Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика», вип. 37, с. 30-38 (2022)
The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University. Series “Physics” Iss. 37, p. 30-38 (2022)
DOI: 10.26565/2222-5617-2022-37 ISSN 2222-5617 (Print)

Original article
In print article
https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03
UDC 539.374+669.715
PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

ВПЛИВ ОСНОВНИХ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ФОРМУВАННЯ ВИХІДНОЇ ЗЕРНОВОЇ СТРУКТУРИ, НА ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ТА НА СТРУКТУРНІ ЗМІНИ, ЯКІ ВІДБУВАЮТЬСЯ ПІД ЧАС НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ СПЛАВІВ Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420Т, 1421, 1423

В.П. Пойда
volodymyr.poyda@karazin.ua
https://orcid.org/0000-0001-7970-7145
Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Україна, 61022, м. Харків, площа Свободи, 4

А.В. Пойда
https://orcid.org/0000-0002-0558-5939
Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, Україна, 61108, м. Харків, вул. Академічна, 1

Д.Є. Мила
https://orcid.org/0000-0003-2919-741X
Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Україна, 61022, м. Харків, площа Свободи, 4;
Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, 61002, вул. Чернишевська, 28, а/с 8812

Надійшла до редакції 03 вересня 2022 р. Переглянуто 05 жовтня 2022 р.
Прийнято до друку 15 жовтня 2022 р.

У статті викладені результати досліджень, спрямованих на встановлення впливу основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються під час надпластичної деформації кількох алюмінієвих сплавів. Однорідну ультрадрібнозернисту структуру у зразках сплавів Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr і 1423 вдалося сформувати внаслідок здійснення динамічної рекристалізації у ході їх надпластичної деформації. Встановлено що вихідна мікроструктура зразків сплаву 1420Т є бімодальною. Середній розмір зерна складає приблизно 5 мкм, в окремих ділянках робочої частини зразків є великі витягнуті зерна, середній розмір яких приблизно дорівнює 25 мкм. Вихідна структура зразків сплаву 1421 є дрібнозернистою, а вихідна структура зразків сплаву 1423 є різнозернистою і крупнокристалічною. Металографічні дослідження показали, що зернова структура зразків сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході надпластичної деформації при високих гомологічних температурах зростає незначно. У зразках накопичується пористість та проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов’язані з локальним плавленням на границях зерен та на міжфазних границях. Встановлено, що присутність у складі зразків досліджених сплавів цирконію та скандію забезпечує формування в них ультрадрібнозернистої структури та протидіє росту зерен у ході надпластичного плину. Магній і літій, які входять до складу зразків досліджених сплавів 1420Т, 1421 і 1423, утворюють з алюмінієм кілька інтерметалідних фаз. Ці фази входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження, які локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при високих гомологічних температурах може бути однією з причин часткового плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході їх надпластичної деформації. Часткове плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 і 1423 вірогідно може здійснюватися і завдяки наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію. Часткове плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 і 1423 у ході їх надпластичної деформації, яка здійснюється при високих гомологічних температурах, приводить до утворення на границях зерен осередків метастабільної рідко-твердої фази, в’язкий плин якої приводить до утворення волокнистих структур внаслідок

© Пойда В.П., Пойда А.В., Мила Д.Є., 2022

Open Access. This article is licensed under a Creative Commons Attribution 4.0 http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/

розвитку зернограничного проковзування.

***Ключові слова**: ультрадрібнозерниста структура, надпластична деформація, статична рекристалізація, динамічна рекристалізація.*

Як цитувати: *Пойда В.П., Пойда А.В., Мила Д. Є. Вплив основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються під час надпластичної деформації сплавів Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423* Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика». Вип. 37, 2022; 30-38. https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03

In cites: *Poyda V.P., Poyda A.V., Myla D.E. The influence of the main alloying elements on the formation of the initial grain structure, on phase transformations and on structural changes that occur during superplastic deformation of alloys Al - 4.1 wt.% Mg - 0.5 wt.% Zr, 1420T, 1421, 1423*. The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University. Series "Physics" Iss. 37, 2022; 30-38. https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03 (in Ukrainian)

ВСТУП

Як відомо, мікрозеренна структурна надпластичність (СНП) є структурночутливим ефектом, який проявляють зразки ультрадрібнозернистих сплавів в інтервалі гомологічних температур 0,4÷0,7 T_m (T_m – температура плавлення) [1-3].

Однак останнім часом було встановлено, що низка багатокомпонентних алюмінієвих сплавів та композиційних металевих матеріалів на їх основі проявляють ефект СНП при гомологічних температурах, що істотно відрізняються від тих температур, які обмежені зазначеним вище інтервалом [4-5].

Дослідниками було встановлено, що так звану низькотемпературну СНП проявляють металеві матеріали, які мають мікрокристалічну структуру, що була створена в них завдяки використанню методів порошкової металургії або низки методів інтенсивної пластичної деформації: рівноканального кутового пресування (equal-channel-angular extrusion (ECAE)), інтенсивної пластичної деформації крученням (high-pressure torsion (HPT)), зварюванням/обробкою тертям із перемішуванням (Friction Stir Processing (FSP)) [4-5]. Встановлено, що високотемпературну СНП проявляють ультрадрібнозернисті багатокомпонентні алюмінієві сплави, у зразках яких при деформуванні при високих гомологічних температурах може здійснюватися часткове плавлення сплаву, локалізоване на границях зерен [4].

