

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Mm, 62.20.fq, 62.20.mm, 81.40.Lm, 81.70.Bt, 83.50.Uv

Надпластична деформація стопу 01420Т з вихідною бімодальною зеренною структурою

Д. Є. Мила^{*,**}, В. П. Пойда^{*}, В. В. Брюховецький^{**}, А. В. Пойда^{**}

^{*}Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна,
пл. Свободи, 4,
61022 Харків, Україна

^{**}Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України,
вул. Чернишевського, 28,
61002 Харків, Україна

Проведено механічні випробування зразків алюмінієвого стопу системи Al–Mg–Li марки 01420Т та визначено температурно-швидкісні умови, за яких зразки цього стопу з вихідною бімодальною зеренною структурою проявляють ефект надпластичності. Вивчено структурні зміни, що відбуваються в зразках дослідженого стопу під час надпластичної деформації. Встановлено, що у ході надпластичної деформації мікроструктура зразків стопу стає однорідною та ультрадрібнозернистою. В робочій частині зразків стопу 01420Т в ході надпластичної деформації в результаті в'язкого плину утворюються волокнисті структури, локалізовані в зернограничних порах та тріщинах.

Ключові слова: надпластичність, бімодальна зеренна структура, волокна, алюмінієвий стоп.

Mechanical tests of aluminium 01420T alloy (system Al–Mg–Li) specimens are performed and temperature-strain rate conditions are determined under

Corresponding author: Vasyl' Volodymyrovych Bryukhovetsky
E-mail: ntcefo@yahoo.com

^{*}V. N. Karazin Kharkiv National University,
4 Svobody Sqr., UA-61022 Kharkiv, Ukraine

^{**}Institute of Electrophysics and Radiation Technologies, N.A.S. of Ukraine,
28 Chernyshevsky Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine

Citation: D. E. Milaya, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetsky, and A. V. Poyda, Superplastic Deformation of 01420T Alloy with Initial Bimodal Grain Structure, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 42, No. 4: 511–529 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.04.0511](https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511).

which specimens of this alloy with the initial bimodal grain structure exhibit a superplastic effect. Structural changes occurring in specimens of the studied alloy during the superplastic deformation are investigated. As determined, during the superplastic deformation the microstructure of alloy specimens becomes homogeneous and ultrafine-grained. In the working part of the 01420T alloy specimens during superplastic deformation, as a result of viscous flow, fibrous structures are formed. They are localized in grain-boundary pores and cracks.

Key words: superplasticity, bimodal grain structure, fibers, aluminium alloy.

Проведены механические испытания образцов алюминиевого сплава системы Al–Mg–Li марки 01420T и определены температурно-скоростные условия, при которых образцы этого сплава с исходной бимодальной зёрненной структурой проявляют эффект сверхпластичности. Изучены структурные изменения, происходящие в образцах исследованного сплава при сверхпластической деформации. Установлено, что в ходе сверхпластической деформации микроструктура образцов сплава становится однородной и ультрамелкозернистой. В рабочей части образцов сплава 01420T в ходе сверхпластической деформации в результате вязкого течения образуются волокнистые структуры, локализованные в зернограницных порах и трещинах.

Ключевые слова: сверхпластичность, бимодальная зёрненная структура, волокна, алюминиевый сплав.

(Отримано 5 березня 2019 р.; остаточн. варіант — 16 січня 2020 р.)

1. ВСТУП

Відомо, що показники надпластичності безпосередньо залежать від початкових розмірів і форми зерен зразків, що деформуються [1–3]. Найбільш технологічними для застосування надпластичної формовки є напівфабрикати з однорідною ультрадрібнозернистою, стабільною до огрубіння микроструктурою [2, 3]. Однак для підвищення характеристик міцності багатокомпонентних алюмінієвих стопів проводять їх попередню термомеханічну обробку, після якої вихідна зеренна структура може бути неоднорідною [3, 4]. До того ж при збільшенні міцності зазвичай зменшуються показники пластичності. Тому важливим завданням є пошук умов прояву надпластичності термічно обробленими багатокомпонентними алюмінієвими стопами з неоднорідною вихідною зеренною структурою.

Алюмінієві стопи системи Al–Mg–Li мають більш низьку густину та підвищений питомий модуль пружності у порівнянні з іншими традиційно використовуваними конструкційними алюмінієвими стопами [5]. Одним з таких стопів є стоп марки 1420. Надпластичність стопу 1420 з вихідною однорідною ультрадрібнозернистою

структурою вже була досліджена в багатьох працях [6–8]. Також досліджувалась надпластичність цього стопу з вихідною волокнистою структурою [9, 10]. У цій статті розглянуті результати експериментальних досліджень, направлених на визначення температурно-швидкісних умов, за яких ефект надпластичності проявляють зразки стопу 01420Т з вихідною змішаною або бімодальною зеренною структурою при їх деформуванні у режимі повзучості при постійному напруженні плинину. У ній також викладені дані про структурний стан надпластично продеформованих зразків цього стопу і уявлення про механізми його надпластичної деформації.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для механічних випробувань стопу 01420Т мали довжину робочої частини 10 мм і поперечний перетин, площа якого становила $3,0 \times 5,0 \text{ мм}^2$. Механічні випробування були проведені на повітрі. У даній роботі для забезпечення сталості умов деформування був використаний спосіб проведення механічних випробувань у режимі повзучості зразків при постійному напруженні плинину відповідно до методики, яка була використана раніше і описана в [9, 10]. Зазначимо, що для підтримки сталості чинного напруження використовувався спеціальний пристрій з двома фігурними важелями, профілі яких виготовлені згідно з розрахунковими формулами, запропонованим в [11]. Експериментальні криві повзучості, записані з використанням цифрового мультиметра Sanwa PC 500a, були перебудовані в координатах «істинна деформація–час». Вони служили для визначення швидкості істинної деформації $\dot{\epsilon}_{\text{іст.}}$.

Поверхню робочої частини зразків шліфували і механічно полірували. Остаточне полірування поверхні шліфів проводили, використовуючи для цього алмазну пасту зернистістю 1/0.

Для виявлення границь зерен використовували універсальний хімічний травник такого складу: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O .

Зеренну структуру та морфологію пор у зразках досліджували у світловому мікроскопі MIM-6, оснащеному цифровою фотокамерою Pro-MicroScan, використовуючи стандартні методи кількісної металографії [12].

Середній розмір зерна $\langle d \rangle$ визначали за мікрофотографіями методом випадкових січних [12].

