



Получено: 21.05.2025 г. | Принято: 30.05.2025 г. | <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.296.306>

Научная статья

РЕАЛИЗАЦИЯ ЭФФЕКТА НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ СПЛАВЕ Al–Zn–Mg В УСЛОВИЯХ МНОГООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Е.В.Бобрук¹, к.т.н., вед. науч. сотр., доц., ORCID: 0000-0001-8226-9887 / e-bobruk@yandex.ru
М.Е.Климов¹, студ., ORCID: 0009-0004-5741-9360

Аннотация. В представленной статье по оптимальным температурно-скоростным режимам деформирования при пониженных температурах с помощью моделирования методом конечных элементов и физического эксперимента разработана технология многоосной деформации наноструктурного Al–Zn–Mg сплава.

Ключевые слова: метод конечных элементов, многоосная деформация, наноструктурный сплав сверхпластичность

Для цитирования: Е.В. Бобрук, М.Е. Климов. Реализация эффекта низкотемпературной сверхпластичности в ультрамелкозернистом сплаве Al–Zn–Mg в условиях многоосной деформации. НАНОИНДУСТРИЯ. 2025. Т. 18. № 5. С. 296–306. <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.296.306>.

Received: 21.05.2025 | Accepted: 30.05.2025 | <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.296.306>

Original paper

REALIZATION OF THE EFFECT OF LOW-TEMPERATURE SUPERPLASTICITY IN ULTRA-FINE-GRAINED Al–Zn–Mg ALLOY UNDER MULTIAXIAL DEFORMATION CONDITIONS

E.V.Bobruk¹, Cand. of Sci. (Tech), Leading Researcher, Docent, ORCID: 0000-0001-8226-9887 / e-bobruk@yandex.ru
M.E.Klimov¹, Student, ORCID: 0009-0004-5741-9360

Abstract. The presented paper on optimal temperature-velocity deformation modes at lowered temperatures, using finite element method modeling and physical experiments, developed the technology for multiaxial deformation of nanostructured Al–Zn–Mg alloy.

Keywords: finite element method, multiaxial deformation, nanostructured superplastic alloy

For citation: E.V. Bobruk, M.E. Klimov. Realization of the effect of low-temperature superplasticity in ultra-fine-grained Al–Zn–Mg alloy under multiaxial deformation conditions. NANOINDUSTRY. 2025. Vol. 18. No. 5. PP. 296–306. <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.296.306>.

¹ Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия / Ufa University of Science and Technology, Ufa, Russia



ВВЕДЕНИЕ

Благодаря своей высокой удельной прочности алюминиевые сплавы постепенно замещают стали. Однако формировать сложные детали и/или элементов конструкций с развитой геометрией из алюминия является довольно непростой задачей, особенно в условиях, когда формообразующие операции осуществляют при комнатной температуре, например, листовой холодной штамповкой [1–4]. Традиционно, для улучшения технологической пластичности Al сплавов получение изделий осуществляют при повышенных температурах (выше $0,5T_{пл}$) [5]. К наиболее распространенным из используемых в промышленных масштабах методам можно отнести горячую объемную и листовую штамповку, а также формовку в условиях сверхпластичности (СП). Горячая или изотермическая штамповка, а также СП-формовка или штамповка при повышенных температурах обеспечивает высокую технологическую пластичность большинства промышленных алюминиевых сплавов таких систем легирования, как Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg и др. Однако указанные выше традиционные методы являются низкопроизводительными и энергозатратными.

Решение этой проблемы возможно при использовании алюминиевых сплавов с улучшенным комплексом свойств, такие как высокая прочность и технологическая пластичность (удлинения свыше 230–300%) при пониженных температурах (до $0,5T_{пл}$).

Известно, что ультрамелкозернистые (УМЗ) сплавы, в том числе и на основе Al, позволяют повысить комплекс механических характеристик, в том числе повышенную пластичность при более низких температурах, за счет формирования более однородной микроструктуры и регламентированного распределения второй фазы [6, 7]. Например, в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД) в модельном сплаве Al-30Zn формируется однородная УМЗ двухфазная структура с размером зерен около 360 нм [8]. В процессе ИПД происходит распад твердого раствора и образуется Zn-фаза в тройных стыках и в теле зерен алюминия, некоторые границы этих зерен покрыты сегрегациями Zn. УМЗ Al-30Zn сплав демонстрирует необычно высокую пластичность. Максимальные удлинения были получены 235% (при комнатной температуре) и 265% (при 100 °C) со скоростью деформации 10^{-4} с^{-1} . Проявление высокой пластичности связано не только с наличием УМЗ-структуры сплава Al-30Zn, но и с наличием сегрегаций цинка по границам зерен, способствующих активному зернограничному проскальзыванию и высокой скоростной чувствительности деформации материала [8].

INTRODUCTION

Due to their high specific strength, aluminium alloys are gradually replacing steels. However, forming complex parts and/or structural elements with well-developed geometry from aluminium is not an easy task, especially when forming operations are carried out at room temperature, e.g. by cold forming sheets [1–4]. Traditionally, to improve technological plasticity of Al alloys, the products are produced at elevated temperatures (above $0.5 T_{pl}$) [5]. The most widespread methods used on an industrial scale include hot volume and sheet forging, as well as moulding under superplasticity (SP) conditions. Hot or isothermal forging, as well as SP forming or forging at elevated temperatures provides high technological ductility of most industrial aluminium alloys of such alloying systems as Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg, etc. The high ductility of the majority of industrial aluminium alloys of such alloying systems as Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg, Al-Cu-Mg and others. However, the above-mentioned traditional methods are low-productive and energy-consuming.

This problem can be solved by using aluminium alloys with improved complex of properties, such as high strength and technological plasticity (elongations over 230–300%) at reduced temperatures (up to $0.5 T_{pl}$).

It is known that ultrafine-grained (UFG) alloys, including those based on Al, allow to increase the complex of mechanical characteristics, including increased plasticity at lower temperatures, due to formation of more homogeneous microstructure and regulated distribution of the second phase [6, 7]. For example, in the process of severe plastic deformation (SPD) in the model alloy Al-30Zn a homogeneous UFG two-phase structure with a grain size of about 360 nm is formed [8]. During SPD, the solid solution decomposes and Zn-phase is formed in the triple junctions and in the body of aluminium grains, some boundaries of these grains are covered with Zn segregations. UFG Al-30Zn alloy demonstrates unusually high ductility. Maximum elongations of 235% (at room temperature) and 265% (at 100 °C) were obtained at strain rates of 10^{-4} s^{-1} . Demonstration of high ductility is associated not only with presence of the UFG structure of the Al-30Zn alloy, but also with presence of zinc segregations along the grain boundaries, contributing to active grain boundary slip and high strain rate sensitivity of the material [8].

