



Получено: 21.05.2025 г. | Принято: 30.05.2025 г. | <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.308.318>

Научная статья

ПРОЯВЛЕНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Е.В.Бобрук¹, к.т.н., вед. науч. сотр., доц., ORCID: 0000-0001-8226-9887 / e-bobruk@yandex.ru

Аннотация. В представленной статье приведен обзор формирования наноструктурированного состояния, сопровождающегося распадом пересыщенного твердого раствора с образованием Zn, Mg, Cu сегрегаций и вторичных фаз, в сплавах систем Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg для достижения эффекта низкотемпературной сверхпластичности.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, наноструктурное состояние, сегрегация, сверхпластичность, зернограничное проскальзывание

Для цитирования: Е.В. Бобрук. Проявление низкотемпературной сверхпластичности в наноструктурированных алюминиевых сплавах. НАНОИНДУСТРИЯ. 2025. Т. 18. № 5. С. 308-318. <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.308.318>.

Received: 21.05.2025 | Accepted: 30.05.2025 | <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.308.318>

Original paper

MANIFESTATION OF LOW-TEMPERATURE SUPERPLASTICITY IN NANOSTRUCTURED ALUMINUM ALLOYS

E.V.Bobruk¹, Cand. of Sci. (Tech), Leading Researcher, Docent, ORCID: 0000-0001-8226-9887 / e-bobruk@yandex.ru

Abstract. The presented paper gives an overview of nanostructured state formation accompanied by the decomposition of supersaturated solid solution with forming the Zn, Mg, Cu segregations and secondary phases in alloys of Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si and Al-Cu-Mg systems to achieve the effect of low-temperature superplasticity.

Keywords: Al alloy, nanostructured state, segregation, superplasticity, grain boundary sliding

For citation: E.V. Bobruk. Manifestation of low-temperature superplasticity in nanostructured aluminum alloys. NANOINDUSTRY. 2025. Vol. 18. No. 5. PP.308-318. <https://doi.org/10.22184/1993-8578.2025.18.5.308.318>.

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



ВВЕДЕНИЕ

Сверхпластическое (СП) поведение обычно описывают соотношением (1):

$$\varepsilon = A \frac{D \cdot G \cdot b}{K \cdot T} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n, \quad (1)$$

где, согласно [1], D – коэффициент диффузии; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; K – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; d – средний размер зерна; σ – приложенное напряжение (напряжение течения); p – показатель степени обычно равная 2; n – величина, обратная коэффициенту скоростной чувствительности напряжения течения m ; A – безразмерный коэффициент.

Данное уравнение показывает взаимосвязь между внешними условиями деформации и внутренним строением материалов. Из него следует, что уменьшение размера зерна должно приводить к увеличению скорости и снижению температуры деформации, при которых проявляется СП-поведение.

На сегодняшний день известно, что при переходе сплавов с размером зерен менее 10 мкм в СП-состояние наблюдается смена механизма деформации от внутризеренного дислокационного скольжения (ВДС), контролируемого объемной диффузией, к зернограничному проскальзыванию (ЗГП), контролируемому диффузией по границам зерен (ГЗ) [2–4].

Многими исследователями [3–5] отмечены необычные свойства ГЗ в наноструктурных металлах, полученных воздействием интенсивной пластической деформацией (ИПД). Наряду со структурой ГЗ на развитие зернограничных процессов заметное влияние оказывают тип и концентрация примесей и сегрегации [6, 7], что является важным в проявлении СП поведения при пониженных температурах.

Целью данной работы являлось обобщение результатов недавних исследований реализации низкотемпературной СП (НТСП), установленной на модельных и промышленных Al сплавах таких систем легирования, как Al–Zn, Al–Zn–Mg, Al–Mg–Mn, Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg. В этих исследованиях особое внимание уделено выявлению физической природе НТСП, где наряду с ультрамелким размером зерен в алюминиевых сплавах, сформированных в процессе ИПД, заметную роль играет состояние ГЗ, связанное с наличием зернограничных сегрегаций, а также наноразмерные частицы вторых фаз, которые подавляют миграцию ГЗ и, таким образом, ограничивают рост зерен [8–15].

INTRODUCTION

Superplastic (SP) behaviour is usually described by relation (1):

$$\varepsilon = A \frac{D \cdot G \cdot b}{K \cdot T} \left(\frac{b}{d} \right)^p \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n, \quad (1)$$

where according to [1] D is the diffusion coefficient, G is the shear modulus, b is the Burgers vector, K is the Boltzmann constant, T is the absolute temperature, d is the average grain size, σ is the applied stress (flow stress), p is the degree exponent usually equal to 2, n is the inverse of the velocity sensitivity coefficient of the flow stress m , and A is the dimensionless coefficient.

This equation shows the relationship between the external deformation conditions and the internal structure of materials. It implies that a decrease in grain size should lead to an increase in the strain rate and a decrease in the deformation temperature at which the SP behaviour is observed.

To date, it is known that during alloys transition with grain size less than 10 μm to the SP state, a change of deformation mechanism from intragrain dislocation slip (IDS) controlled by bulk diffusion to grain boundary slip (GBS) controlled by grain boundary diffusion (GBD) is observed [2–4].

Many researchers [3–5] have noted unusual properties of GB in nanostructured metals produced by severe plastic deformation (SPD). In addition to the structure of the GB, the type and concentration of impurities and segregation [6, 7] have a significant influence on the development of grain boundary processes, which is important in the manifestation of SP behaviour at reduced temperatures.

The aim of this work was to summarise the results of recent studies on realisation of low temperature SP (LTSP) established on model and industrial Al alloys of such alloying systems as Al–Zn, Al–Zn–Mg, Al–Mg–Mn, Al–Mg–Si and Al–Cu–Mg. In these studies, special attention has been paid to identification of the physical nature of LTSPs, where along with the ultrafine grain size in aluminium alloys formed during the SPD process, a prominent role is played by the GB state associated with the presence of grain boundary segregations, as well as nanoscale particles of second phases, which inhibit the migration of GBs and thus limit grain growth [8–15].