Топографію деформаційного рельєфу, який утворюється на робочій поверхні зразків у ході надпластичної деформації, а також морфологію волокнистих структур вивчали з використанням растрового електронного мікроскопа Tescan VEGA 3 LMH.

Енергодисперсійний рентгенівський мікроаналіз локальних ділянок зерен та волокнистих структур виконано з використанням растрового електронного мікроскопа Tescan VEGA 3 LMH з приста-

вкою для рентгенівського енергодисперсійного мікроаналізу системи Bruker XFlash 5010.

3. ХІМІЧНИЙ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД СТОПУ, ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ

Середньоміцний стоп 01420Т (5,0–6,0% Mg, 1,9–2,3% Li, 0,09–0,15% Zr, 0,1–0,3% Si, 0,3% Fe, 0,1% Ti, 0,3% Mn, 0,005% Na, основа Al, % масові) має межу міцності $\sigma_B = 440\text{--}470$ МПа [5]. Його структура є матричною. У стопі 01420Т системи Al–Mg–Li у рівновазі з матричною фазою (α -твердим розчином на основі Алюмінію) перебувають такі фази: β (Mg_3Al_3), γ ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$), δ (AlLi), S_1 (MgLiAl_2) [5]. Встановлено, що стабільна фаза S_1 переважно локалізована на границях зерен матричної фази. Вона утворює на них майже суцільний каркас [5]. У тілі зерен матричної фази окрім вказаних вище інтерметалідних фаз також розміщені частинки δ' -фази (Al_3Li), які забезпечують зміцнення стопу після штучного старіння, а також дисперсні частинки β' -фази (ZrAl_3). Останні використовуються для стабілізації зеренної структури алюмінієвих стопів при високих гомологічних температурах.

В результаті проведення структурних досліджень встановлено, що вихідна зеренна мікроструктура робочої частини зразків стопу 01420Т, підготовлених до проведення механічних випробувань, загальний вигляд якої наведено на рис. 1, є змішаною або бімодальною. Стоп 01420 є такий, що термічно зміцнюється. Вихідні напівфабрикати таких стопів для отримання стабільного стану зазвичай проходять термічну обробку з використанням холодної деформації і старіння. Літера Т, яку містить шифр досліджуваного стопу, означає, що стоп пройшов таку термічну обробку. Наслідком такої обробки і є наявність у стопі 01420Т змішаної або бімодальної структури.

Встановлено, що більшість зерен в робочій частині вихідних зразків є ультрадрібними. Їх середній розмір складає приблизно 5 мкм (рис. 1). Ці зерна зосереджені в колоніях, які займають доволі велику площу на поверхні робочої частини зразка. В окремих ділянках робочої частини зразків зосереджені переважно великі витягнуті зерна. Середній розмір великих зерен приблизно дорівнює 25 мкм. У смугах також є деяка кількість дрібних зерен, середній розмір яких складає приблизно 12 мкм. Як видно з рисунку 1 на границях деяких зерен локалізовані зони так званого підвищеного травлення, утворення яких у алюмінієвих стопах, легованих Магнієм, як вказано у [5], спричинене наявністю в локальних ділянках границь та в приграничних ділянках зерен підвищеної концентрації атомів Магнію, які перебувають у твердому розчині або ж входять до складу інтерметалідних фаз.

Дослідження концентрації легуючих елементів були проведені у ділянках ступу, що містили потрійний стик зерен та границі зерен. Такі ж дослідження проведені для локальних ділянок ступу в тілі зерна. На рисунку 2 представлено характерний вигляд зеренної структури в робочій частині вихідного зразка ступу 01420Т, підготовленого до проведення механічних випробувань. Цифрами 1, 2 і 3 позначено локальні ділянки, в яких з використанням енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізатора було визначено вміст атомів Алюмінію, Магнію, Оксигену та Карбону.

На рисунку 3 показані енергетичні спектри Al, Mg, C і O, одержані у результаті проведення мікрорентгеноспектральних досліджень вищезазначених локальних ділянок, які знаходяться в робочій частині вихідного зразка ступу. Встановлено, що концентрація Магнію в локальній ділянці 1, яка містить потрійний стик зерен,

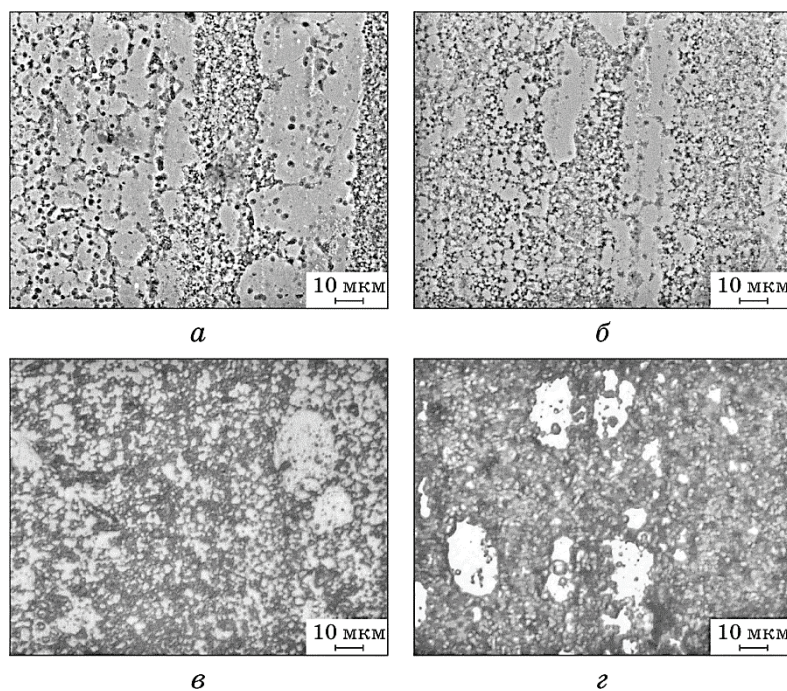


Рис. 1. Характерний вид вихідної мікроструктури робочої частини зразків ступу 01420Т: загальний вигляд (растрова електронна мікроскопія) (а, б), колонія, в якій зосереджені великі та дрібні зерна (світлова мікроскопія) (в, г).

Fig. 1. A typical view of the initial microstructure of the working part of the 01420T alloy's specimen: general view (raster electronic microscopy) (a, b), colony, in which large and small grains are concentrated (light microscopy) (c, d).