The discovered features of mechanical behaviour of UFG aluminium alloys open new possibilities for preparing of perspective high-strength aluminium-based structural materials. In recent studies [7, 9], it was found that some Al-Zn-Mg alloys heavily SPD hardened showed significant elongations (up to 700%) under uniaxial tensile strain in

Обнаруженные особенности механического поведения УМЗ алюминиевых сплавов открывают новые возможности для создания перспективных высокопрочных на основе алюминиевых материалов конструкционного назначения. В недавних работах [7, 9] было установлено, что некоторые Al-Zn-Mg сплавы, сильно упрочненные ИПД, продемонстрировали значительные удлинения (до 700%) при одноосном растяжении в диапазоне температур $0,47-0,60 T_{пл}$ и в результате одноосной деформации растяжением в условиях низкотемпературной СП (НТСП) сохраняется высокая прочность сплавов, на уровне 80–90% от исходной, до деформации. Высокопрочное состояние после деформации в условиях НТСП может быть достигнуто не только за счет сохранения ультрамелких зерен, но и за счет других механизмов упрочнения, определяющих плотность дефектов, регулируемое образование, распределение, размер и химический состав частиц вторичной фазы, наличие наноразмерных кластеров и зернограницных сегрегаций [7, 9, 10].

Известно, что при формообразующих операциях, используемых для получения готовых тонкостенных изделий с развитой геометрией, используются такие методы, как формовка, штамповка или вытяжка, в процессе реализации которых реализуется многоосная деформация. В этой связи актуальной научной задачей на сегодняшний день является установление возможности реализации в НС высокопрочных сплавах 7000 серии двухосной деформации в условиях НТСП и применимость данных условий для получения реальных деталей или изделий.

Целью данной работы является создание/разработка технологического подхода, демонстрирующего возможность реализации формообразующей операции, используя двухосную деформацию при пониженных температурах для создания изделия из высокопрочного наноструктурированного сплава системы Al-Zn-Mg. Для достижения поставленной цели использовали моделирование методом конечных элементов и физические эксперименты.

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования был выбран Al-Zn-Mg сплав (Al-4.8%Zn-1.2%Mg-0.14%Zr) (вес.%). Заготовки в виде дисков диаметром 20 мм и толщиной 1,4 мм подвергали обработке кручением под высоким давлением (КВД) до 6 ГПа со скоростью деформирования 1 об/мин при комнатной температуре (рис.1) для формирования в них НС-состояния. Суммарное количество оборотов подвижного бойка 10.

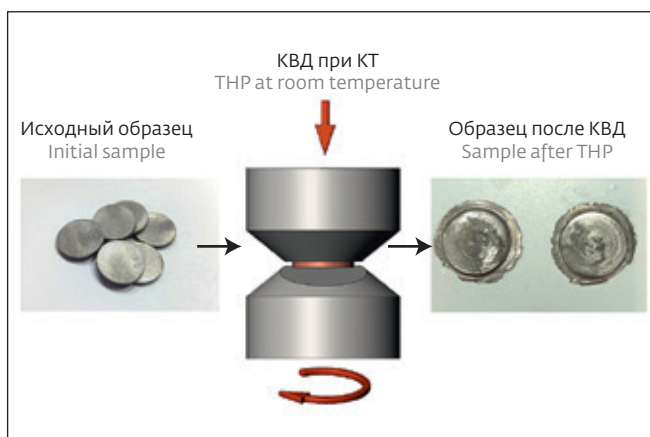


Рис.1. Схема КВД, внешний вид образцов до и после КВД
Fig.1. Scheme of the HPT, view of samples before and after HPT

the temperature range of $0.47-0.60 T_{пл}$ and uniaxial tensile strain under low-temperature SP (LTSP) conditions retained high strength of the alloys, at 80–90% of the initial strength, before deformation. The high-strength state after deformation under LTSP conditions can be achieved not only due to ultrafine grains preservation, but also due to other strengthening mechanisms that determine the density defect, regulated formation, distribution, size and chemical composition of secondary phase particles, and presence of nanoscale clusters and grain boundary segregations [7, 9, 10].

It is known that in forming operations used to obtain finished thin-walled products with developed geometry, such methods as forming, stamping or drawing are used, in the process of implementation then multiaxial deformation is realised. In this regard, the actual scientific task today is to establish possibility of realisation of biaxial deformation in NS high-strength alloys of 7000 series under LTSP conditions and applicability of these conditions for obtaining real parts or products.

The aim of this work is to make or develop a technological approach that demonstrates feasibility of a forming operation using biaxial deformation at reduced temperatures to prepare the high-strength nano-structured Al-Zn-Mg alloy product. Finite element modelling and physical experiments were used to achieve this task.

RESEARCH METHODS

Al-Zn-Mg alloy (Al-4.8%Zn-1.2%Mg-0.14%Zr) (weight %) was chosen as the material to study. Billets in the form of discs with a diameter of 20 mm and a thickness of 1.4 mm were subjected to high-pressure torsion (HPT) treatment up to 6 GPa with a strain rate of 1 rpm at room temperature (Fig.1) to form an NS state in them.



Анализ микроструктуры методом просвечивающей электронной микроскопии осуществляли на электронном микроскопе фирмы JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ с катодом из LaB_6 . В качестве объектов исследования выступали тонкие фольги, прозрачные для пучка электронов. Для приготовления фольг вырезали пластинки размерами $5 \times 3 \times 0,6 \text{ мм}^3$. После производили механическое утонение пластинок на абразивной бумаге до толщины 0,10–0,15 мм. Объекты для исследований тонкой структуры изготавливались методом струйной полировки тонких фольг на установке Tenupol-5 в растворе 20% HNO_3 и 80% метанола при температуре 25 °C и напряжении 15–20 В.

Температурно-скоростные условия для одноосной и двухосной деформации были выбраны на основе ранее полученных результатов исследований оптимальных температурно-скоростных условий проявления наноструктурным Al-Zn-Mg сплавом эффекта низкотемпературной сверхпластичности [7, 9]. Испытания на растяжение образцов Al-Zn-Mg сплава проводили при температуре 120, 150 °C со скоростями 10^{-2} и 10^{-3} с^{-1} на универсальной испытательной машине Instron 5982 с программным обеспечением Bluehill 3. Размеры рабочей части образцов составляли $3,0 \times 0,2 \times 5,0 \text{ мм}^3$.

Моделирование методом конечных элементов (МКЭ) и физический эксперимент двухосного растяжения осуществляли при скоростях деформации 10^{-3} и 10^{-2} с^{-1} и температурах 120 и 150 °C, при которых образцы НС Al-Zn-Mg сплав при одноосном растяжении проявил повышенную пластичность.