RESEARCH METHODS

The alloys selected for the study were Al–30%Zn, Al–4.8%Zn–1.2%Mg–0.14%Zr, Al–5.7Zn–2.2Mg–1.6Cu–0.25Cr,



МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования были выбраны сплавы: Al-30%Zn, Al-4.8%Zn-1.2%Mg-0.14%Zr, Al-5.7Zn-2.2Mg-1.6Cu-0.25Cr, Al-5.66Mg-0.81Mn-0.67Zn-0.09Zr, Al-0.60Mg-0.60Si-0.10Cu-0.10Mn-0.15Zn-0.50Cr и Al-4.98Cu-1.49Mg-0.73Mn-0.04Si-0.07Fe (вес.%). Для формирования наноструктурированного (НС) состояния после обработки получали твердый раствор, из которого делали заготовки из материалов исследования в виде дисков диаметром 20 мм подвергали ИПД методом кручения под квазигидростатическим давлением (КВД) при комнатной температуре (КТ) и приложенном давлении 6 ГПа.

Для структурных исследований использовались просвечивающий электронный микроскоп JEOL JEM 2100, сканирующие ПЭМ (СПЭМ) JEOL®-ARM200F с детектором JEOL® JED-2300 для энерго-дисперсионного (ЭДС) анализа и Titan Themis G2 200 с детектором EDS Super-X, сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с полевой эмиссией FEI Quanta 600, оснащенного программным обеспечением TSL OIMTM. Более подробно методики описаны в работах [8-16].

Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине INSTRON-5982, оснащенной термокамерой с программным обеспечением Bluehill 3 для определения напряжения течения и относительного удлинения до разрыва. Величину коэффициента скоростной чувствительности (m) определяли по формуле (2):

$$m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}}, \quad (2)$$

где σ – напряжение течения при степени деформации 100%; $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации.

РЕЗУЛЬТАТЫ

В процессе кручения под высоким давлением (КВД) при КТ в бинарном модельном сплаве Al-30Zn сформирована однородная УМЗ-структура (рис.1а) [8-10]. Формирование УМЗ-структуры сопровождается распадом пересыщенного твердого раствора, приводящего к зарождению частиц Zn как в теле, так и по границам зерен алюминия (рис.1б). Размер зерен алюминия составляет 410 ± 30 нм, размер выделений Zn внутри зерен алюминия – 10 ± 4 нм. Крупные частицы Zn размером более 100 нм образуются в тройных стыках этих зерен. На границе большинства зерен отмечается образование прослоек атомов Zn, имеющих ширину около 5 нм.

Формирование НС-состояния в сплаве Al-30Zn, обладающего отмеченными выше особенностями, привело к проявлению признаков НТСП [8, 10]. В НС-состоянии Al-30Zn сплав демонстрирует

Al-5.66Mg-0.81Mn-0.67Zn-0.09Zr, Al-0.60Mg-0.60Si-0.10Cu-0.10Mn-0.15Zn-0.50Cr and Al-4.98Cu-1.49Mg-0.73Mn-0.04Si-0.07Fe (weight %). To form the nanostructured (NS) state, a solid solution was obtained after processing, from billets of the study materials were made in the form of discs of 20 mm diameter were subjected to SPD by high pressure torsion (HPT) at room temperature (RT) and applied pressure of 6 GPa.

For structural studies, a JEOL JEM 2100 transmission electron microscope, JEOL®-ARM200F scanning electron microscopes (SPEM) with JEOL® JED-2300 detector for energy dispersive (EDS) analysis and Titan Themis G2 200 with EDS Super-X detector, FEI Quanta 600 field emission scanning electron microscope (SEM) equipped with TSL OIMTM software were used. The methods are described in more detail in [8-16].

Mechanical tests were performed on an INSTRON-5982 universal testing unit equipped with a thermal chamber with Bluehill 3 software to determine the flow stress and relative elongation to rupture. The value of the velocity sensitivity coefficient m was determined by formula (2):

$$m = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\epsilon}}, \quad (2)$$

where σ is the flow stress at a strain rate of 100%; $\dot{\epsilon}$ is the strain rate.

RESULTS

During the process of HPT at RT, a homogeneous UMZ structure was formed in the binary model alloy Al-30Zn (Fig.1a) [8-10]. Formation of the UMZ structure is accompanied by disintegration of the supersaturated solid solution leading to the nucleation of Zn particles both in the body and at the grain boundaries of aluminium (Fig.1b). The size of aluminium grains is 410 ± 30 nm, the size of Zn precipitates inside aluminium grains is 10 ± 4 nm. Large Zn particles larger than 100 nm are formed in the triple junctions of these grains. Formation of interlayers of Zn atoms with a width of about 5 nm is noted at the boundary of most grains.

Formation of NS state in Al-30Zn alloy possessing the above mentioned features led to the manifestation of LTSP features [8, 10]. In the NS state Al-30Zn alloy demonstrates unusually high elongation to failure – 235% at RT and strain rate of 10^{-4} s^{-1} . At the same time, the velocity sensitivity coefficient m is 0.32. Increasing the test temperature to 100 °C allowed to achieve an elongation of 265% at a strain rate of 10^{-4} s^{-1} . The value of m is 0.45.