складає 5,6% мас., в локальній ділянці 2, що містить границю зерен, складає 4,47% мас., а в локальній ділянці 3 складає 4,50% мас. Як видно, концентрація Магнію у ділянці, що містить потрібний стик, є близькою до середньої концентрації в стопі, а в двох інших місцях вона є навіть дещо нижчою за середню концентрацію в стопі. Результати цих досліджень свідчать про неоднорідність в розподілі Магнію у вихідних зразках дослідженого стопу 01420Т.

4. РЕЗУЛЬТАТИ МЕХАНІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

У результаті проведення механічних випробувань встановлено, що зразки стопу 01420Т проявляють ефект структурної надпластичності. Аналіз вигляду експериментальних кривих повзучості, одна з яких, як приклад, представлена на рис. 4, показав, що вони мають невеличку ділянку повзучості, що ще не встановилась. Основну деформацію, яка складає декілька сотень відсотків, зразки стопу 01420Т накопичують, деформуючись надпластично на етапі плину, який відповідає повзучості, що встановилась. Визначено, що значення швидкостей істинної деформації зразків стопу 01420Т, продеформованих при $T = 520^{\circ}\text{C}$ і напруженні плину $\sigma = 2,0\text{--}7,0$ МПа,

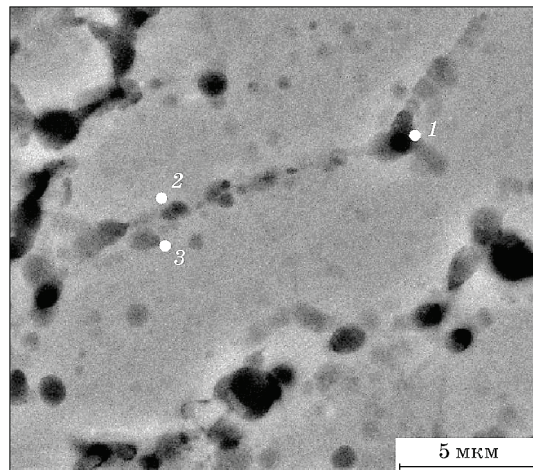


Рис. 2. Характерний вигляд зеренної структури в робочій частині зразка вихідного зразка стопу 01420Т, підготовленого до проведення механічних випробувань (растрова електронна мікроскопія). Цифрами 1, 2 і 3 позначено локальні ділянки, в яких було визначено вміст атомів Al, Mg, C і O.

Fig. 2. Typical view of the grain structure in the working part of the specimen of initial 01420T alloy, prepared for mechanical tests (raster electronic microscopy). Numbers 1, 2 and 3 indicate the local areas in which the content of the Al, Mg, C and O atoms was determined.

лежать в інтервалі $\dot{\epsilon}_{\text{ист.}} = 10^{-3} - 10^{-5} \text{ с}^{-1}$.

Встановлено, що максимальне відносне видовження до зруйнування δ , яке складає 450%, було у зразка стопу, надпластично продеформованого при $T = 520^\circ\text{C}$, $\sigma = 4,5 \text{ МПа}$. Істинна швидкість повзучості $\dot{\epsilon}$ на першому етапі плину складає величину $1,1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, а на другому — $3,8 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Такі температурно-швидкісні умови є оптимальними для проявлення ефекту структурної надпластичності зразками досліджуваного стопу 01420Т з вихідною бімодальною структурою. Зазначимо, що відносне видовження до зруйнування в 450%, яке мають зразки стопу 1420 з вихідною бімодальною структурою, вже є цілком достатнім для використання технологій обробки матеріалів із застосуванням ефекту надпластичності [1–3].

На рисунку 5 представлений загальний вигляд зразка стопу

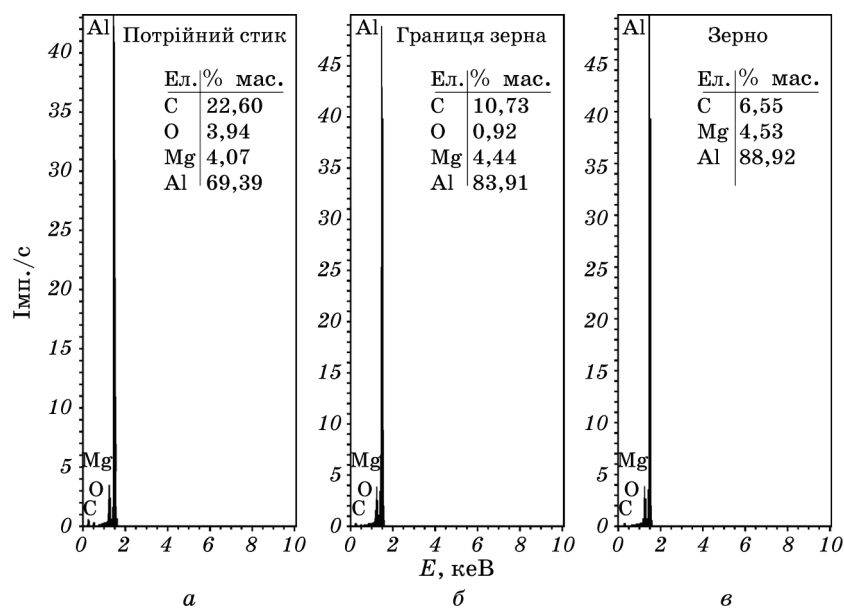


Рис. 3. Енергодисперсійні рентгенівські спектри Al, Mg, C і O, одержані при дослідженні локальних ділянок (див. рис. 2) зерна у робочій частині вихідного зразка стопу, підготовленого до проведення механічних випробувань: спектр, одержаний від ділянки 1 у потрійному стику зерен (а), спектр, одержаний від ділянки 2 на границі зерна (б), спектр, одержаний від ділянки 3 у приграничній області зерна (в).

Fig. 3. The energy dispersive X-ray spectra of Al, Mg, C, and O obtained during the study of local areas (see Fig. 2) of grain in the working part of the specimen prepared for the mechanical tests: the spectrum obtained from the point 1 in the grains' triple joint (a), the spectrum obtained from the point 2 at the grain boundary (b), the spectrum obtained from the point 3 in the adjacent area of the grain (c).

01420Т, продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах у порівнянні з вихідним зразком. Встановлено, що на макроскопічному рівні надпластичний плин зразків в оптимальних умовах високотемпературної структурної надпластичності відбувається без утворення шийки.

5. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ ПІД ЧАС НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

На рисунку 6 показаний характерний вигляд деформаційного рельєфу, який утворився на поверхні робочої частини зразка стопу

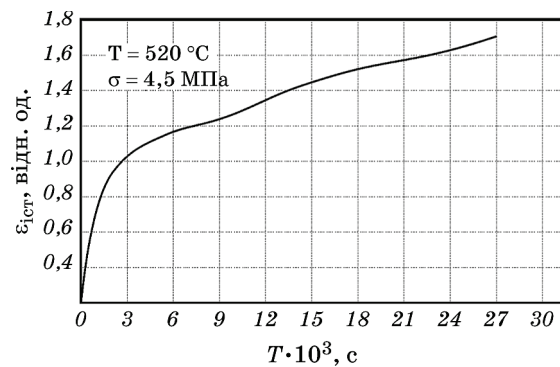


Рис. 4. Експериментальна крива повзучості зразка стопу 01420Т, надпластично продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах при $T = 520^\circ\text{C}$ і напруженні плину $\sigma = 4,5 \text{ МПа}$.

Fig. 4. The experimental flow curve of the 01420T specimen, supraplastically deformed to failure under the optimal conditions at $T = 520^\circ\text{C}$ and the flow stress $\sigma = 4.5 \text{ МПа}$.

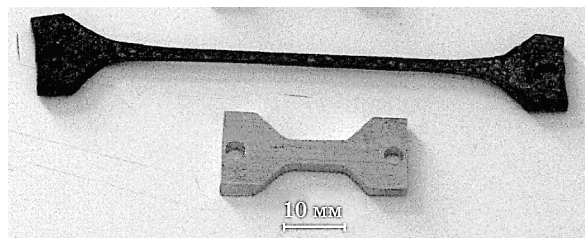


Рис. 5. Загальний вигляд зразка стопу 01420Т, продеформованого на 450% в оптимальних умовах надпластичності, в порівнянні з вихідним.

Fig. 5. The general view of the 01420T alloy specimen deformed to 450% in optimal conditions of superplasticity in comparison with the initial one.

01420Т, продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності.

Встановлено, що в ході надпластичної деформації в зразках розвивалося зернограничне проковзування. Про це свідчить утворення на попередньо відполірованій поверхні робочої частини зразків розвиненого деформаційного рельєфу, а також наявність на границях проковзуючих зерен характерних зміщень і розривів маркерних рисок. Як показали дослідження деформаційного рельєфу, у робочій частині зразків стопу 01420Т також здійснювалось взаємне проковзування крупних полігонізованих зерен на границях, які паралельні напрямку розтягування зразка. Це нехарактерно для існуючих класичних уявлень про те, що розвиток зерномежевого проковзування в умовах мікрозеренної надпластичності зазвичай здійснюється лише на границях ультрадрібних зерен [4]. Зерномежеве проковзування полігонізованих зерен на малокутових границях спостерігалось нами і раніше при дослідженні структурної надпластичності стопу 1933 [13, 14].

На рисунку 7 представлені характерні види мікроструктури робочої частини зразків стопу 01420Т, надпластично продеформованих в оптимальних умовах до зруйнування, одержані з викорис-

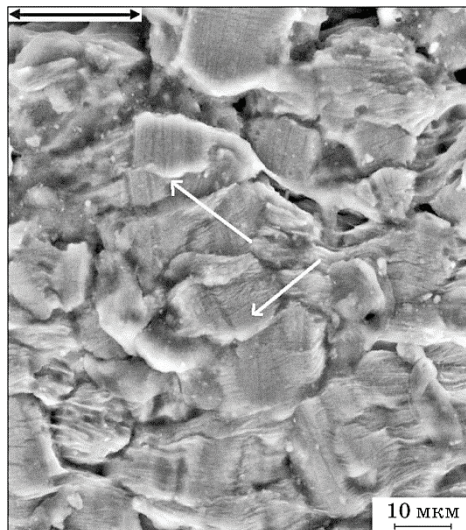


Рис. 6. Характерний вигляд деформаційного рельєфу, який утворився на поверхні робочої частини зразка стопу 01420Т, надпластично продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності.

Fig. 6. A typical view of deformation relief formed on the surface of the working part of the 01420T alloy specimen superplastically deformed to failure in optimal conditions of superplasticity.

танням методів світлової мікроскопії. Встановлено, що змішана бі-модальна структура за рахунок розвитку статичної та динамічної рекристалізації в основному перетворюється в однорідну зеренну структуру. Про це свідчить відсутність в мікроструктурі робочої частини зразків колоній зерен, які мають істотно різні розміри та форму (див. рис. 7). Ці процеси більш інтенсивно відбуваються під час нагрівання зразка до температури випробовувань та на початкових етапах деформації, коли, як видно з рис. 4, швидкість повзучості є дещо вищою, ніж на етапі усталеної повзучості, коли зеренна структура вже стала однорідною. Хоча слід зазначити, що процеси динамічної рекристалізації здійснюються протягом всієї деформації, одним з доказів чого може бути те, що зеренна структура в зруйнованих зразках є однорідною і рівноважною.

Встановлено, що переважна більшість зерен в робочій частині зразків, надпластично продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності, є ультрадрібними. Їх середній розмір складає приблизно 10 мкм. Однак, в окремих її ділянках є небагато крупних полігонізованих зерен, які розділені, ймовірно, малокутовими межами (див. рис. 7, б). Їх середній розмір приблизно дорівнює 20 мкм. В структурі стопу є також і дрібні зерна, середній розмір яких дорівнює приблизно 5 мкм.

Встановлено, що в робочій частині зразків в ході їх надпластичної деформації за рахунок здійснення зернограничного проковзування утворилися і розвивалися зернограничні пори, середній розмір яких порівняний за величиною із середнім розміром взаємно проковзуючих зерен (див. рис. 6 і 7), що межують із цими порами. У структурі зруйнованих зразків крім ізольованих одна від одної зер-

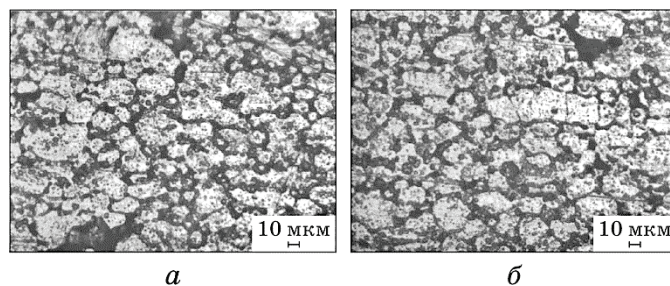


Рис. 7. Характерні види мікроструктури робочої частини зразків стопу 01420Т, надпластично продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності (світлова мікроскопія). Напрямок розтягування горизонтальний.