Моделирование МКЭ процесса твердофазной вытяжки проводилось с использованием программного комплекса "Деформ" (Лицензия ПК СФТС. Ключ №9190/Уфа, Россия). Ввиду симметрии образца разбита на ячейки – сетка 0,03 мм с выдвиганием передней фронта для математического описания течения материала.

Для определения пригодности материала методом холодной листовой штамповки были проведены испытания на выдавливание методом Эриксона в соответствии с ГОСТ 10510-80.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В процессе обработки КВД при комнатной температуре в сплавах Al-Zn-Mg формируется однородная структура со средним размером зерен 130 нм. Распад пересыщенного твердого раствора при КВД приводит к зарождению частиц второй фазы MgZn_2 внутри зерен Al и сегрегаций Zn по границам зерен Al (рис.2).

Формирование такого состояния в Al-Zn-Mg сплаве с регламентированным распределением

The total number of revolutions of the moving striker is 10.

The microstructure was analysed by transmission electron microscopy using a JEOL JEM-2100 electron microscope at an accelerating voltage of 200 kV with a LaB_6 cathode. The studied objects were thin foils transparent to the electron beam. To prepare the foils, plates with dimensions of $5 \times 3 \times 0,6 \text{ мм}^3$ were cut out. The plates were mechanically thinned on abrasive paper to a thickness of 0.10–0.15 mm. The objects for fine structure studies were produced by jet polishing of thin foils on a Tenupol-5 machine in a solution of 20% HNO_3 and 80% methanol at a temperature of 25 °C and a voltage of 15–20 V.

The temperature-rate conditions for uniaxial and biaxial deformation were chosen on the basis of previously obtained results of studies of optimal temperature-velocity conditions for the manifestation of the effect of low-temperature superplasticity by nanostructured Al-Zn-Mg alloy [7, 9]. Tensile tests of Al-Zn-Mg alloy specimens were carried out at temperatures of 120, 150 °C with rates of 10^{-2} and 10^{-3} с^{-1} on an Instron 5982 universal testing machine with Bluehill 3 software. The dimensions of the working part of the specimens were $3,0 \times 0,2 \times 5,0 \text{ мм}^3$.

Finite element modelling (FEM) and biaxial tensile physical experiment were carried out at strain rates of 10^{-3} and 10^{-2} с^{-1} and temperatures of 120 and 150 °C, at which the NS Al-Zn-Mg alloy samples exhibited increased ductility under uniaxial tensile loading.

FEM modelling of the solid-phase drawing process was carried out using the software package "Deform" (SFTS PC License. Key #9190/Ufa, Russia). In view of the specimen symmetry was divided into cells: 0.03 mm grid with advancement of the leading edge for mathematical description of the material flow.

To determine suitability of the material by cold sheet forging, extrusion tests were carried out using the Erickson method in accordance with GOST 10510-80.

RESULTS

During HPT treatment at room temperature, a homogeneous structure with an average grain size of 130 nm is formed in Al-Zn-Mg alloys. Decomposition of supersaturated solid solution during HPT leads to nucleation of particles of the MgZn_2 second phase inside Al grains and Zn segregations on the Al grain boundaries (Fig.2).

Formation of such a state in Al-Zn-Mg alloy with a regulated distribution of MgZn_2 phases both in the body and at the grain boundaries allowed to reach a strength limit of 800 MPa at room temperature and

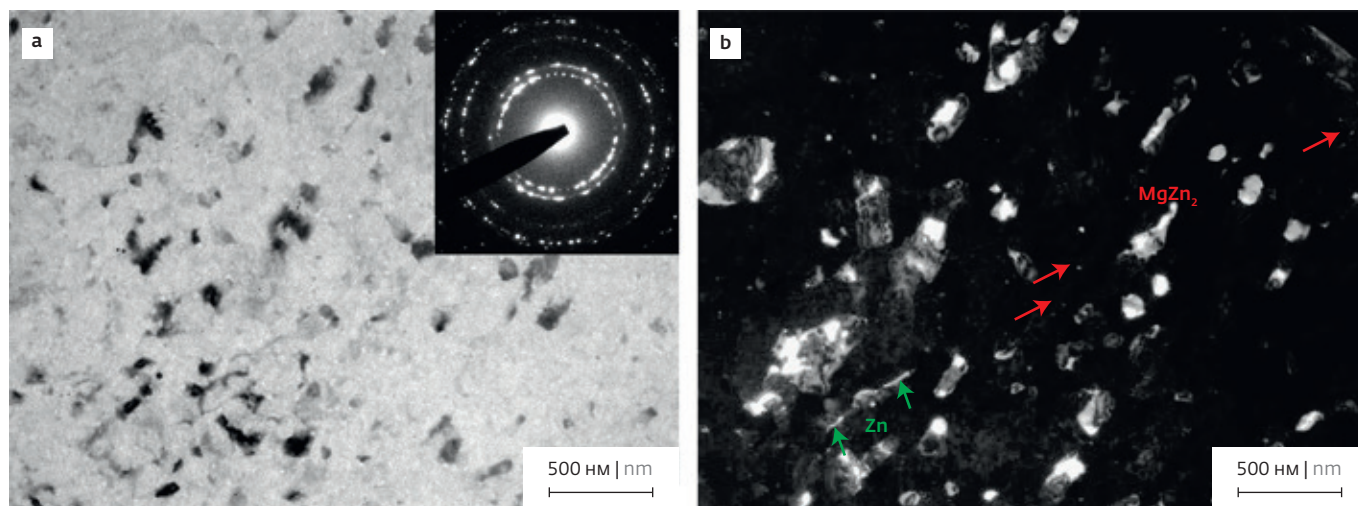


Рис.2. Микроструктура Al-Zn-Mg сплава в наноструктурном состоянии: светлое поле (a) и темное поле (b), (зелеными стрелками обозначены сегрегации Zn, красными стрелками обозначены частицы второй фазы $MgZn_2$)

Fig.2. Microstructure of the Al-Zn-Mg alloy in the nanostructured state: bright field (a) and dark field (b), (green arrows indicate Zn segregations, red arrows indicate particles of the second phase $MgZn_2$)

$MgZn_2$ фаз как в теле, так и по границам зерен позволило достичь предела прочности 800 МПа при комнатной температуре и уровня микротвердости 230HV, а также позволило реализовать эффект сверхпластичности при температурах 120 и 150 °C и скоростях деформации от 10^{-2} и 10^{-3} c^{-1} (рис.3).

