Samar. gos. tekhn. un-t*, 2013, 81 p.

23. Mazilkin A.A., Kamalov M.M., Myshlyaev M.M. Struktura i fazovyj sostav splava Al–Mg–Li–Zr v usloviyah vysokoskorostnoj sverhplastichnosti [Structure and phase composition of the Al–Mg–Li–Zr alloy under high strain rate superplasticity conditions]. *Fizika tverdogo tela*, 2004, V.46(8), pp.1416-1421.

24. Muliukov R.R. i dr. Sverkhplastichnost ultramelkozernistykh splavov: eksperiment, teoriia, tekhnologii [Superplasticity of ultrafine-grained alloys: experiment, theory, technology]. *Moscow, Nauka*, 2014, 284 p.

25. Myshlyaev M.M., Prokunin M.A., Shpeizman V.V. Mekhanicheskoe povedenie mikrokristallicheskogo aliuminii-litievogo splava v usloviiakh sverkhplastichnosti [Mechanical behavior of microcrystalline aluminum-lithium alloy under superplasticity conditions]. *Fizika tverdogo tela*, 2001, V.43, №5, pp. 833-838.

26. Myshlyaev M.M., Shpeizman V.V., Kamalov M.M. On the multistage nature of deformation of the microcrystalline aluminum–lithium alloy 1420 under superplasticity conditions. *Physics of the Solid State*, 2001, V. 43, No. 11, pp. 2099-2104.

27. Nikulin I.A., Kipelova A.Yu. Nizkotemperaturnaia sverkhplastichnost' splava Al-Mg-Mn, podvergnutogo IPD [Low-temperature superplasticity of Al-Mg-Mn alloy subjected to SPD]. *Sovremennye problemy nauki i obrazovaniia*, 2012, № 5, 8 p.

28. Novikov I.I. Defekty kristallicheskogo stroeniia metallov [Defects in the crystal structure of metals]. *Moscow, Metallurgiia*, 1975, 208 p.

29. Novikov I.I., Portnoy V.K. Sverkhplastichnost' splavov s ul'tramelkim zernom [Superplasticity of alloys with ultrafine grains]. *Moscow, Metallurgiia*, 1981, 168 p.

30. Orlova T.S. i dr. Osobennosti uprochneniia strukturirovannogo intensivnoi plasticheskoi deformatsiei splava Al−Cu−Zr [Peculiarities of strengthening Al–Cu–Zr alloy structured by severe plastic deformation]. *Fizika tverdogo tela*, 2021, V.63, is.10, pp.1572-1584. Doi:10.21883/FTT.2021.10.51408.104

31. Rasposienko D.Yu. Vliianie megaplasticheskoi deformatsii i termicheskoi obrabotki na strukturu i svoistva vysokoprochnykh stareiushchikh splavov na osnove Al-Li. Dissertatsiia na soiskanie uchenoi stepeni kandidata tekhnicheskikh nauk [Influence of megaplastic deformation and heat treatment on the structure and properties of high-strength aging alloys based on Al-Li. Thesis for the degree of candidate of technical sciences]. *Ekaterinburg*, 2017, 174 p.

32. Trusov P.V., Sharifullina E.R., Shveykin A.I. Multilevel model for the description of plastic and superplastic deformation of polycristalline materials. *Physical Mesomechanics*, 2019, V.22, No.5, pp.402-419. Doi:10.1134/S1029959919050072

33. Trusov P.V., Shveikin A.I. Mnogourovnevye modeli monoi polikristallicheskih materialov: teoriya, algoritmy, primery primeneniya [Multilevel models of mono- and polycrystalline materials: theory, algorithms, application examples]. *Novosibirsk, Izdvo SO RAN*, 2019, 605 p. Doi:10.15372/MULTILEVEL2019TPV

34. Fridlyander I.N. Sovremennye aliuminievye, magnievye splavy i kompozitsionnye materialy na ikh osnove [Modern aluminum, magnesium alloys and composites, developed on their base]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2002, no.7, pp. 24-29.