Fig. 7. Typical views of microstructure of the working part of 01420T alloy specimen superplastically deformed to failure under the optimal conditions of superplasticity (light microscopy). Strain direction is horizontal.

нограничних пор є і макроскопічні магістральні тріщини, які утворилися в результаті об'єднання зернограничних пор внаслідок виникнення і розвитку мікроскопічних клиновидних тріщин по границях зерен у ході зернограничного проковзування.

У результаті проведення електронно-мікроскопічних досліджень характерних видів деформаційного рельєфу робочої частини зразків стопу 01420Т були виявлені волокнисті структури (див. рис.8 і 9), які локалізовані в приповерхневих зернограничних порах та мікротріщинах. Процес утворення і розвитку таких волокнистих структур одержав назву «мікронадпластичність» [15]. Встановле-

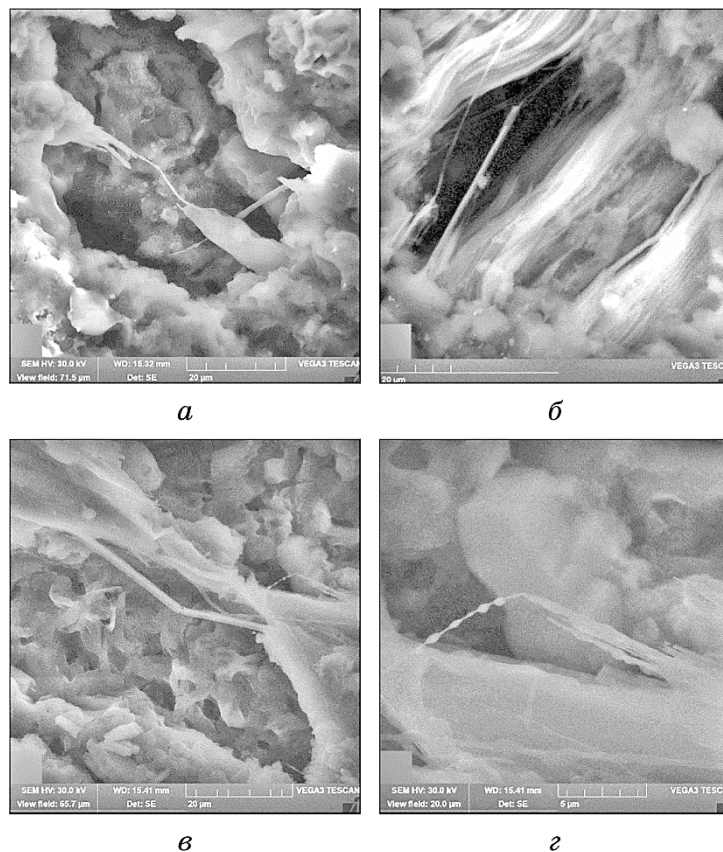


Рис. 8. Характерний вигляд волокнистих структур, що утворилися в зразках стопу 01420Т, надпластично продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності (растрова електронна мікроскопія).

Fig. 8. A typical view of the fibrous structures formed in 01420T alloy specimens superplastically deformed to failure in optimal conditions of superplasticity (raster electron microscopy).

но, що кінці цих волокон з'єднані з поверхнею зернограничних пор та тріщин, які утворилися в ході зернограничного проковзування при відділенні зерен одне від одного по границях, приблизно перпендикулярних до напрямку розтягування зразка. На деяких волокнах (див. рис. 8, *з*) є ділянки, схожі на краплі, які, ймовірно при температурі випробувань були у рідкому стані. Кількість волокон, виявлених в приповерхневих зернограничних порах, є різною.

На рисунку 9 показане зображення фрагмента волокнистої структури, одержане з використанням вторинних та зворотно розсіяних електронів. Видно, що поверхня волокна покрита пухкою оксидною плівкою, яка має складний рельєф і є неоднорідною за хімічним складом. На рисунку 10 наведені експериментальні дані, які свідчать про наявність атомів Al, Mg, O і C у цьому волокні. Вони були одержані в результаті проведення енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу хімічного складу матеріалу, з якого складається це волокно, поблизу місця «прикріплення» волокна до зерна, яке є своєрідною «стілкою» пори (тобто в основі волокна) і в його середній частині. Встановлено, що концентрація Mg в ділянці, позначеній на рис. 9 цифрою 1 складає 6,47% мас., а в ділянці, позначеній на рис. 9 цифрою 2, — 4,39% мас., відповідно. Зазначимо, що

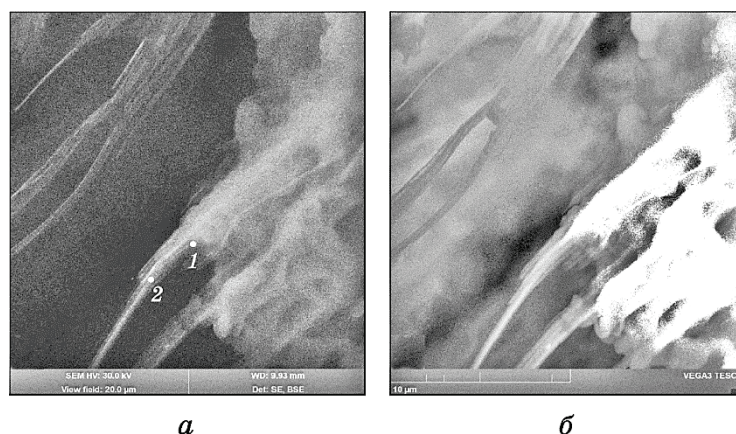


Рис. 9. Вид волокнистої структури, що утворилась у зразку стопу 01420Т, надпластично продеформованому до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності, одержаний з використанням вторинних (*а*) та зворотно розсіяних електронів (*б*). Цифрами 1 і 2 позначено локальні ділянки волокнистої структури, в яких було визначено вміст атомів Al, Mg, C і O.

Fig. 9. The view of the fibrous structure formed in the 01420T alloy specimen superplastically deformed to failure in the optimum conditions of superplasticity, obtained using secondary (*a*) and back-scattered electrons (*b*). Numbers 1 and 2 indicate the local sections of the fibrous structure in which the content of the atoms of Al, Mg, C, and O was determined.

концентрація Mg в ділянці, позначеній цифрою 1, є дещо вищою за його середню концентрацію в стопі. Ці результати добре узгоджуються з експериментальними даними та міркуваннями щодо хімічного складу волокнистих структур, які були отримані при дослідженні структурного стану зразків інших багатокомпонентних алюмінієвих стопів, легованих Mg, що проявили ефект надпластичності [9, 10, 13–25].