С целью возможности изготовления тонкостенного изделия из листового материала была произведена оценка ресурса пластичности (формуемости) сплава Al-Zn-Mg в НС-состоянии. Для математического моделирования процесса двуслойной деформации методом конечных элементов в качестве входных данных использованы истинные кривые напряжения-деформации, полученные в режиме НТСП при одноосном растяжении согласно гипотезе единой кривой (для всех видов напряженного состояния (одноосного, двухосного и трехосного) в условиях простого нагружения справедлива единая зависимость между напряжениями и деформациями) [11]. Для кривых, записанных в режиме СП, принято, что деформация до 100...150% является равномерной, что позволяет построить истинные диаграммы "напряжение-деформация" в условиях постоянных объемов.

Истинная деформация $\bar{\epsilon}$ была определена по данным инженерной деформации ϵ [11]:

$$d\bar{\epsilon} = dl/l$$

$$\bar{\epsilon} = \ln(1 + \epsilon)$$

a microhardness level of 230HV, and also allowed to realise the effect of superplasticity at temperatures of 120 and 150 °C and strain rates of 10^{-2} and 10^{-3} s^{-1} (Fig.3).

Ductility (formability) life of Al-Zn-Mg alloy in the NS state has been evaluated in order to be able to fabricate a thin-walled product from sheet material. For mathematical modelling of the biaxial deformation process by the finite element method, the true stress-strain curves obtained in the LTSP

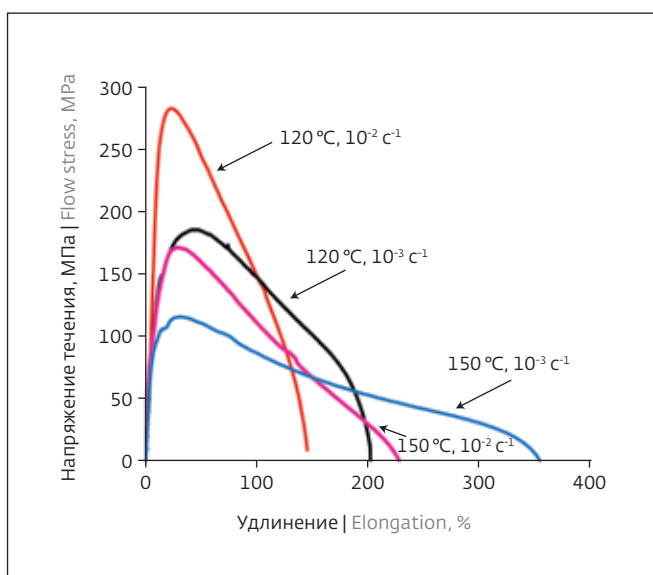


Рис.3. Кривые растяжения при разных температурах деформации

Fig.3. Stress-strain curves at different deformation temperatures

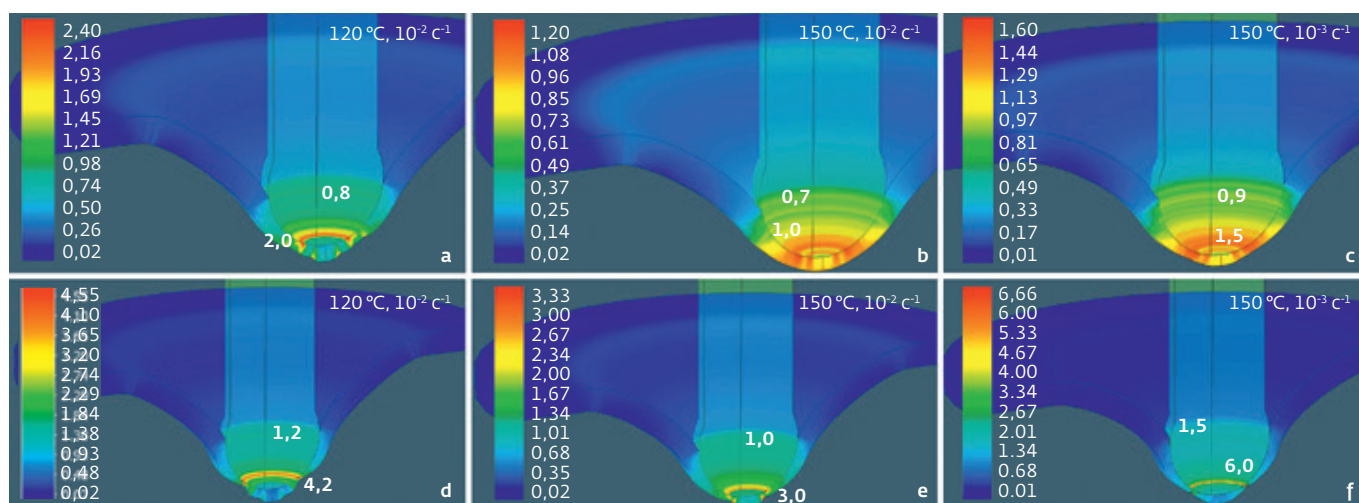


Рис.4. Эффективная пластическая деформация в условиях деформации: 120 °C, 10^{-2} c^{-1} (a, d); 150 °C, 10^{-2} c^{-1} (b, e), 150 °C, 10^{-3} c^{-1} (c, f). Образование первой трещины (d, e, f)

Fig.4. Effective plastic deformation under deformation conditions: 120 °C, 10^{-2} s^{-1} (a, d); 150 °C, 10^{-2} s^{-1} (b, d) 150 °C, 10^{-3} s^{-1} (c, f). Formation of the first crack (d, e, f)

Моделирование показало, что наиболее интенсивная деформация (до 2) происходит на стадии деформации примерно 90% (рис.4), повышение температуры приводит к снижению значения до 1. При этом снижение скорости деформации с 10^{-2} до 10^{-3} c^{-1} способствует повышению интенсивности деформации до 1,5 (рис.4c). При расчете определена максимальная интенсивность деформаций, при которой образец не разрушится (рис.4a-c), повышение значений интенсивности деформации до 4,2 при температуре 120 °C приводит к образованию первой трещины. Повышение температуры до 150 °C снижает значение интенсивности деформации до 3 (минимальное значение), снижение скорости при этой же температуре значительно увеличивает интенсивность пластической деформации до 6 (рис.4c-f).

Наиболее равномерная толщина образца достигнута в результате двухосной деформации, выполненной при температуре 150 °C со скоростью 10^{-2} c^{-1} (рис.4b).

Известно, что наиболее опасной и напряженной является первая стадия вытяжки [11]. Результаты моделирования показывают, что максимальные эквивалентные напряжения возникают на стадии деформации 60-70% (рис.5) и не превосходят значения напряжения при одноосном растяжении (рис.3). Повышение температуры до 150 °C и скорости деформации до 10^{-2} c^{-1} (c, d) приводит к значительному снижению эквивалентных напряжений (рис.6).