35. Sharifullina E.R., Shveykin A.I., Trusov P.V. Obzor eksperimental'nykh issledovanii strukturnoi sverkhplastichnosti: evoliutsiia mikrostruktury materialov i mekhanizmy deformirovaniia [Review of experimental studies on structural superplasticity: internal structure evolution of material and deformation mechanisms]. *PNRPU Mechanics Bulletin*, 2018, no.3, pp. 103-127. Doi: 10.15593/perm.mech/2018.3.11

36. Shorshorov M.Kh. i dr. Sverkhplastichnost stalei i splavov i resursosberegaiushchie tekhnologii protsessov obrabotki metallov davleniem [Superplasticity of steels and alloys and resource-saving technologies of metal forming processes]. *Tula, Izd. TGU*, 2018, 158 p.

37. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K. Strukturnye izmeneniia pri sverkhplasticheskoi deformatsii splavov sistemy Al-Mg-Mn-Cr [Structural changes under superplastic deformation of Al-Mg-Mn-Cr system alloys]. *Pis'ma o materialakh*, 2013, V.3, pp.122-125.

38. Abd El-Aty A. et al. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: a review. *Journal of Advanced Research*, 2018, V.10, pp.49-67. Doi:10.1016/j.jare.2017.12.004

39. Akamatsu H. et al. Influence of rolling on the superplastic behavior of an Al-Mg-Sc alloy after ECAP. *Scripta mater*, 2001, 44, pp.759-764. Doi: 10.1016/S1359-6462(00)00666-7

40. Apps P.J., Berta M., Prangnell P.B. The effect of dispersoids on the grain refinement mechanisms during deformation of aluminium alloys to ultra-high strains. *Acta Materialia*, 2005, V.53, is.2, pp. 499-511. Doi:10.1016/j.actamat.2004.09.042

41. Barnes A.J. et al. Recent application of superformed 5083 aluminum alloy in the aerospace industry. *Materials Science Forum*, 2013, V.735, pp.361-371. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.735.361

42. Barnes A.J. Superplastic forming 40 years and still growing. *JMEPEG*, 2007, V.16, pp.440-454. DOI: 10.1007/s11665-007-9076-5

43. Berbon P. et al. An investigation of the properties of an Al-Mg-Li-Zr alloy after equal-channel angular pressing. *Materials Science Forum*, 1996, Vols.217-222, pp. 1013-1018. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.1013

44. Berbon P. et al. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, V.29A, pp. 2237-2243.

45. Betsofen S.Ya., Antipov V.V., Knyazev M.I. Al–Cu–Li and Al–Mg–Li alloys: phase composition, texture, and anisotropy of mechanical properties (review). *Russian Metallurgy (Metally)*, 2016, V.2016, no.4, pp.326-341. Doi:10.1134/S0036029516040042

46. Bhatta L. et al. Recent development of superplasticity in aluminum alloys: a review. *Metals*, 2020, V.10 (1), 26 p. Doi:10.3390/met10010077

47. Chinh N.Q. et al. Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys. *Materials Research Letters*, 2021, V.9, no.11, pp.475-482. Doi: 10.1080/21663831.2021.1976293

48. Chumachenko E.N. et al. Analysis of the SPF of a titanium alloy at lower temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, V.170, pp.448-456. Doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.02.270

49. Davydov V.G. et al. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys. *Materials Science*

and Engineering, 2000, V.A280, pp.30-36. Doi: 10.1016/S0921-5093(99)00652-8

50. De P.S., Mishra R.S., Baumann J.A. Characterization of high cycle fatigue behavior of a new generation aluminum lithium alloy. *Acta Materialia*, 2011, V.59, is.15, pp. 5946-5960. Doi: 10.1016/j.actamat.2011.06.003.