Наявність волокнистих утворень та характерний вигляд їх морфології побічно свідчить про те, що надпластична деформація зразків стопу 01420Т з вихідною бімодальною структурою, як і інших,

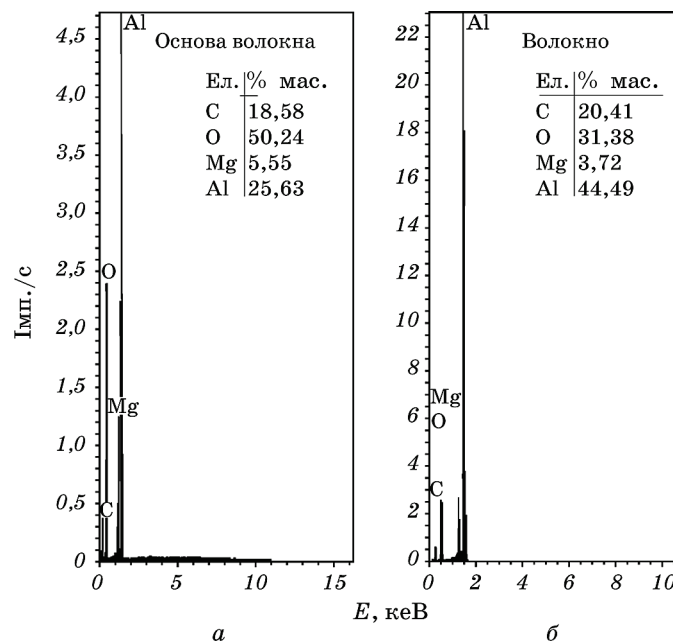


Рис. 10. Енергодисперсійні рентгенівські спектри Al, Mg, C і O, одержані при дослідженні локальних ділянок (див. рис. 9) волокнистої структури, що утворилася в зразку стопу 01420Т, надпластично продеформованому до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності: спектр, одержаний від ділянки 1, яка знаходиться в основі волокнистої структури (а), спектр, одержаний від ділянки 2, яка знаходиться в середній частині волокнистої структури (б).

Fig. 10. The energy dispersive X-ray spectra of Al, Mg, C, and O obtained during the study of local regions (see Fig. 9) of the fibrous structure formed in the specimen of the 01420T alloy superplastically deformed to failure under the optimal conditions of superplasticity: the spectrum obtained from the point 1, which is at the base of the fibrous structure (a), the spectrum obtained from point 2, which is located in the middle part of the fibrous structure (b).

досліджених нами [9, 10, 13–22] та іншими авторами [23–25] багатокомпонентних алюмінієвих стопів, здійснювалась за наявності на деяких ділянках границь зерен включень в'язкої метастабільної рідко-твердої фази.

Аналіз вірогідних причини утворення метастабільної рідкої фази у зразках стопу 01420Т при високих гомологічних температурах, використавши уявлення та міркування, які були викладені в [9, 10, 13–25], свідчить про те, що найбільш вірогідною причиною утворення метастабільної рідкої фази у зразках стопу 01420Т, яка з'являється в ході нагрівання зразків до температури випробувань $T = 520^{\circ}\text{C}$ і в ході їх надпластичної деформації за високої гомологічної температури, є локальне плавлення приграничних ділянок зерен (їх «мантиї») і тих ділянок міжзеренних границь, в яких твердий розчин на основі Алюмінію має підвищену у порівнянні з номінальним складом стопу концентрацію атомів Літію та Магнію. Як відомо, атоми цих елементів, які знаходяться у вигляді сегрегацій на границях зерен або ж розчинені у твердому розчині на основі Алюмінію до граничної концентрації, істотно знижують температуру плавлення алюмінієвих стопів в локальних ділянках їх зразків у ході надпластичної деформації [23–25].

Можна також передбачити, що деяка кількість частинок S_1 -фази, яка містить Магній і Літій, в ході нагрівання зразків до температури випробування за рахунок розвитку дифузійних процесів в твердому стані розчиняється в α -твердому розчині на основі Алюмінію. Частинок S_1 -фази, що залишилися на границях зерен, які не встигли розчинитися до початку надпластичної деформації зразка, нерівноважні структурні складові, в які входить ця фаза, а також інші інтерметалідні фази, які містять Магній і Літій, плавляться і також є осередками часткового плавлення стопу. В результаті цього на границях зерен утворюються ділянки, зайняті метастабільною рідкою фазою.

Вивчення поверхні робочої частини зразків стопу 01420Т, доведених до зруйнування і волокнистих структур, як вже зазначалось вище, показало, що вони вкриті пухкими оксидними плівками (див. рис. 7 і 8). Це дає підставу говорити про те, що в ході надпластичної деформації зразків стопу 01420Т на повітрі інтенсивно здійснювалось динамічне окиснення поверхні твердих зерен, а також поверхні включень метастабільної рідкої фази, яка в невеликій кількості була присутня на міжзеренних границях. У результаті цього здійснювалось утворення неміцних оксидних плівок, які складаються з оксидів Al_2O_3 , MgO , а також магнезійальної шпінелі MgAl_2O_4 , характерних для багатокомпонентних алюмінієвих стопів, легованих магнієм [26–28]. В ході надпластичної деформації метастабільна рідка фаза накопичує певну кількість дисперсних частинок, які утворилися при руйнуванні пухких і крихких оксид-

них плівок. Цей процес призводить до утворення на границях зерен включень в'язкої суспензії за механізмом, описаним у праці [29], яка складається з розплаву α -твердого розчину на основі Алюмінію і дисперсних частинок, які є фрагментами оксидних плівок. Ця рідко-тверда фаза, що утворилася таким чином, суттєво впливає на розвиток деформаційних і акомодативних процесів, які здійснюються в ході надпластичної деформації зразків стопу 01420Т.