Для подтверждения результатов моделирования МКЭ были проведены физические эксперименты

mode under uniaxial tension according to the single curve hypothesis (a single stress-strain relationship is valid for all types of stress states (uniaxial, biaxial and triaxial) under conditions of simple loading) were used as input data [11].

For the curves recorded in SP mode, it is assumed that deformation up to 100...150% is uniform, which allows to construct true stress-strain diagrams under constant volume conditions.

The true strain $\bar{\epsilon}$ was determined from engineering strain ϵ [11]:

$$d_{\bar{\epsilon}} = dl/l$$

$$\bar{\epsilon} = \ln(1 + \epsilon).$$

The modelling showed that the most intense deformation (up to 2) occurs at the deformation stage of about 90% (Fig.4), increasing temperature leads to decreasing in the value to 1. At the same time, a decrease in strain rate from 10^{-2} to 10^{-3} s^{-1} favours an increase in strain intensity to 1.5 (Fig.4c). The maximum strain intensity at which the specimen will not fracture (Fig.4a-c) was determined during calculation, increasing the values of strain intensity up to 4.2 at 120 °C leads to formation of the first crack. Increasing the temperature to 150 °C reduces strain intensity value to 3 (minimum value), decreasing the rate at the same temperature significantly increases plastic strain intensity to 6 (Fig.4c-f).

The most uniform thickness of the specimen was achieved by biaxial deformation performed at 150 °C at a rate of 10^{-2} s^{-1} (Fig.4b).

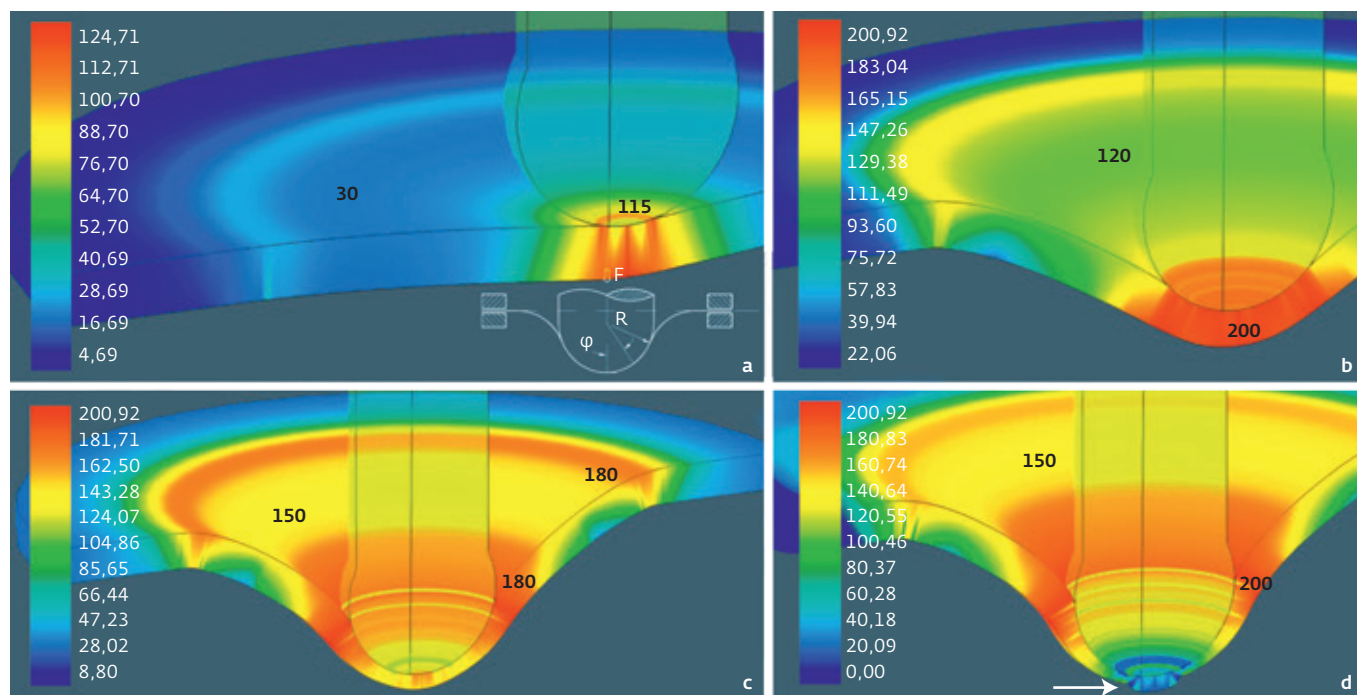


Рис.5. Эквивалентные напряжения в условиях деформации: при 120 °C и 10^{-2} c^{-1} (a, b); 150 °C и 10^{-3} c^{-1} (c, d). Белыми стрелками показана первая трещина

Fig.5. Equivalent stresses under deformation conditions: at 120 °C and 10^{-2} s^{-1} (a, b); 150 °C and 10^{-3} s^{-1} (c, d). White arrows show the first crack