51. Deschamps A. et al. Experimental and modelling assessment of precipitation kinetics in an Al–Li–Mg alloy. *Acta Materialia*, 2012, V.60, pp.1917-1928. Doi:10.1016/j.actamat.2012.01.010

52. Deschamps A. et al. Influence of Mg and Li content on the microstructure evolution of Al-Cu-Li alloys during long-term ageing. *Acta Materialia*, 2017, V.122, pp.32-46. Doi:10.1016/j.actamat.2016.09.036

53. Deschamps A. et al. The influence of precipitation on plastic deformation of Al–Cu–Li alloys. *Acta Materialia*, 2013, V.61, pp. 4010-4021. Doi:10.1016/j.actamat.2013.03.015

54. Dorin T., Vahid A., Lamb J. Chapter 11 – Aluminium Lithium Alloys. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 2018, pp.387-438. Doi:10.1016/B978-0-08-102063-0.00011-4

55. Dupuy L., Blandin J.-J. Damage sensitivity in a commercial Al alloy processed by equal channel angular extrusion. *Acta Materialia*, 2002, V.50, pp.3251-3264. Doi:10.1016/S1359-6454(02)00147-7

56. Estrin Y., Murashkin M., Valiev R. 16 – Ultrafine-grained aluminium alloys: processes, structural features and properties. *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*, 2011, pp.468-503. Doi:10.1533/9780857090256.2.468

57. Furukawa M. et al. Age hardening and the potential for superplasticity in a fine-grained Al-Mg-Li-Zr alloy. *Metallurgical and materials transactions A*, 1998, V.29A, pp.169-177. Doi: 10.1007/s11661-998-0170-6

58. Furukawa M. et al. Structural evolution and the Hall-Petch relationship in an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size. *Acta mater*, 1997, V.45, no.11, pp. 4751-4757.

59. Furukawa M. et al. The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering*, 1998, V.A257, pp.328-332. Doi:10.1016/S0921-5093(98)00750-3

60. Hefti L.D. Commercial airplane applications of superplastically formed AA5083 aluminum sheet. *JMEPEG*, 2007, V.16, pp.136-141. Doi: 10.1007/s11665-007-9023-5

61. Horita Z. et al. Processing of an Al-Mg-Li-Zr alloy with ultra-fine grain size. *Materials Science Forum*, 1997, V.243-245, pp. 239-244.

62. Horita Z. et al. Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation. *Acta Mater*, 2000, V.48, pp.3633-3640. Doi:10.1016/S1359-6454(00)00182-8

63. Horita Z., Fujinami T., Langdon T.G. The potential for scaling ECAP: effect of sample size on grain refinement and mechanical properties. *Materials Science and Engineering*, 2001, V.A318, pp.34-41. Doi:10.1016/S0921-5093(01)01339-9

64. Islamgaliev R.K. et al. Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing. *Scripta Materialia*, 2003, 49, pp.467-472. Doi:10.1016/S1359-6462(03)00291-4

65. Islamgaliev R.K. et al. Structure and mechanical properties of strips and shapes from ultrafine-grained aluminum alloy 1421. *Metal Science and Heat Treatment*, 2009, V.51, Nos. 1-2, pp.82-86.

66. Islamgaliev R.K. et al. Superplasticity of ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECAP and warm rolling. *Materials Science Forum*, 2007, Vols. 551-552, pp.13-20. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.13

67. Islamgaliev R.K. et al. The effect of alloying elements on superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2010, V.25, pp.241-248.

68. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. The influence of the SPD temperature on superplasticity of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 2006, Vols.503-504, pp. 585-590. Doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.585

69. Ivanov R. The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of a third generation Al-Cu-Li alloy. A thesis submitted to McGill University in partial fulfillment of the requirements of the degree of Masters in Materials Engineering, 2012, 138 p.

70. Kablov E.N. et al. Development and application prospects of aluminum–lithium alloys in aircraft and space technology. *Metallurgist*, 2021, V.65, nos.1-2, pp.72-81. Doi:10.1007/s11015-021-01134-9

71. Kaibyshev R. et al. Achieving high strain rate superplasticity in an Al–Li–Mg alloy through equal channel angular extrusion. *Materials Science and Technology*, 2005, V.21, no.4, pp.408-418. Doi:10.1179/174328405X36610

72. Kaibyshev R. et al. High strain rate superplasticity in an Al–Mg–Sc–Zr alloy subjected to simple thermomechanical processing. *Scripta Materialia*, 2006, V.54, pp.2119-2124. Doi:10.1016/j.scriptamat.2006.03.020