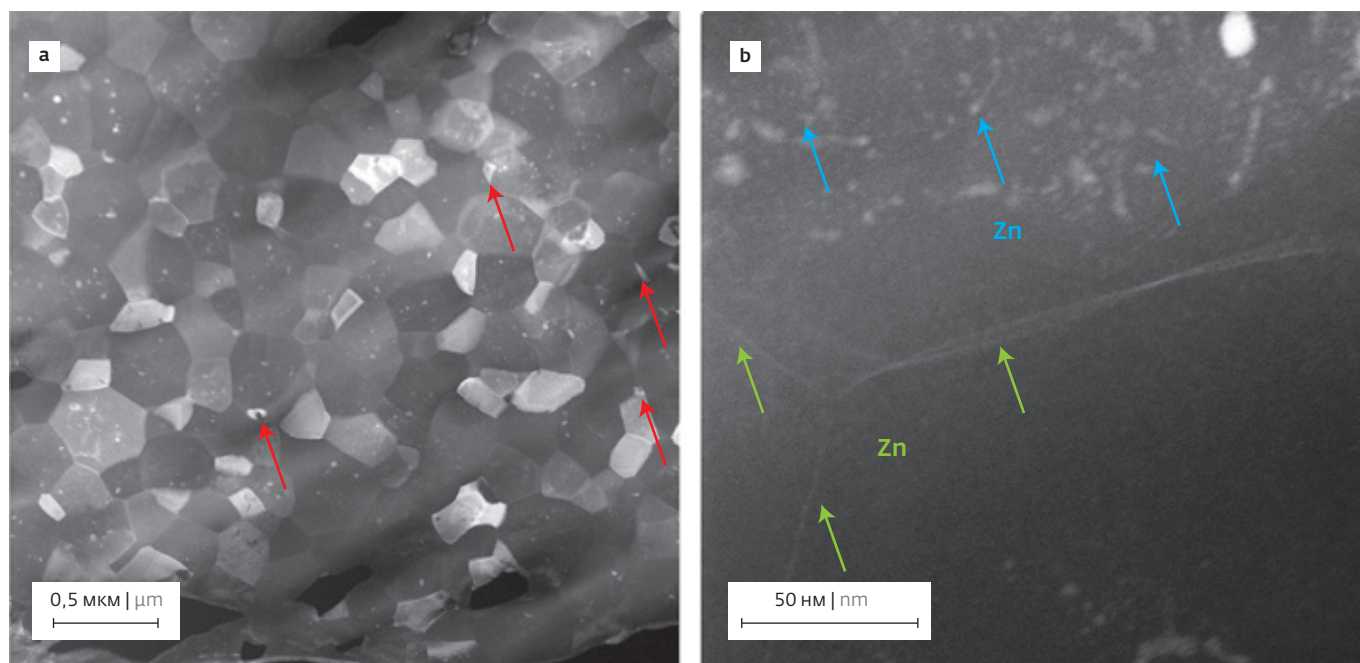


Рис.1. Микроструктура сплава системы Al-Zn в НС состоянии (СПЭМ-изображение), красными стрелками отмечены частицы Zn в тройных стыках (а); увеличенное изображение с указанием прослойки Zn по границе зерна и внутри Al зерен (b) [9]

Fig.1. Microstructure of the Al-Zn alloy in the NS state (STEM image), red arrows indicate Zn particles in triple junctions (a); enlarged image indicating the Zn layer along the grain boundary and inside the Al grains (b) [9]

необычайно высокое удлинение до разрушения – 235% при КТ и скорости деформации 10^{-4} с^{-1} . При этом коэффициент скоростной чувствительности (m) составляет 0,32. Повышение температуры испытания до 100°C позволило достичь удлинения 265% при скорости деформации 10^{-4} с^{-1} . Величина m составляет 0,45.

На основании исследований бинарного сплава было установлено, что легирование Zn позволяет кардинально перестроить состояние высокоугловых ГЗ в алюминиевых сплавах с ультрамелким зерном. В результате ускоренных диффузионных процессов атомы Zn при деформации перераспределяются и формируют сегрегации по границам зерен алюминия, облегчающие ЗГП – основного механизма СП [8].

Другим распространенным легирующим элементом алюминиевых сплавов является Mg, который, как было показано в исследованиях [5, 11, 12], в процессе формирования ультрамелких или наноразмерных зерен, образуя сегрегации вдоль границ зерен алюминия и наноразмерные частицы вторых фаз, повышает их устойчивость к деформационно-термическим воздействиям за счет снижения энергии ГЗ, и уменьшения их подвижности, что тоже оказывает положительное влияние на достижение повышенных значений пластичности.

Based on the binary alloy studies, it was found that Zn alloying can fundamentally restructure the state of high-angle GBs in ultrafine grain aluminium alloys. As a result of accelerated diffusion processes, Zn atoms are redistributed during deformation and form segregations along the grain boundaries of aluminium grains, facilitating GBS – the main mechanism of SP [8].

Another common alloying element of aluminium alloys is Mg, which, as it was shown in studies [5, 11, 12], in the process of ultrafine or nanosized grains formation, forming segregations along the grain boundaries of aluminium and nanosized particles of second phases, increases their resistance to deformation and thermal effects by reducing the GB energy, and reducing their mobility, which also has a positive effect on achieving increased values of ductility.

The influence of complementary elements Zn and Mg on the features of the structural-phase state and the LTSP effect was presented in [11, 12] on the example of high-strength NS alloys of the Al-Zn-Mg system. Processing of Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr (wt.%) alloy samples by HPT at RT resulted in formation of a nanostructured state (NS) with a grain size of about 100 nm and formation of particles of metastable secondary η' -phase

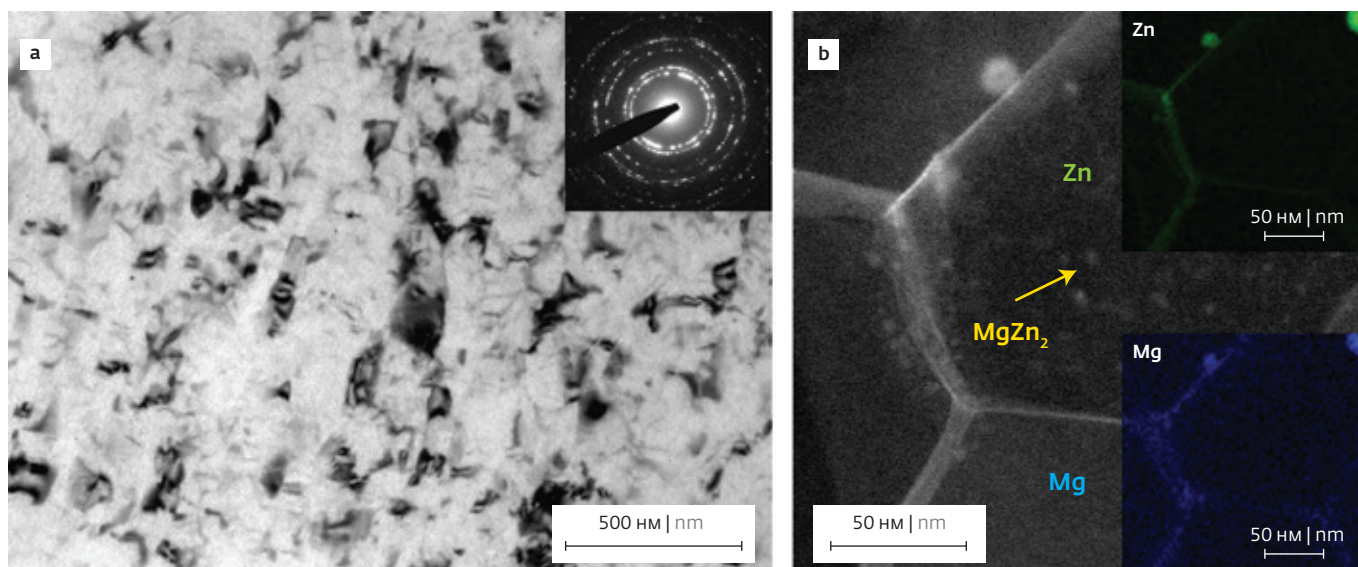


Рис.2. Микроструктура сплава Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr в НС-состоянии: ПЭМ-изображение с электронограммой (а); изображение СПЭМ, темное поле (b) [11, 12]