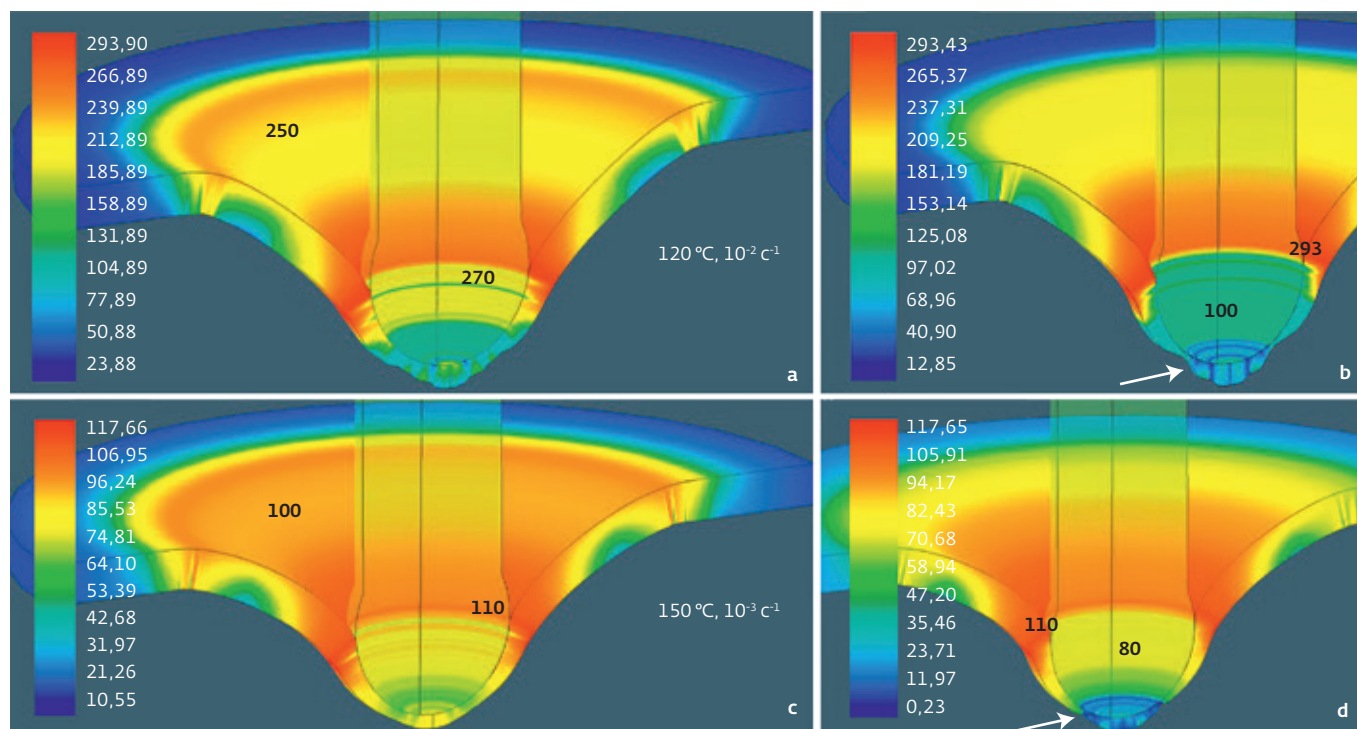


Рис.6. Эквивалентные напряжения в условиях деформации; при температурно-скоростных условиях 120 °C, 10^{-2} c^{-1} (a, b) и 150 °C, 10^{-3} c^{-1} (c, d); образование первой трещины (белая стрелка) (b, d)

Fig.6. Equivalent stresses under deformation conditions; at temperature and speed conditions of 120 °C, 10^{-2} s^{-1} (a, b) and 150 °C, 10^{-3} s^{-1} (c, d); formation of the first crack (white arrow) (b, d)

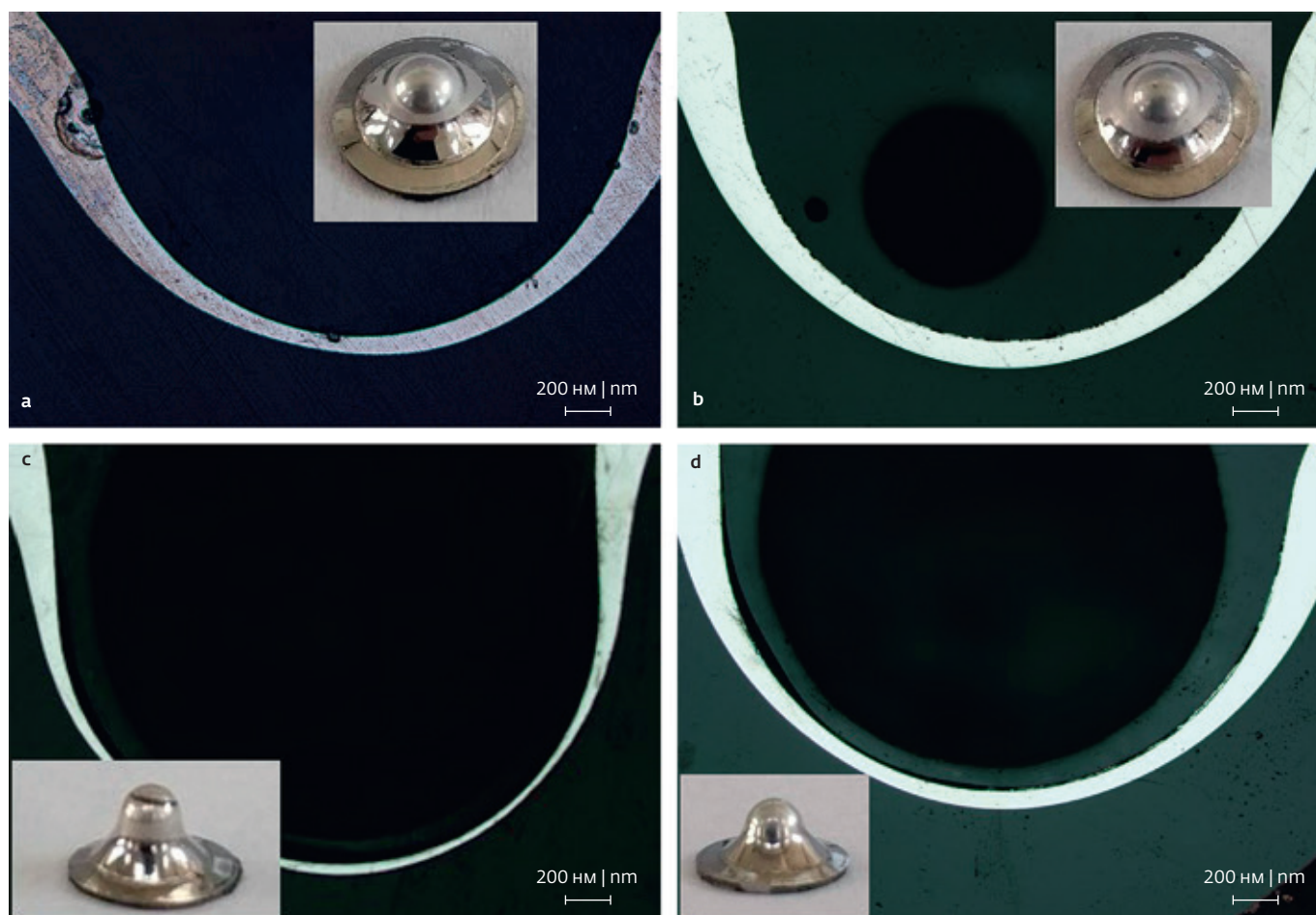


Рис. 7. Типичный вид поперечных срезов наноструктурированных образцов сплава Al-Zn-Mg и их внешний вид после испытаний на двухосное растяжение при: 120 °C, 10^{-2} c^{-1} (a); 120 °C, 10^{-3} c^{-1} (b); 150 °C, 10^{-3} c^{-1} (c) и 150 °C, 10^{-2} c^{-1} (d)

Fig. 7. Typical view of cross sections of nanostructured samples of Al-Zn-Mg alloy and their appearance after biaxial tensile testing at: 120 °C, 10^{-2} s^{-1} (a); 120 °C, 10^{-3} s^{-1} (b); 150 °C, 10^{-3} s^{-1} (c) and 150 °C, 10^{-2} s^{-1} (d)

на вытяжку по методу Эриксона при температурах 120 и 150 °C со скоростями 10^{-2} и 10^{-3} c^{-1} .