6. МЕХАНІЗМИ НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Мікроструктурі дослідження надпластично деформованих зразків стопу 01420Т та результати механічних випробувань говорять про те, що в ході надпластичної деформації зразків стопу 01420Т, згідно з існуючими уявленнями [1–30], одночасно і самоузгоджено діють такі основні деформаційні механізми: зернограничне проковзування, внутрішньозеренна деформація та дифузійна повзучість. Судячи з кривих повзучості, вже на ранніх етапах надпластичного плину зразків стопу 01420Т внутрішньозеренна деформація, яка здійснюється за рахунок ковзання і переповзування ґраткових дислокацій, буде розвиватися як у великих полігонізованих зернах, так і в тих дрібних і ультрадрібних зернах, у яких напруження, у відповідності до закону Шміда, досягнуть критичного напруження зсуву. Як встановлено в [3], взаємодія ґраткових дислокацій з границями зерен в ході надпластичної деформації служить для створення нерівноважного стану багатокуткових меж зерен, по яких здійснюється зернограничне проковзування. Можна передбачити, що інтенсивне зернограничне проковзування на твердих ділянках багатокуткових границь дрібних і ультрадрібних зерен, здійснюється одночасно з в'язким плином на тих ділянках границь дрібних і ультрадрібних зерен, а також границях великих зерен, паралельних напрямку розтягування, які містять в'язку рідко-тверду фазу відповідно до положення моделей, описаних у [10, 25, 30]. Ефективна акомодативна зернограничного проковзування в цьому випадку здійснюється завдяки розвитку дифузійних процесів в твердій та в рідкій фазах, а також у результаті здійснення дислокаційного ковзання в серцевині зерен та поблизу їх границь. У результаті самоузгодженого здійснення деформаційних та акомодативних процесів в мікроструктурі робочої частини зразків стопу 01420Т здійснюється інтенсивна перестановка зерен, що приводить до їх значних деформацій. В'язкий плин метастабільної рідкої фази, локалізованої на границях зерен, перпендикулярних напрямку розтягування зразків, унаслідок розкриття зернограничних пор в ході зернограничного проковзування приводить до прояву так званої «мікронадпластичності», наслідком якої є формування і розвиток волокнистих утворень за механізмом, описаним у [10, 15]. Сумісне і самоузгоджене

протікання усіх деформаційних і акомодацийних механізмів створює сприятливі умови для здійснення стабільного плину зразків стопу 01420Т із вихідною бімодальною структурою та забезпечує їх надпластичну деформацію на сотні відсотків.

7. ВИСНОВКИ

1. Вивчено структурний стан вихідних зразків стопу 01420Т. Встановлено, що він є змішаним або бімодальним, що є результатом попередньої термомеханічної обробки для стабілізації вихідного структурного стану. Визначено, що концентрація Магнію у вихідних зразках є неоднорідною.
2. Проведено механічні випробування зразків. Визначено температурно-швидкісні умови, за яких зразки стопу 01420Т з вихідною бімодальною структурою проявляють ефект високотемпературної структурної надпластичності. Встановлено, що максимальне відносне видовження до зруйнування δ , яке складає 450%, було у зразка стопу, надпластично продеформованого при $T = 520^\circ\text{C}$, $\sigma = 4,5 \text{ МПа}$ і швидкості істинної деформації на усталеній стадії плину $\dot{\epsilon}_{\text{іст.}} = 2,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.
3. Вивчено структурний стан зразків стопу 01420Т, надпластично продеформованих до зруйнування в умовах високотемпературної структурної надпластичності. Встановлено, що у ході надпластичної деформації мікроструктура зразків стопу в основному стає однорідною та ультрадрібнозернистою.
4. Встановлено, що в робочій частині зразків стопу 01420Т в ході надпластичної деформації в результаті в'язкого плину утворюються волокнисті структури, локалізовані в приповерхневих зернограничних порах та тріщинах. Це свідчить про те, що стоп у ході надпластичного плину перебував у твердо-рідкому стані через часткове плавлення.
5. Проаналізовано причини часткового плавлення зразків стопу 01420Т при високих гомологічних температурах та механізм їх надпластичної деформації.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. X. Wang, Q. Li, R. Wu, X. Zhang, and L. Ma, *Advances in Materials Science and Engineering*, **2018**: 7606140 (2018).
2. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (San Diego, California: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
3. О. А. Кайбышев, *Сверхпластичность промышленных сплавов* (Москва: Металлургия: 1984).
4. В. Н. Щерба, *Прессование алюминиевых сплавов* (Москва: Интермет Инжиниринг: 2001).

5. И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, А. Л. Березина, Н. И. Колобнев, *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства* (Киев: Наукова думка: 1992).
6. Н. Ф. Юнусова, Р. К. Исламгалиев, Р. З. Валиев, *Металлы*, № 2: 21 (2004).
7. М. М. Myshlyaev, M. Y. Gryaznov, and V. N. Chuvildeev, *Russian Metallurgy (Metally)*, **2011**: 882 (2011).
8. R. S. Mishra, R. Z. Valiev, S. X. McFadden, R. K. Islamgaliev, and A. K. Mukherjee, *Philos. Mag. A*, **81**: 37 (2001).
9. В. П. Пойда, Д. Е. Милая, А. В. Пойда, В. В. Брюховецкий, Р. В. Сухов, *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 4: 139 (2014).
10. V. P. Poida, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, R. I. Kuznetsova, V. F. Klepikov, and D. L. Voronov, *Phys. Met. Metallogr.*, **103**, No. 4: 414 (2007).
11. Э. Е. Томашевский, А. И. Слущер, *Заводская лаборатория*, **29**, № 8: 994 (1963).
12. С. А. Салтыков, *Стереометрическая металлография* (Москва: Металлургия: 1976).
13. V. P. Poida, D. E. Pedun, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, R. V. Sukhov, A. L. Samsonik, and V. V. Litvinenko, *Phys. Met. Metallogr.*, **114**, No. 9: 779 (2013).
14. V. V. Bryukhovetsky, A. V. Poyda, V. P. Poyda, and D. E. Milaya, *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, No. 2: 94 (2018).
15. M. G. Zelin, *Acta mater.*, **45**: Iss. 9: 3533 (1997).
16. А. В. Пойда, В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, Д. С. Мила, А. В. Завдовеев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **39**, № 10: 1345 (2017).
17. В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, Р. И. Кузнецова, А. В. Пойда, В. Ф. Клепиков, *Металлофиз. новейшие технол.*, **25**, № 1: 117 (2003).
18. А. В. Пойда, В. В. Брюховецкий, Д. Л. Воронов, Р. И. Кузнецова, В. Ф. Клепиков, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 3: 317 (2005).
19. V. V. Bryukhovetskii, V. P. Poida, A. V. Poida, R. I. Kuznetsova, K. A. Mahmoud, and D. E. Pedun, *Phys. Met. Metallogr.*, **110**, No. 6: 588 (2010).
20. Д. Е. Педун, В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, А. В. Пойда, Р. В. Сухов, *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 5: 147 (2013).
21. V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, V. P. Poida, and Yu. V. Kolomak, *Phys. Met. Metallogr.*, **112**, No. 5: 526 (2011).
22. В. В. Брюховецкий, А. В. Пойда, В. П. Пойда, В. Ф. Клепиков, Ю. В. Коломак, *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, № 4: 78 (2011).
23. C. L. Chen and M. J. Tan, *Mater. Sci. Eng. A*, **298**: 235 (2001).
24. W. D. Cao, X. P. Lu, and H. Conrad, *Acta Mater.*, **44**, No. 2: 697 (1996).
25. J. Koike, M. Mabuchi, and K. Higashi, *Acta Met. Mater.*, **43**, No. 1: 199 (1995).
26. В. И. Добаткин, Р. М. Габидуллин, Б. А. Колачев, Г. С. Макаров, *Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах* (Москва: Металлургия: 1976).
27. М. В. Мальцев, Ю. Д. Чистяков, М. И. Цыпин, *ДАН СССР*, **49**, № 5: 813 (1954).