Fig.2. Microstructure of the Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr alloy in the NS state: TEM image, bright field with electron diffraction pattern (a); STEM image, dark-field (b) [11, 12]

На примере высокопрочных НС-сплавов системы Al-Zn-Mg в работах [11, 12] было представлено влияние взаимодополняющих элементов Zn и Mg на особенности структурно-фазового состояния и эффект НТСП. Обработка образцов сплава Al-4.8Zn-1.2Mg-0.14Zr (вес.%) методом КВД при КТ привела к формированию наноструктурного состояния с размером зерна около 100 нм и образованию частиц метастабильной вторичной η' -фазы $MgZn_2$ размером до 5 нм вблизи границ зерен алюминия (рис.2). ЭДС-анализ показал, что в результате КВД по границам зерен алюминия избыток атомов Mg и/или Zn, при этом соотношение Zn и Mg изменяется вдоль границы (рис.2b).

В НС-состоянии сплав Al-Zn-Mg-Zr демонстрирует эффект НТСП. Удлинение до разрушения 500% достигается при температуре 170 °C и скорости деформации 10^{-2} c^{-1} , а величина m составляет 0,37. При 200 °C максимальное удлинение составляет 700% при скорости деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$. Показатель m заметно увеличивается (до 0,73). По результатам исследований [11, 12] НТСП осуществляется преимущественно за счет реализации ЗГП, протекание которого облегчается присутствием атомов Zn по ГЗ, при этом ВДС подавлено сегрегациями Mg и внутризеренными наноразмерными частицами фазы $MgZn_2$.

Также известны сплавы алюминия, демонстрирующие СП-поведение, которые не содержат Zn в качестве основного легирующего элемента, например, термически неупрочняемые сплавы системы Al-Mg-Mn.

$MgZn_2$ up to 5 nm in size near the grain boundaries of aluminium (Fig.2). EDS analysis has shown that as a result of HPT, Mg and/or Zn atoms are abundant along aluminium grain boundaries, with the ratio of Zn and Mg varying along the boundary (Fig.2b).

In NS state the Al-Zn-Mg-Zr alloy exhibits the LTSP effect. Elongation to failure of 500% is achieved at a temperature of 170 °C and a strain rate of 10^{-2} s^{-1} , and the value of m is 0.37. At 200 °C, the maximum elongation is 700% at a strain rate of $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The m value increases markedly (up to 0.73). According to the results of studies [11, 12], LTSP is carried out mainly due to realisation of ZGP, the course of which is facilitated by the presence of Zn atoms along the GBS, while IDS is suppressed by Mg segregations and intra-grained nanosized particles of the $MgZn_2$ phase.

Aluminium alloys exhibiting SP behaviour that do not contain Zn as the main alloying element, such as non-thermally hardenable alloys of the Al-Mg-Mn system, are also known.

During HPT process at RT, NS state with a grain size of $95 \pm 3 \text{ nm}$ and a regulated particle distribution of secondary phases such as Al_3Mg_2 (predominantly in GB), Al_6Mn and Al_3Zr (wt.%) was formed in the alloy Al-5.66Mg-0.81Mn-0.67Zn-0.09Zr (alloy 1565h) [13]. The use of HTP also ensured the formation of Mg segregations along the Al grain boundaries (Fig.3). Formation of such state allowed to realise in the alloy the effect

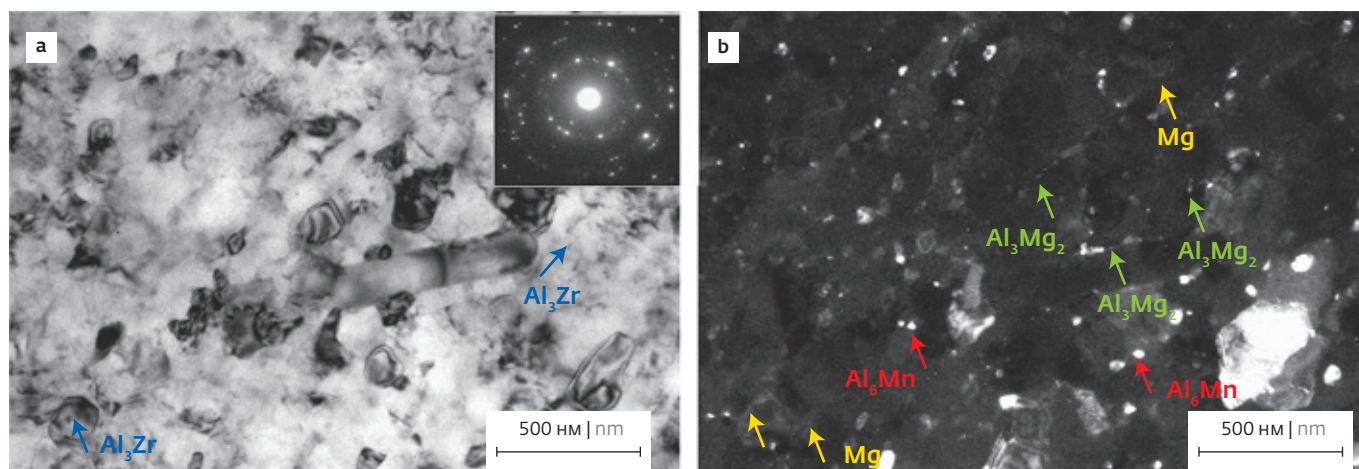


Рис.3. Микроструктура сплава системы Al-Mg-Mn в НС состоянии: ПЭМ-изображение, светлое поле с электронограммой (а); ПЭМ-изображение, темное поле (b) (на (b) стрелками указаны наноразмерные частицы вторичных фаз) [13]

Fig.3. Microstructure of the Al-Mg-Mn alloy in the NS state: TEM image, bright field with electron diffraction pattern (a); dark field TEM image (b) (in (b) the arrows indicate nanosized particles of secondary phases) [13]

В процессе КВД при КТ в сплаве Al-5,66Mg-0,81Mn-0,67Zn-0,09Zr (вес.%) (марки 1565Ч) сформировано НС-состояние с размером зерен 95 ± 3 нм и регламентированным распределением частиц вторичных фаз, таких как Al_3Mg_2 (преимущественно по ГЗ), Al_6Mn и Al_3Zr [13]. Использование КВД также обеспечило образования сегрегаций Mg по границам Al зерен (рис.3). Формирование такого состояния позволило реализовать в сплаве эффект высокоскоростной НТСР при температурах 250 и 300 °C и скорости деформации $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. При этих температурно-скоростных условиях достигнуто максимальные удлинения 300 и 500%, а m составил 0,35 и 0,28 соответственно [13, 14].