Результаты эксперимента хорошо согласуются с результатами моделирования. Оценка эквивалентной деформации, реализованной в ходе проведенных испытаний на двухосное растяжение, производилась по толщине деформированных дисков, расположенных на участке 20–45° относительно вертикальной оси купола. Эквивалентную деформацию определяли как:

$$\varepsilon = \ln(t_0/t),$$

где t_0 – начальная толщина, t – конечная толщина образца.

По результатам исследования были построены графики зависимости максимальной нагрузки ($F_{\max}$) и величины истинной эквивалентной деформации от температурно-скоростных

It is known that the most dangerous and stressful is the first stage of drawing [11]. The modelling results show that the maximum equivalent stresses occur at the 60–70% deformation stage (Fig. 5) and do not exceed the stress value in uniaxial tension (Fig. 3). Increasing temperature to 150 °C and strain rate to 10^{-2} s^{-1} (c, d) leads to a significant decrease in equivalent stresses (Fig. 6).

To validate the FEM modelling results, physical Eriksen draw experiments were carried out at temperatures of 120 and 150 °C at rates of 10^{-2} and 10^{-3} s^{-1} .

The experimental results are in good agreement with the modelling results. Estimation of the equivalent strain realised in the conducted biaxial tensile tests was performed by the deformed discs thickness located at the section 20–45° relative to the vertical axis of the dome. The equivalent strain was determined as follows:

условий испытаний на двухосное растяжение экспериментальных наноструктурных образцов сплава системы Al-Zn-Mg (рис.7). На графиках также приведены значения, полученные в результате оценки течения материала в процессе моделирования; с помощью моделирования МКЭ и физического эксперимента установлено, что более глубокая вытяжка происходит при температуре 150 °С.

ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные результаты исследований обеспечат развитие подходов в производстве ультрамелкозернистых Al сплавов в виде полуфабрикатов и готовых изделий с повышенным уровнем свойств. Применение формообразующих операций в условиях НТСП будет направлено на повышение энергоэффективности и производительности получения высокопрочных изделий сложной формы из алюминиевых сплавов, что полностью отвечает современным мировым тенденциям развития в перспективных конструкциях наземного, водного и воздушного транспорта.

ВЫВОДЫ

1. Моделирование процесса течения наноструктурированного Al-Zn-Mg сплава, осуществленного по результатам механических испытаний при температурах 120 и 150 °С и скоростях деформации 10^{-2} – 10^{-3} с⁻¹, позволило установить ряд практических параметров многоосной деформации в условиях НТСП. В процессе моделирования были оценены эквивалентные напряжения, накопленная пластическая деформация.
2. По результатам анализа моделирования и эксперимента определены параметры многоосного растяжения образцов из наноструктурированного Al-Zn-Mg сплава:
 - максимальное значение $F_{\max}$ (около 390 Н) и максимальная эквивалентная деформация (менее 2) демонстрирует при температуре деформации 150 °С и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹;
 - разрушение образцов может происходить при достижении величины истинной эквивалентной деформации более 2,75.

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Государственного задания № FEUE-2023-0007 (УУНиТ). Эксперименты проведены в центре коллективного пользования "Нанотех" Уфимского университета науки и технологий.

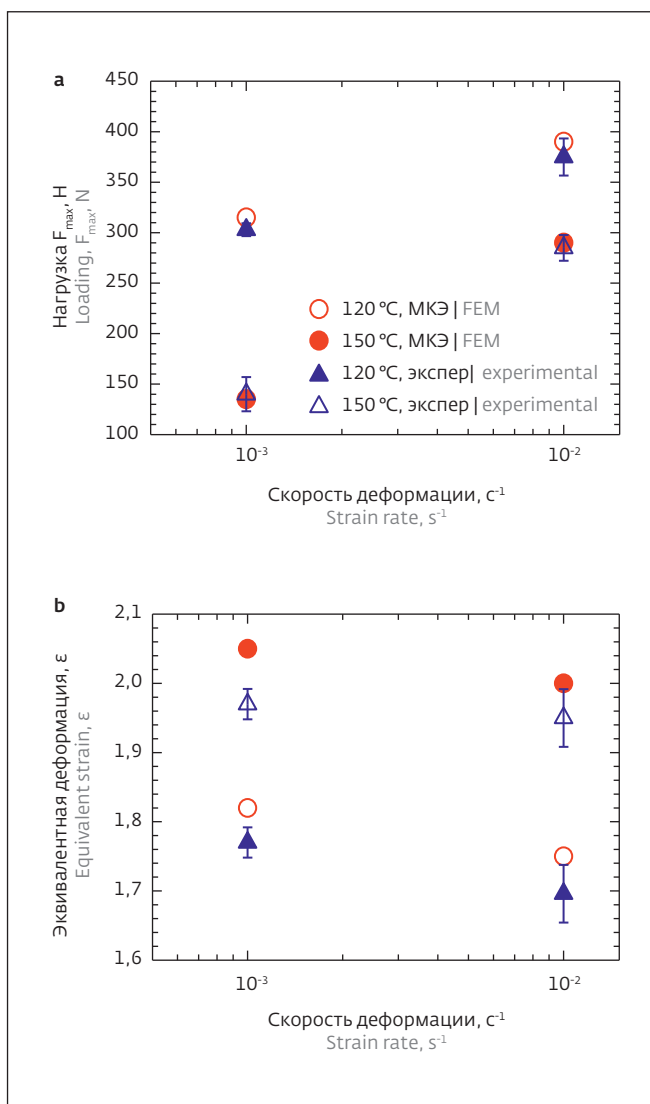


Рис.8. Зависимость максимальной нагрузки $F_{\max}$ (a) и величины истинной эквивалентной деформации (b) от температурно-скоростных условий испытаний на двухосное растяжение наноструктурированных образцов сплава Al-Zn-Mg

Fig.8. Dependence of the maximum load $F_{\max}$ (a) and the value of the true equivalent strain (b) on the temperature-speed conditions of biaxial tensile tests of nanostructured Al-Zn-Mg alloy samples

$$\varepsilon = \ln(t_0/t),$$

where t_0 is the initial thickness, t is the final thickness of the specimen.