73. Kaibyshev R. Mechanism of low-temperature superplastic deformation in aluminum alloys containing a dispersion of nanoscale Al3(Sc,Zr) particles. *Materials Science Forum*, 2016, Vols. 838-839, pp.150-156. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.838-839.150

74. Kaibyshev R., Tagirov D., Mogucheva A. Cost-affordable technique involving equal channel angular pressing for the manufacturing of ultrafine grained sheets of an Al–Li–Mg–Sc alloy. *Advanced engineering materials*, 2010, V.12, no.8, pp.735-739. Doi:10.1002/adem.201000032

75. Kamachi M. et al. Equal-channel angular pressing using plate samples. *Materials Science and Engineering*, 2003, V.A361, pp. 258-266. Doi:10.1016/S0921-5093(03)00522-7

76. Kawasaki M., Langdon T.G. Principles of superplasticity in ultrafine-grained materials. *J Mater Sci*, 2007, V.42, pp.1782-1796. Doi:10.1007/s10853-006-0954-2

77. Kawasaki M., Langdon T.G. Review: achieving superplastic properties in ultrafine-grained materials at high temperatures. *J Mater Sci*, 2016, V.51, pp.19-32. Doi:10.1007/s10853-015-9176-9

78. Khokhlatova L.B. et al. Aluminum-lithium alloys for aircraft building. *Metallurgist*, 2012, V.56, nos. 5–6, pp.336-341.

79. Kolobov Yu.R. et al. Superplasticity and true grain-boundary sliding in Al–Mg–Li alloys produced by equal-channel angular pressing. *Metally*, 2004, №2, pp. 12–20.

80. Kolobov Yu.R. et al. The effect of severe plastic deformation on the structure and mechanical properties of Al–Mg–Li alloys. *Russian Physics Journal*, 2002, V.45, no.5, pp.453-457. Doi:10.1023/A:1021024203376

81. Kulas M.A. et al. Deformation mechanisms in superplastic AA5083 materials. *Metallurgical and materials transactions A*, 2005, V.36A, pp.1249-1261.

82. Kulkarni G.J., Banerjee D., Ramachandran T.R. Physical metallurgy of aluminium-lithium alloys. *Bull. Mater. Sci*, 1989, V.12, nos.3- 4, pp.325-340.

83. Kumar P., Kawasaki M., Langdon T.G. Review: overcoming the paradox of strength and ductility in ultrafine-grained materials at low temperatures. *J Mater Sci*, 2016, V.51, pp.7-18. Doi:10.1007/s10853-015-9143-5

84. Kumar S., McShane H.B., Sheppard T. Effect of zirconium and magnesium additions on properties of Al–Li based alloy.

Materials Science and Technology, 1994, V.10, pp.162-172. Doi:10.1179/mst.1994.10.2.162

85. Langdon T.G. The background to superplastic forming and opportunities arising from new developments. *Solid State Phenomena*, 2020, V.306, pp.1-8. Doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.306.1

86. Lavernia E.J., Grant N.J. Aluminium-lithium alloys. *Journal of materials science*, 1987, V.22, pp.1521-1529.

87. Lee S. et al. Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering A272*, 1999, pp.63-72. Doi: 10.1016/S0921-5093(99)00470-0

88. Lee S. et al. Influence of scandium and zirconium on grain stability and superplastic ductilities in ultrafine-grained Al–Mg alloys. *Acta Materialia*, 2002, V.50, pp.553-564. Doi:10.1016/S1359-6454(01)00368-8

89. Li H. et al. Microstructure and texture characterization of superplastic Al−Mg−Li alloy. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2014, V.24, pp.2079-2087. Doi:10.1016/S1003-6326(14)63315-X

90. Liu S., Cai Y., Wu S. Low temperature superplasticity of 5083 aluminum alloy. *Advanced Materials Research*, 2014, Vols.941-944, pp.116-119. Doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.941-944.116