Прецизионное исследование деформационного рельефа после СП-деформации показало, что высокоскоростная СП при температуре 300 °C осуществляется путем сочетания кооперативного ЗГП (КЗГП) и ВДС [14]. Наноразмерные частицы фазы Al_3Mg_2 и сегрегаций Mg по ГЗ в процессе деформации улучшают устойчивость зерен к укрупнению за счет уменьшения как энергии ГЗ, так и ограничения их подвижности, что оказывает положительное влияние на пластичность.

Еще одним представителем алюминиевых сплавов, легированных Mg, являются широко используемые в России и за рубежом низколегированные сплавы системы Al-Mg-Si. В процессе КВД при КТ в сплаве Al-0,60Mg-0,60Si-0,10Cu-0,10Mn-0,15Zn-0,50Cr (вес.%) (марки 6060) сформировано НС-состояние со средним размером зерна 180 нм. В структуре обнаружены наноразмерные частицы вторичной фазы Mg_2Si , а также сегрегации атомов Mg и Si по ГЗ [15].

of high-speed LTSP at temperatures of 250 and 300 °C and strain rate of $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. At these temperature and velocity conditions, maximum elongations of 300 and 500% were achieved, and m was 0.35 and 0.28, respectively [13, 14].

A precision study of deformation topography after SP deformation showed that strain-rate SP at 300 °C is carried out by a combination of cooperative GBS (CGBS) and IDS [14]. Nanoscale particles of Al_3Mg_2 phase and Mg segregations along the GB during deformation improve grain enlargement stability by reducing both the GB energy and limiting their mobility, which has a positive effect on ductility.

Another representative of aluminium alloys alloyed with Mg are low-alloyed alloys of Al-Mg-Si system widely used in Russia and abroad. In the process of HPT at RT in the alloy Al-0.60Mg-0.60Si-0.10Cu-0.10Mn-0.15Zn-0.50Cr (wt.%) (alloy 6060) NS state with an average grain size of 180 nm was formed. Nanoscale particles of the secondary phase Mg_2Si , as well as segregations of Mg and Si atoms along the HS were found in the structure [15]. According to the results of mechanical tests, the NS alloy shows signs of LTSP at temperatures of 150 and 180 °C in NS Al-Mg-Si alloy. The maximum values of elongation to fracture (240%) are observed at strain rate of 10^{-4} s^{-1} and temperature of 200 °C. The value of m is 0.32 [15]. The pole figure for NS alloy after HPT (Fig.4b), shows the features of deformation texture with moderate intensity of maximum pole density (texture index, denoting the deviation from random texture, was 2.47). SP deformation

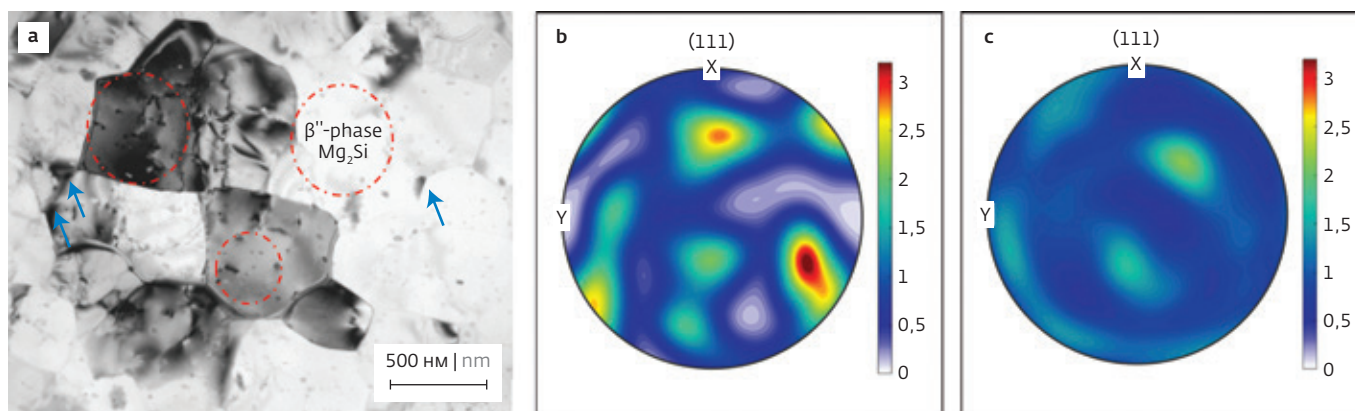


Рис. 4. Микроструктура НС-сплава Al-0,60Mg-0,60Si-0,10Cu-0,10Mn-0,15Zn-0,50Cr: ПЭМ-изображение, светлое поле (a); (111) полюсные фигуры, полученные (b) КВД и после последующей СП деформации при 150 °C (c) [15]

Fig. 4. Microstructure of the NS Al-0,60Mg-0,60Si-0,10Cu-0,10Mn-0,15Zn-0,50Cr alloy: TEM image bright field (a); (111) pole figures produced by (b) HPT and after subsequent SP deformation at 150 °C (c) [15]

По результатам механических испытаний НС сплав демонстрирует признаки НТСП при температурах 150 и 180 °C в НС Al-Mg-Si сплаве. Максимальные значения удлинения до разрушения (240%) отмечается при скорости деформации 10^{-4} c^{-1} и температуре 200 °C. Величина m составляет 0,32 [15]. Полюсная фигура для НС-сплава после КВД (рис. 4b), демонстрирует особенности текстуры деформации с умеренной интенсивностью максимальной плотности полюсов (текстурный индекс, обозначающий отклонение от случайной текстуры, составил 2,47). СП-деформация при температуре 150 °C привела к заметному рассеянию текстуры, видимому на полюсных фигурах (рис. 4c), текстурный индекс снизился до 1,22 [15]. СП-деформация приводит к переориентации зерен в сторону случайной текстуры. Этот процесс вызван интенсифицированными некристаллографическими режимами деформации, такими как скольжение или вращение границ зерен. Анализ микроструктуры НС-сплава после деформации при 150 и 180 °C показал, что ЗГП и ВДС с образованием субзеренных границ вносят значительный вклад в СП течение [15].