According to the results of the study, graphs of dependence of the maximum load ($F_{\max}$) and the value of the true equivalent strain on the temperature-rate conditions of biaxial tensile tests of experimental nanostructured samples of the alloy of the Al-Zn-Mg

ЛУЧШАЯ
ВЫСТАВКА
РОССИИ*

10–13.11.2025

РОССИЯ, МОСКВА,
ВК «ТИМИРЯЗЕВ ЦЕНТР»



ПРОВОДИТСЯ С 1965 ГОДА

28-я международная
выставка химической
промышленности
и науки

ХИМИЯ

КНІМІА

12+

Реклама



При поддержке:

- Министерства промышленности и торговли РФ
- Российского Союза химиков
- Ассоциации «РОСХИМРЕАКТИВ»
- Химического факультета МГУ им. М.В. Ломоносова
- РХТУ им. Д.И. Менделеева

Под патронатом ТПП РФ



Минпромторг
России



www.chemistry-expo.ru

Организатор



ЭКСПОЦЕНТР

*Согласно Общероссийскому рейтингу выставок. Подробнее – www.exporating.ru



ИНФОРМАЦИЯ О РЕЦЕНЗИРОВАНИИ

Редакция благодарит анонимного рецензента (рецензентов) за их вклад в рецензирование этой работы, а также за размещение статей на сайте журнала и передачу их в электронном виде в НЭБ eLIBRARY.RU.

Декларация о конфликте интересов. Авторы заявляют об отсутствии конфликтов интересов или личных отношений, которые могли бы повлиять на работу, представленную в данной статье.

ЛИТЕРАТУРА / REFERENCES

1. Елагин В. Легирование деформируемых алюминевых сплавов переходными металлами. Москва, Металлургия, 1975.
2. Polmear I.J. Light Alloys-Metallurgy of the Light Metals. Arnold, London, 1995.
3. Li S.S., Yue X., Li Q.Y., Peng H.L., Dong B.X., Liu T.S., Jiang Q.C. Development and applications of aluminum alloys for aerospace industry. J. Mater. Res. Technol. 2023. Vol. 27. PP. 944–983.
4. Mondolfo L.F. Structure of the aluminium: magnesium: zinc alloys. INT. METALL. RE. V. 1971. Vol. 153. PP. 95–124.
5. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. Москва, Металлургия, 1984.
6. Bhatta L., Pesin A., Zhilyaev A.P., Tandon P., Kong C., Yu H. Recent Development of Superplasticity in Aluminum Alloys: A Review. Metals. 2020. Vol. 10. P. 77.
7. Zha O.Y., Zhu Y., Lavernia E.J. Strategies for improving tensile ductility of bulk nanostructured materials. Adv. Eng. Mater. 2010. Vol. 12. PP. 769–778.
8. Song Z., Niu R.M., Cui X., Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Gu Ji., Song M., Bhatta V., Ringer S.P., Valiev R.Z., Liao X. Mechanism of room-temperature superplasticity in ultrafine-grained Al-Zn alloys. Acta Materialia. 2023. Vol. 246. P. 118671.
9. Chinh N.Q., Murashkin M.Yu., Bobruk E.V., Lábár J.L., Gubicza J., Kovács Z., Ahmed A.Q., Maier-Kiener V., Valiev R.Z. Ultralow-temperature superplasticity and its novel mechanism in ultrafine-grained Al alloys. Mater. Res. Lett. 2021. Vol. 9. No. 11. PP. 475–482.
10. Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Kazykhanov V.U., Valiev R.Z. Superplastic behaviour at lower temperatures of high-strength ultrafine-grained Al alloy 7475. Advanced engineering materials. 2019. Vol. 21 (1). P. 1800094.
11. Гречников Ф.В., Каргин В.Р. Теория пластического деформирования металлов: учебник. Самара, Изд-во Самарского университета, 2021.

system were plotted (Fig.7). The graphs also show the values obtained from evaluation of the material flow during the modelling process; using FEM modelling and physical experiment, it was found that deeper drawing occurs at a temperature of 150 °C.

DISCUSSION

The obtained results will provide development of approaches in ultrafine-grained Al alloys production in the form of semi-finished and finished products with an increased level of properties. Application of forming operations under LTSP conditions will be aimed at increasing energy efficiency and productivity of obtaining high-strength products of complex shape from aluminium alloys, which fully meets modern world development trends in promising designs of land, water and air transport.

CONCLUSIONS

1. Modelling of the flow process of nanostructured Al-Zn-Mg alloy carried out on the basis of the results of mechanical tests at temperatures of 120 and 150 °C and strain rates of 10^{-2} – 10^{-3} s⁻¹ allowed us to establish a number of practical parameters of multiaxial deformation under LTSP conditions. In the process of modelling, equivalent stresses, accumulated plastic deformation were estimated.
2. The multiaxial tensile parameters of nanostructured Al-Zn-Mg alloy specimens have been determined by the results of modelling and experimental analysis:
 - maximum value of F_{max} (about 390 N) and maximum equivalent strain (less than 2) is demonstrated at a deformation temperature of 150 °C and a strain rate of 10^{-3} s⁻¹;
 - failure of the specimens may occur when the true equivalent strain reaches a value of more than 2.75.

ACKNOWLEDGEMENTS

The research was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation under State Assignment No. FEUE-2023-0007 (UUST). The experiments were carried out at the Nanotech Collective Use Centre of the Ufa University of Science and Technology.

PEER REVIEW INFO

Editorial board thanks the anonymous reviewer(s) for their contribution to the peer review of this work. It is also grateful for their consent to publish papers on the journal's website and SEL eLibrary eLIBRARY.RU.

Declaration of Competing Interest. The authors declare that they have no known competing financial interests or personal relationships that could have appeared to influence the work reported in this paper.

Организаторы:



ПРАВИТЕЛЬСТВО
РЕСПУБЛИКИ
БАШКОРТОСТАН



МИНИСТЕРСТВО ПРОМЫШЛЕННОСТИ,
ЭНЕРГЕТИКИ И ИННОВАЦИЙ
РЕСПУБЛИКИ БАШКОРТОСТАН



АДМИНИСТРАЦИЯ
ГОРОДСКОГО ОКРУГА Г. УФА
РЕСПУБЛИКИ БАШКОРТОСТАН



Традиционная поддержка:



Минпромторг
России

12-14 НОЯБРЯ

УФА 2025

РОССИЙСКИЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ

Специализированные выставки



- **Машиностроение.
Металлообработка**
- **Инновационный
потенциал Уфы**

Реклама. ООО «БВК», ИНН 0278179329

По участию в выставке:
+ 7-347-246 41 80, +7 917 354 45 05
promexpo@bvkexpo.ru

По участию в форуме:
+ 7-347-246-42-81, 246-42-85
kongress@bvkexpo.ru



[prombvk](#)



[promexpoufa](#)



prombvk.ru