91. Liu S., Wrobel J.S., LLorca J. First-principles analysis of the Al-rich corner of Al-Li-Cu phase diagram. *Acta Materialia*, 2022, V.236, 118129. Doi:10.1016/j.actamat.2022.118129

92. Liu X. et al. Superplastic deformation mechanism of an Al-Mg-Li alloy by high resolution surface studies. *Materials Letters*, 2021, V.301, 130251. Doi:10.1016/j.matlet.2021.130251

93. Liu Z. et al. Sluggish precipitation strengthening in Al–Li alloy with a high concentration of Mg. *Journal of materials research and technology*, 2021, V.11, pp.1806-1815. Doi:10.1016/j.jmrt.2021.02.037

94. Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Phenomenology and application of low temperature and high strain rate superplasticity in aluminium alloy 1420. *Materials Science Forum*, 1999, Vols.304-306, pp.261-266. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.304-306.261

95. Mazilkin A.A., Myshlyaev M.M. Microstructure and thermal stability of superplastic aluminium-lithium alloy after severe plastic deformation. *J Mater Sci*, 2006, 41, pp. 3767-3772. Doi: 10.1007/s10853-006-2637-4

96. Mishra R.S. et al. High-strain-rate superplasticity from nanocrystalline Al alloy 1420 at low temperatures. *Philosophical Magazine A*, 2001, 81:1, pp.37-48. Doi: 10.1080/01418610108216616

97. Mogucheva A.A., Kaibyshev R.O. Structure and properties of aluminum alloy 1421 after equal-channel angular pressing and isothermal rolling. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, V.106, no.4, pp. 424-433. Doi:10.1134/S0031918X0810013X

98. Mogucheva A.A., Kaibyshev R.O. Ultrahigh superplastic elongations in an aluminum–lithium alloy. *Doklady Physics*, 2008, V.53, no.8, pp. 431-433. Doi:10.1134/S1028335808080065

99. Musin F. et al. High strain rate superplasticity in a commercial Al–Mg–Sc alloy. *Scripta Materialia*, 2004, V.50, pp.511-516. Doi:10.1016/j.scriptamat.2003.10.021

100. Myshlyaev M. et al. EBSD study of superplastically strained Al-Mg-Li alloy. *Materials Letters*, 2020, V.275, 128063. Doi:10.1016/j.matlet.2020.128063

101. Myshlyaev M. et al. EBSD study of superplasticity: new insight into a well-known phenomenon. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, V.898, 162949. Doi:10.1016/j.jallcom.2021.162949

102. Myshlyaev M. et al. Microstructural evolution during superplastic deformation of Al-Mg-Li alloy: dynamic recrystallization or grain-boundary sliding? *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, Vol.936, 168302. Doi:10.1016/j.jallcom.2022.168302

103. Myshlyaev M.M. et al. Analysis of mechanisms of plastic deformation of aluminum based alloys for different temperature-velocity modes. *Doklady Physics*, 2010, V.55, no.2, pp.64-67.

104. Myshlyaev M.M. et al. Structural state and superplasticity of an aluminum–lithium alloy subjected to equal-channel-angular pressing. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, V.102, no.3, pp. 328-332. Doi: 10.1134/S0031918X06090146

105. Myshlyaev M.M., Gryaznov M.Yu., Chuvildeev V.N. Superplasticity of an aluminum–lithium 1420 alloy in various structural states. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2011, V.2011, no.9. – pp.882-888. Doi:10.1134/S0036029511090187

106. Myshlyaev M.M., Kamalov M.M., Myshlyaeva M.M. High strain rate superplasticity in an micrometer-grained Al-Li alloy produced by equal-channel angular extrusion. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 2005, pp. 717-721. Doi: 10.1002/3527602461.ch13c

107. Myshlyaev M.M., Mazilkin A.A., Kamalov M.M. Features of microstructure and phase state in an Al-Li alloy after ECA pressing and high strain rate superplastic flow. *Nanomaterials by Severe Plastic Deformation*, 2005, pp.734-739. Doi: 10.1002/3527602461.ch13f