Еще одним из наиболее востребованных сплавов на основе Al являются сплавы системы Al-Cu-Mn. В результате обработки КВД при КТ получено НС-состояние в сплаве Al-4,98Cu-1,49Mg-0,73Mn-0,04Si-0,07Fe (вес.%) (марки 2024) со средним размером зерна $100 \pm 7 \text{ nm}$. В теле зерен алюминия наблюдаются единичные глобулярные частицы фазы θ (CuAl_2) размером до 5 нм [16]. В сплавах системы Al-Cu образуются сегрегации Cu по границам Al зерен [1]. В результате испытаний при температуре 240 °C ($0,56T_{\text{пл}}$) максимальные

at 150 °C resulted in a noticeable texture scattering visible in the pole figures (Fig. 4c), the texture index decreased to 1.22 [15]. SP deformation leads to reorientation of grains towards random texture. This process is caused by intensified non-crystallographic deformation modes such as sliding or rotation of grain boundaries. Analyses of the microstructure of NS alloy after deformation at 150 and 180 °C have shown that GBS and IDS with formation of subgrain boundaries contribute significantly to SP flow [15].

Another of the most popular Al-based alloys is the Al-Cu-Mn system. As a result of HPT treatment at RT, the NS state in the alloy Al-4.98Cu-1.49Mg-0.73Mn-0.04Si-0.07Fe (wt.%) (alloy 2024) with an average grain size of $100 \pm 7 \text{ nm}$ was obtained. Single globular particles of θ (CuAl_2) phase up to 5 nm in size are observed in the body of aluminium grains [16]. In alloys of the Al-Cu system Cu segregations are formed along the Al grain boundaries [1]. As a result of tests at 240 °C ($0,56T_{\text{m}}$), the maximum elongations (280%) were achieved at strain rates of 10^{-3} s^{-1} and the parameter m was 0.32. Increasing test temperature to 270 °C ($0,60T_{\text{m}}$) resulted in the achievement of maximum elongation (400%) at a strain rate of 10^{-3} s^{-1} , parameter m 0.33. Nanosized particles of θ (CuAl_2) phase and Cu segregations along the GB during deformation, as well as Mg, improve the stability of grains to enlargement by reducing both the GB energy and limiting their mobility, which has a positive effect on ductility.

It is worth noting that alloy 2024 of the Al-Cu-Mn system, as well as alloy 6060 of the Al-Mg-Si system in the fine-grained state, do not tend to exhibit SP.

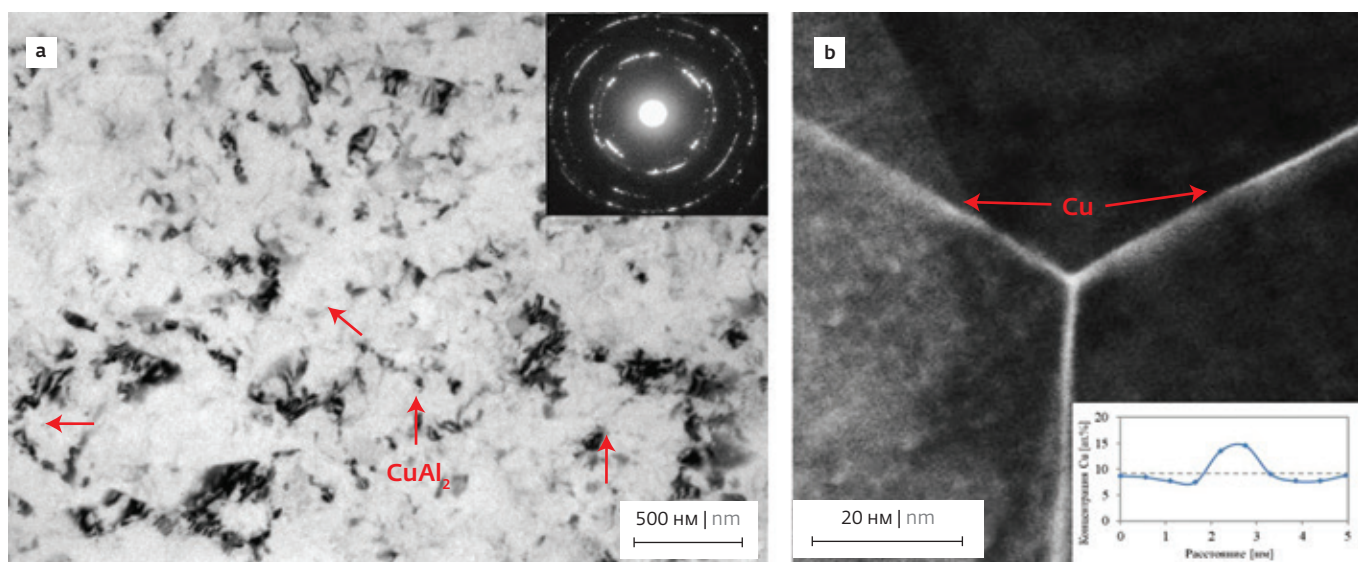


Рис.5. Микроструктура сплава Al-4,98Cu-1,49Mg-0,73Mn-0,04Si-0,07Fe в НС-состоянии: ПЭМ изображение с электронограммой (а); СПЭМ изображение со вставкой ЭДС анализа границы зерна (b) [16, 17]

Fig.5. Microstructure of the Al-4,98Cu-1,49Mg-0,73Mn-0,04Si-0,07Fe alloy in the NS state: TEM image with electron diffraction pattern (a); STEM image with an insert of EDS analysis of the grain boundary (b) [16, 17]

удлинения (280%) были достигнуты при скоростях деформации 10^{-3} с^{-1} , параметр m составил 0,32. Повышение температуры испытаний до 270°C ($0,60T_{\text{пл}}$) привело к достижению максимального удлинения (400%) при скорости деформации 10^{-3} с^{-1} , параметр $m=0,33$. Наноразмерные частицы фазы $\theta(\text{CuAl}_2)$ и сегрегаций Cu по ГЗ в процессе деформации, также как и Mg, улучшают устойчивость зерен к укрупнению за счет уменьшения как энергии ГЗ, так и ограничения их подвижности, что оказывает положительное влияние на пластичность.

Стоит отметить, что сплав 2024 системы Al-Cu-Mn, как и сплав 6060 системы Al-Mg-Si в мелкозернистом состоянии, не склонны к проявлению СП.