28. И. Н. Фридляндер, В. С. Сандлер, Т. И. Никольская и др., *Металлы*, **2**: 221 (1978).
29. А. М. Корольков, *Литейные свойства металлов и сплавов* (Москва: Наука: 1967).
30. M. Mabuchi and K. Higashi, *Acta Mater.*, **47**, No. 6: 1915 (1999).

REFERENCES

1. X. Wang, Q. Li, R. Wu, X. Zhang, and L. Ma, *Advances in Materials Science and Engineering*, **2018**: 7606140 (2018).
2. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (San Diego, California: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
3. O. A. Kaybyshev, *Sverkhplastichnost' Promyshlennykh Splavov* [Superplasticity of Industrial Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1984) (in Russian).
4. V. N. Shcherba, *Pressovanie Alyuminievykh Splavov* [Pressing of Aluminium Alloys] (Moscow: Intermet Inzhiniring: 2001) (in Russian).
5. I. N. Fridlyander, K. V. Chuistov, A. L. Berezina, and N. I. Kolobnev, *Alyuminiy-Litievye Splavy. Struktura i Svoystva* [Aluminum-Lithium Alloys. Structure and Properties] (Kyiv: Naukova Dumka: 1992) (in Russian).
6. N. F. Yunusova, R. K. Islamgaliev, and R. Z. Valiev, *Metally*, No. 2: 21 (2004).
7. M. M. Myshlyaev, M. Y. Gryaznov, and V. N. Chuvildeev, *Russian Metallurgy (Metally)*, **2011**: 882 (2011).
8. R. S. Mishra, R. Z. Valiev, S. X. McFadden, R. K. Islamgaliev, and A. K. Mukherjee, *Philos. Mag. A*, **81**: 37 (2001).
9. V. P. Poyda, D. E. Milaya, A. V. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, and R. V. Sukhov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*, No. 4: 139 (2014) (in Russian).
10. V. P. Poida, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, R. I. Kuznetsova, V. F. Klepikov, and D. L. Voronov, *Phys. Met. Metallogr.*, **103**, No. 4: 414 (2007).
11. E. E. Tomashevskiy and A. I. Slutsker, *Zavodskaya Laboratoriya*, **29**, No. 8: 994 (1963) (in Russian).
12. S. A. Saltykov, *Stereometricheskaya Metallografiya* [Stereometric Metallography] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
13. V. P. Poida, D. E. Pedun, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, R. V. Sukhov, A. L. Samsonik, and V. V. Litvinenko, *Phys. Met. Metallogr.*, **114**, No. 9: 779 (2013).
14. V. V. Bryukhovetsky, A. V. Poyda, V. P. Poyda, and D. E. Milaya, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*, No. 2: 94 (2018).
15. M. G. Zelin, *Acta mater.*, **45**: Iss. 9: 3533 (1997).
16. A. V. Poyda, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskyy, D. E. Myla, and A. V. Zavdoveev, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 10: 1345 (2017) (in Ukrainian).
17. V. P. Poida, V. V. Bryukhovets'ky, R. I. Kuznetsova, A. V. Poida, and

- V. F. Klepikov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **25**, No. 1: 117 (2003) (in Russian).
18. A. V. Pojda, V. V. Bryukhovets'ky, D. L. Voronov, R. I. Kuznetsova, and V. F. Klepikov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **27**, No. 3: 317 (2005) (in Russian).
19. V. V. Bryukhovetskii, V. P. Poida, A. V. Poida, R. I. Kuznetsova, K. A. Mahmoud, and D. E. Pedun, *Phys. Met. Metallogr.*, **110**, No. 6: 588 (2010).
20. D. E. Pedun, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, A. V. Poyda, and R. V. Sukhov, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*, No. 5: 147 (2013) (in Russian).
21. V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, V. P. Poida, and Yu. V. Kolomak, *Phys. Met. Metallogr.*, **112**, No. 5: 526 (2011).
22. V. V. Bryukhovetskiy, A. V. Poyda, V. P. Poyda, V. F. Klepikov, and Yu. V. Kolomak, *Voprosy Atomnoy Nauki i Tekhniki. Seriya 'Fizika Radiatsionnykh Povrezhdeniy i Radiatsionnoe Materialovedenie'*, No. 4: 78 (2011) (in Russian).
23. C. L. Chen and M. J. Tan, *Mater. Sci. Eng. A*, **298**: 235 (2001).
24. W. D. Cao, X. P. Lu, and H. Conrad, *Acta Mater.*, **44**, No. 2: 697 (1996).
25. J. Koike, M. Mabuchi, and K. Higashi, *Acta Met. Mater.*, **43**, No. 1: 199 (1995).
26. V. I. Dobatkin, R. M. Gabidullin, B. A. Kolachev, and G. S. Makarov, *Gazy i Okisly v Alyuminievykh Deformiruemyykh Splavakh* [Gases and Oxides in Deformable Aluminium Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1976) (in Russian).
27. M. V. Mal'tsev, Yu. D. Chistyakov, and M. I. Tsy-pin, *DAN SSSR*, **49**, No. 5: 813 (1954) (in Russian).
28. I. N. Fridlyander, V. S. Sandler, T. I. Nikol'skaya et al., *Metally*, **2**: 221 (1978) (in Russian).
29. A. M. Korol'kov, *Liteynye Svoystva Metallov i Splavov* [Foundry Properties of Metals and Alloys] (Moscow: Nauka: 1967) (in Russian).
30. M. Mabuchi and K. Higashi, *Acta Mater.*, **47**, No. 6: 1915 (1999).