108. Myshlyaev M.M., ShpeЇzman V.V., Kamalov M.M. On the multistage nature of deformation of the microcrystalline aluminum–lithium alloy 1420 under superplasticity conditions. *Physics of the Solid State*, 2001, V.43, no.11, pp. 2099-2104. Doi:10.1134/1.1417187

109. Nakashima K. et al. Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains. *Materials Science and Engineering*, 2000, V.A281, pp.82-87. Doi:10.1016/S0921-5093(99)00744-3

110. Naydenkin E.V. et al. The effect of equal-channel angular pressing on structure-phase changes and superplastic properties of Al-Mg-Li alloy. *Materials Science Forum*, 2006, Vols. 503-504, pp.983-988. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.983

111. Naydenkin E.V., Ivanov K.V. Characteristic features of structure evolution and phase composition of an ultrafine-grained Al–Mg–Li–Zr alloy produced by severe plastic deformation. *Russian Physics Journal*, 2014, V.56, no.9, pp.1025-1029. Doi:10.1007/s11182-014-0135-8

112. Naydenkin E.V., Ivanov K.V., Rudenskii G.E. Evolution of structure and phase composition of aluminum alloy under severe plastic deformation. *Advanced Materials Research*, 2014, V.880, pp.179-183. Doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.880.179

113. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V. Thermal stability and S-phase evolution in ultrafine-grained Al-Mg-Li alloy produced by equal-channel angular pressing. *Advanced Engineering Materials*, 2021, 2100181. Doi:10.1002/adem.202100181

114. Nikulin I., Kaibyshev R., Sakai T. Superplasticity in a 7055 aluminum alloy processed by ECAE and subsequent isothermal rolling. *Materials Science and Engineering*, 2005, V.A407, pp.62-70. Doi:10.1016/j.msea.2005.06.014

115. Park K.T. et al. Effect of ECAP strain on deformation behavior at low temperature superplastic regime of ultrafine grained 5083 Al alloy fabricated by ECAP. *Materials Transactions*, 2004, V.45, no.3, pp.958-963. Doi:10.2320/matertrans.45.958

116. Park K.T. et al. Enhancement of high strain rate superplastic elongation of a modified 5154 Al by subsequent rolling after equal channel angular pressing. *Scripta Materialia*, 2004, V.51, pp.479-483. Doi:10.1016/j.scriptamat.2004.06.001

117. Prabu S.B., Padmanabhan K.A. Superplasticity in and superplastic forming of aluminumlithium alloys. *Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications*, 2014, pp. 221-258. Doi:10.1016/B978-0-12-401698-9.00008-2

118. Prasad K.S., Prasad N.E., Gokhale A.A. Microstructure and precipitate characteristics of aluminum–lithium alloys. *Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications*, 2014, pp.99-137. Doi:10.1016/B978-0-12-401698-9.00004-5

119. Prasad N.E., Gokhale A.A, Rao P.R. Mechanical behaviour of aluminium–lithium alloys. *Sadhana*, 2003, V. 28, Parts 1 & 2, pp. 209-246. Doi:10.1007/BF02717134

120. Prasad N.E., Gokhale A.A., Wanhill RJH. Aluminium–lithium alloys. *Aerospace Materials and Material Technologies*, 2017, pp.53-72. Doi:10.1007/978-981-10-2134-3_3

121. Rabinovich M.Kh., Markushev M.V., Murashkin M.Yu. Effect of initial structure on grain refinement to submicron size in Al-Mg-Li alloy processed by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 1997, Vols.243-245, pp. 591-596. Doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.243-245.591

122. Rasposienko D.Y. et al. Multicomponent aging Al-Li-based alloys of the latest generation: structural and phase transformations, treatments, properties, and future prospects. *Materials*, 2022, V.15, 4190. Doi:10.3390/ma15124190

123. Sabirov I., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: new horizons in development. *Materials Science&Engineering*, 2013, V.A560, pp.1-24. Doi:10.1016/j.msea.2012.09.020

124. Sauvage X. et al. Grain boundary segregation in UFG alloys processed by severe plastic deformation. *Advanced engineering materials*, 2012, 7 p.