ОБСУЖДЕНИЕ

На рис.6 представлен обобщающий анализ экспериментальных результатов влияния структурно-фазовых состояний, в том числе наличие сегрегаций Zn, Mg, Cu на эффект НТСП в сплавах Al-Zn-Mg-Zr, Al-Zn-Mg-Cu и Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg с размером зерен 100–400 нм в виде карты температурно-скоростных условий эффекта НТСП. Можно сделать вывод о том, что в НС алюминиевых сплавах легирование Zn способствует значительному снижению диапазона температур проявления низкотемпературной СП до $20 \text{ (KT)} - 200^\circ \text{C}$, при этом скоростной

DISCUSSION

Fig.6 presents a summary analysis of experimental results of the influence of structural-phase states, including the presence of Zn, Mg, Cu segregations on the LTSP effect in Al-Zn-Mg-Zr, Al-Zn-Mg-Cu and Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg alloys with grain size 100–400 nm in the form of a map of temperature-strain rate conditions of the LTSP effect. It can be concluded that in NS aluminium alloys, Zn alloying contributes to a significant decrease in the temperature range of low-temperature SP manifestation to $20 \text{ (RT)} - 200^\circ \text{C}$, with a velocity range of 10^{-4} to 10^{-3} s^{-1} , while Mg contributes to the manifestation of high-velocity deformation of $5 \cdot 10^{-3}$ to 10^{-2} s^{-1} . The maximum temperature of $250 - 300^\circ \text{C}$ of transition to the SP state was exhibited by aluminium alloy with Mg content of more than 5 weight.%.

Through their interaction with crystal defects, solute atoms play a crucial role in the evolution of the microstructure of aluminium alloys during deformation. The role of alloying elements in the manifestation of LTSP has been determined: zinc alloying of aluminium alloys with ultrafine grains allows significant rearrangement of large-angle boundaries. This is achieved by accelerated diffusion processes that redistribute Zn atoms during deformation and lead to formation of segregations or nanolayers along the GB, facilitating GBP. At the same time, segregations of Mg

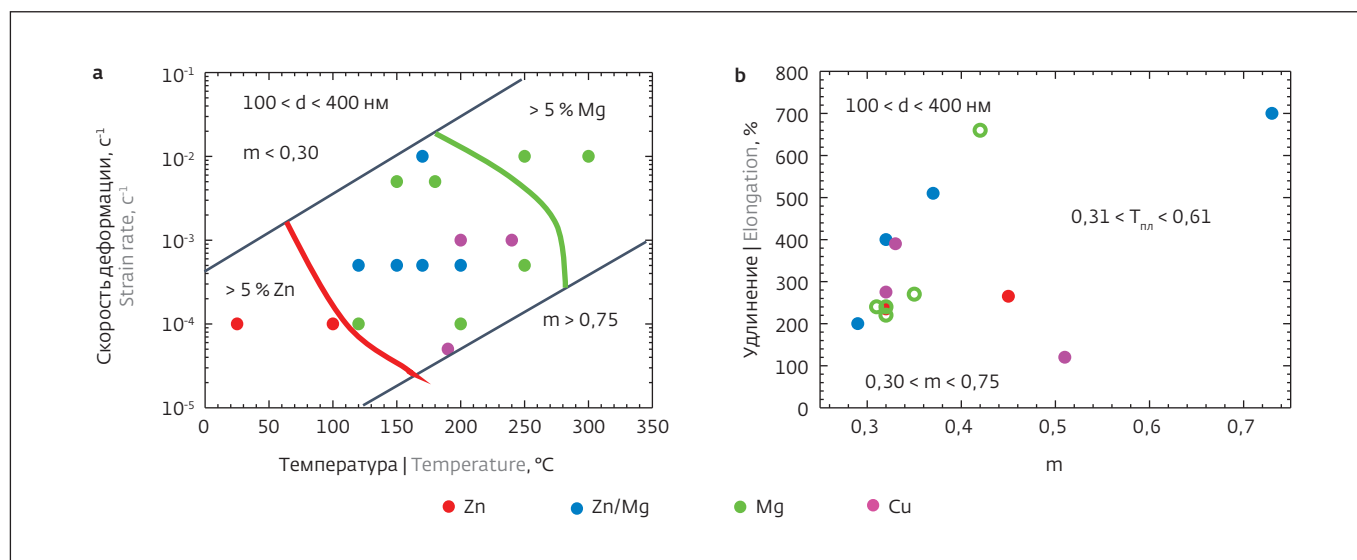


Рис.6. Карта температурно-скоростных условий проявления НТСП в НС-сплавах систем Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg с различными основными легирующими элементами (Zn, Zn/Mg, Mg, Cu)

Fig.6. Map of temperature-strain rate conditions for the manifestation of LTSP in NS alloys of the Al-Zn, Al-Zn-Mg, Al-Mg-Mn, Al-Mg-Si, Al-Cu-Mg systems Mg with various main alloying elements (Zn, Zn/Mg, Mg, Cu)

интервал от 10^{-4} до 10^{-3} с⁻¹, в то время как Mg способствует проявлению высокоскоростной деформации $5 \cdot 10^{-3}$ – 10^{-2} с⁻¹. Максимальную температуру 250–300 °С перехода в СП-состояние проявил алюминиевый сплав с содержанием Mg более 5вес.%.

Благодаря взаимодействию с кристаллическими дефектами, атомы растворенного вещества играют решающую роль в эволюции микроструктуры алюминиевых сплавов во время деформации. Определена роль легирующих элементов в проявлении НТСП: легирование цинком алюминиевых сплавов с ультрамелкими зёрнами позволяет существенно перестроить большеугловые границы. Это достигается за счет ускоренных диффузионных процессов, которые перераспределяют атомы Zn при деформации и приводят к образованию сегрегаций или нанослоев вдоль ГЗ, облегчая ЗГП. В то же время сегрегации Mg и Cu закрепляют границы зёрен алюминия и затрудняют их миграцию в процессе деформации, а образованные частицы вторых фаз подавляют ВДС.

ВЫВОДЫ

Проанализированы условия и критерии проявления низкотемпературной сверхпластичности или ее признаков наноструктурированными сплавами систем Al-Zn, Al-Zn-Mg-Zr, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Mg-Mn, Al-Cu-Mg и Al-Mg-Si при относительно низких температурах от комнатной до 300 °С,

and Cu anchor aluminium grain boundaries and impede their migration during deformation, while the formed second phase particles suppress IDS.

CONCLUSIONS

The conditions and criteria of manifestation of low-temperature superplasticity or its signs by nanostructured alloys of Al-Zn, Al-Zn-Mg-Zr, Al-Zn-Mg-Cu, Al-Mg-Mn, Al-Cu-Mg and Al-Mg-Si systems at relatively low temperatures from room temperature to 300 °C, which are characterised by strain rate sensitivity sensitivity m (0.31...0.77), have been analysed.