125. Shveykin A.I., Trusov P.V., Sharifullina E.R. Statistical crystal plasticity model advanced for grain boundary sliding description. *Crystals*, 2020, V.10, Is.9, 18 p. Doi:10.3390/cryst10090822

126. Somani M.C. et al. Deformation processing in superplasticity regime-production of aircraft engine compressor discs out of titanium alloys. *Materials Science and Engineering*, 1998,V.A243, pp.134-139. Doi:10.1016/S0921-5093(97)00790-9

127. Song L. et al. Experimental analysis and behaviour modelling of the deformation mechanisms of a Ti-6242S alloy under hot and superplastic forming conditions. *Metals*, 2020, V.10, 1599. Doi:10.3390/met10121599

128. Srinivasan R., Cherukuri B., Chaudhuri P.K. Scaling up of equal channel angular pressing (ECAP) for the production of forging stock. *Materials Science Forum*, 2006, Vols.503-504, pp.371-378. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.503-504.371

129. Srivatsan T.S. et al. Quasi-static strength, deformation, and fracture behavior of aluminum-lithium alloys. *Aluminum-lithium Alloys. Processing, properties, and applications*, 2014, pp.305-339. Doi:10.1016/B978-0-12-401698-9.00010-0

130. Starke E.A., Sanders T.H., Palmer I.G. New approaches to alloy development in the Al-Li system. *Journal of Metals*, 1981, 33(8), pp.24-33. Doi:10.1007/BF03339468

131. Valiev R.Z. et al. Observations of high strain rate superplasticity in commercial aluminum alloys with ultrafine grain sizes. *Scripta Materialia*, 1997, Vol.37, is.12, pp. 1945-1950. Doi:10.1016/S1359-6462(97)00387-4

132. Valiev R.Z. et al. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation: ten years later. *JOM*, 2016, V.68, pp. 1216-1226. Doi:10.1007/s11837-016-1820-6

133. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusov N.F. Microstructural aspects in superplasticity of ultrafine-grained SPD alloys. *Materials Science Forum*, 2004, Vols.447-448, pp.411-416. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.447-448.411

134. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Yunusova N.F. Grain refinement and enhanced superplasticity in metallic materials. *Materials Science Forum*, 2001, V.357-359, pp. 449-458. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.357-359.449

135. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement. *Progress in Materials Science*, 2006, V.51, pp.881-981. Doi:10.1016/j.pmatsci.2006.02.003

136. Venkatachalam G. et al. Effect of Li and Zr addition on microstructure and mechanical properties of modified LM25 aluminium alloy. *International Journal of Applied Engineering Research*, 2015, V.10, no.50, pp.647-651.

137. Wang Y. et al. Effects of Sc and Zr on microstructure and properties of 1420 aluminum alloy. *Materials Characterization*, 2019, V.154, pp.241-247. Doi:10.1016/j.matchar.2019.06.001

138. Ye L. et al. Superplastic behavior of an Al-Mg-Li alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, V.487, pp. 109-115. Doi:10.1016/j.jallcom.2009.07.148

139. Yu T. et al. Impeding effect of the Al_3(Er,Zr,Li) particles on planar slip and intergranular fracture mechanism of Al-3Li-1Cu-0.1Zr-X alloys. *Materials Characterization*, 2019, V.147, pp.146-154. Doi:10.1016/j.matchar.2018.10.023

140. Yunusova N.F. et al. Microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 1421 after ECAP and warm rolling. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, Vol.49, nos.3–4, pp.135-140. Doi:10.1007/s11041-007-0025-6

141. Yunusova N.F. et al. The new approach to produce Al sheets with UFG structure using SPD processing. *Materials Science Forum*, 2008, Vols. 584-586, pp.176-181. Doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.176

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2021-0012).

Конфликт интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Вклад авторов равноценен.

Funding. The work was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the national project “Science and Universities” (as part of the state assignment in the laboratory of multi-level modeling of structural and functional materials, project No. FSNM-2021-0012).

Conflict of interest. The authors declare no conflict of interest.

The contribution of the authors is equivalent.