ACKNOWLEDGEMENTS

The research was performed under RSF grant No. 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/>. All studies were performed 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.

**29–31
ОКТАБРЯ
2025**



РОССИЙСКИЙ ПРОМЫШЛЕННИК

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ-ВЫСТАВКА

**«ИНДУСТРИАЛИЗАЦИЯ
КАК ФУНДАМЕНТ
НАЦИОНАЛЬНЫХ
ПРОЕКТОВ»**

14 000
УЧАСТНИКОВ

350
ЭКСПОНЕНТОВ

560
СПИКЕРОВ

38
РЕГИОНОВ



СООРГАНИЗАТОРЫ:



120 Минпромторг
России



ОПЕРАТОР ФОРУМА:



САНКТ-ПЕТЕРБУРГ | КВЦ «ЭКСПОФОРУМ»
PROMEXPO.EXPOFORUM.RU



которые характеризуются скоростной чувствительностью m (0.31...0.77).

БЛАГОДАРНОСТИ

Исследование выполнено в рамках гранта РФФ № 24-19-00819, <https://rscf.ru/project/24-19-00819/>. Все исследования выполнены в центре коллективного пользования "Нанотех" Уфимского университета науки и технологий.

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. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: Металлургия, 1975.
2. Zhilayev A.P., Pshenichnyuk A.I. Superplasticity and grain boundaries in ultrafine-grained materials. Cambridge International Science Publishing Limited in association with Woodhead Publishing Limited: Cambridge, UK, 2010.
3. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П., Жилиев А.П. и др. Зернограницная диффузия и свойства нанокристаллических материалов. Новосибирск: Наука, 2001.
4. Demirtas M., Purcek G. An overview of the principles of low-temperature superplasticity in metallic materials processed by severe plastic deformation. Mater. Trans. 2023. Vol. 64. PP. 1724–1738.
5. Sauvage X., Enikeev N., Valiev R., Nasedkina Y., Murashkin M. Atomic-scale analysis of the segregation and precipitation mechanisms in a severely deformed Al-Mg alloy. Acta Materialia. 2014. Vol. 72. PP. 125–136.
6. Sauvage X., Wilde G., Divinsky S., Horita Z., Valiev R.Z. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena. Mat. Sci. Eng. 2012. Vol. A 540. PP. 1–12.
7. Setman D., Schafner E., Korznikova E., Zehetbauer M.J. The presence and nature of vacancy type defects in nanometals detained by severe plastic deformation. Materials Science and Engineering. 2008. Vol. A 493 (1–2). PP. 116–122.
8. Song Z., Niu R.M., Cui X., Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Gu Ji., Song M., Bhatia 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. Sauvage X., Murashkin M.Yu., Straumal B.B., Bobruk E.V., Valiev R.Z. Ultrafine grained structures resulting from SPD-induced 3 phase transformation in Al-Zn alloys. Advanced Engineering Materials. 2015. Vol. 17. No. 12. PP. 1821–1827.
10. Bobruk E.V., Sauvage X., Enikeev N.A., Straumal B.B., Valiev R.Z. Mechanical behavior of ultrafine-grained Al-5Zn, Al-10Zn, Al-30Zn alloys. Reviews on advanced materials science. 2015. Vol. 43 (1/2). PP. 45–51.
11. 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.
12. Gubicza J., El-Tahawy M., Lábár J.L., Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z., Chinh N.Q. Evolution of microstructure and hardness during artificial aging of an ultrafine-grained Al-Zn-Mg-Zr alloy processed by high pressure torsion. Journal of Materials Science. 2020. Vol. 55 (35). PP. 16791–16805.
13. Бобрук Е.В., Рамазанов И.А., Астанин В.В., Зарипов Н.Г., Казыханов В.У., Дриц А.М., Мурашкин М.Ю., Еникеев Н.А. Проявление сверхпластичности при пониженных температурах сплава 1565с системы Al-Mg в ультрамелкозернистом и наноструктурном состояниях. Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124. № 8. С. 771–782.
14. Astanin V.V., Bobruk E.V., Ramazanov I.A., Abramova M.M., Zaripov N.G., Enikeev N.A. High strain-rate superplasticity of ultrafine-grained Al-Mg-Mn-Zn-Zr alloy. Letters on Materials. 2023. Vol. 13. No. 4 (52). PP. 408–413.
15. Bobruk E.V., Dolzhenko P.D., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z., Enikeev N.A. The microstructure and strength of UFC 6060 alloy after superplastic deformation at a lower homologous temperature. Materials. 2022. Vol. 15. P. 6983.
16. Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Ramazanov I.A., Kazykhanov V.U., Valiev R.Z. Low-temperature superplasticity and high strength in the Al 2024 alloy with ultrafine grains. Materials. 2023. Vol. 16. No. 2. P. 727.
17. Nasedkina Y., Bobruk E.V., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z., Enikeev N.A. Mechanisms of precipitation induced by large strains in the Al-Cu system. Journal of Alloys and Compounds. 2017. Vol. 710. PP. 736–747.

rus-elektronika.ru



ЭЛЕКТРОНИКА РОССИИ

Международная ВЫСТАВКА-ФОРУМ

25|26|27
НОЯБРЯ
2025 МОСКВА
Крокус Экспо



Организатор:

MVK Международная
Выставочная
Компания

Официальная поддержка:

**Минпромторг
России**

Партнеры:

БАЗИС

АКРП
Коллекция дизайн-центров



**ЗАБРОНИРУЙТЕ
СТЕНД:**

**+7 (812) 401 69 55,
electron@mvk.ru**



ТЕХНОСФЕРА
РЕКЛАМНО-ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ЦЕНТР

100% ГАРАНТИЯ
ПОЛУЧЕНИЯ ВСЕХ НОМЕРОВ



Стоимость 2200 р. за номер
Периодичность: 10 номеров в год
www.electronics.ru



Стоимость 1450 р. за номер
Периодичность: 8 номеров в год
www.photonics.ru



Стоимость 1450 р. за номер
Периодичность: 6 номеров в год
www.j-analytics.ru

ПОДПИСКА НА ЖУРНАЛЫ

www.technosfera.ru



Стоимость 1300 р. за номер
Периодичность: 8 номеров в год
www.lastmile.ru



Стоимость 1300 р. за номер
Периодичность: 8 номеров в год
www.nanoindustry.ru



Стоимость 1800 р. за номер
Периодичность: 4 номера в год
www.stankoinstrument.ru