Для одержання стабільного ультрадрібного зерна у склад алюмінієвих сплавів цілеспрямовано вводять цирконій і скандій [1-3]. Ключова роль дисперсних частинок Al_3Zr і Al_3Sc у формуванні вихідної ультрадрібнозернистої структури та в стримуванні росту зерен у ході надпластичної деформації (НПД) зразків низки багатокомпонентних алюмінієвих сплавів була розглянута нами у праці [6].

З огляду на необхідність подальшого вивчення особливостей різновидів СНП, яку в залежності від температури випробувань проявляють зразки багатокомпонентних алюмінієвих сплавів, що перебувають або у твердому, або у твердо-рідкому стані, метою досліджень, результати яких описані в цій статті, було вивчення впливу основних легуючих елементів на формування вихідної зернової структури, на фазові перетворення та на структурні зміни, які відбуваються у ході НПД зразків сплавів Al – 4.1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr, 1420T, 1421, 1423, що здійснюється при різних гомологічних температурах.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для механічних випробувань та структурних досліджень були виготовлені із листових напівфабрикатів таких сплавів: модельного сплаву Al–4,1мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr; промислового сплаву 1420T (Al – (4,5–6,0) мас % Mg – (1,8 – 2,3) мас.% Li – (0,08 – 0,15) мас.% Zr; домішки Si; Fe; Ti; Mn; Na; Be. Cu); промислового сплаву 1421 (Al – (4,5 – 6,0) мас.% Mg– (1,9 – 2,3) мас.% Li – (0,09 – 0,15) мас.% Zr – (0,13 – 0,21) мас.% Sc; домішки Si; Fe; Ti; Na; Cu; промислового сплаву 1423 (Al – (3,5 – 4,2) мас.% Mg – (1,8 – 2,1) мас.% Li – (0,08 – 0,12) мас.% Zr – (0,08 – 0,15) мас.% Sc; домішки Si; Fe; Ti; Mn; Na; Be; Cu [7,8].

Довжина робочої частини зразків всіх досліджених сплавів була рівна 10 мм. Поперечний переріз зразків становив 3,0 × 5,0 мм^2. Механічні випробування зразків, як і в працях [6, 9-13], були проведені на повітрі в режимі повзучості при постійному напруженні плину. Вони були здійснені при тих температурно-швидкісних умовах, при яких сплави проявляють ефект СНП [9-13].

Поверхню робочої частини зразків шліфували та механічно полірували. Остаточне полірування поверхні зразків здійснювали з використанням алмазної пасти, зернистість якої була 1/0. Для того щоб виявити границі зерен використовували універсальний хімічний травник, який мав такий склад: 17мл HNO_3, 5 мл HF, 78 мл H_2O.

Мікроструктуру зразків досліджували з використанням світлового мікроскопа МІМ 6, оснащеного цифровою фотокамерою Pro-MiscroScan, середній розмір зерна $\overline{d}$ визначали методом випадкових січних [15] за даними, які були одержані шляхом опрацювання світлин мікроструктури сплаву. Розрахунок середнього розміру зерна $\overline{d}$, середнього поздовжнього (по відношенню до напрямку осі розтягування зразка) розміру зерна $\overline{d}_{//}$ та середнього

перпендикулярного (по відношенню до напряму осі розтягування зразка) розміру зерна $\overline{d}_{\perp}$ здійснювали за даними, одержаними із 100 вимірів. Це забезпечило при довірчій вірогідності 0,95 відносну похибку при визначенні середнього розміру зерна $\overline{d}$ не більшу ніж 10%. Величину середнього розміру зерна $\overline{d}$ розраховували за формулою

$$\overline{d} = \sqrt[3]{\overline{d}_{//} \cdot \overline{d}_{\perp}^{\,2}}, \qquad (1)$$

де $\overline{d}_{//}$, $\overline{d}_{\perp}$ – середні розміри зерен у напрямках, паралельному і перпендикулярному до осі розтягування зразка, відповідно.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис.1 наведені зображення типових видів мікроструктури зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr. Як видно з рис.1 (а) вихідна структура зразків цього сплаву є волокнистою.

Було встановлено, що використання різноманітних режимів статичної рекристалізації у інтервалі температур 723÷773К не забезпечує створення у зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr однорідної, повністю рекристалізованої ультрадрібнозернистої структури. У працях [2,15-16] зазначено, що причиною цього є взаємодія дисперсних частинок фази $ZrAl_3$ з дислокаційною структурою зразка сплаву та їх вплив на міграцію малокутових і багатокутових границь при рекристалізаційному відпалі. Оскільки у сплавах системи Al–Mg–Zr ультрадрібнозерниста структура формується переважно завдяки коалесценції субзерен, а не за рахунок утворення і розвитку центрів зародків рекристалізації, як в сплавах системи Al–Cu–Zr [2,15,16], то однорідну ультрадрібнозернисту структуру з середнім розміром зерна $\overline{d} = 5 \div 10\,мкм$ у зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr вдалося сформувати внаслідок здійснення динамічної рекристалізації у ході їх НПД при Т = 773К і σ = 5,0÷10,0 МПа до ступеня умовної деформації ~ 70% (рис.1 (б)).

Встановлено що вихідна мікроструктура зразків сплаву 1420Т є бімодальною [11,12]. Переважна більшість зерен у робочій частині вихідних зразків сплаву 1420Т, виготовлених із промислового напівфабрикату, є ультрадрібними. Їх середній розмір складає приблизно 5 мкм (рис.2). В окремих ділянках робочої частини зразків, підготовлених до проведення механічних випробувань, у смугах зосереджені великі витягнуті зерна, середній розмір яких $\overline{d}$ приблизно дорівнює 25 мкм. Ці зерна обмежені малокутовми границями.

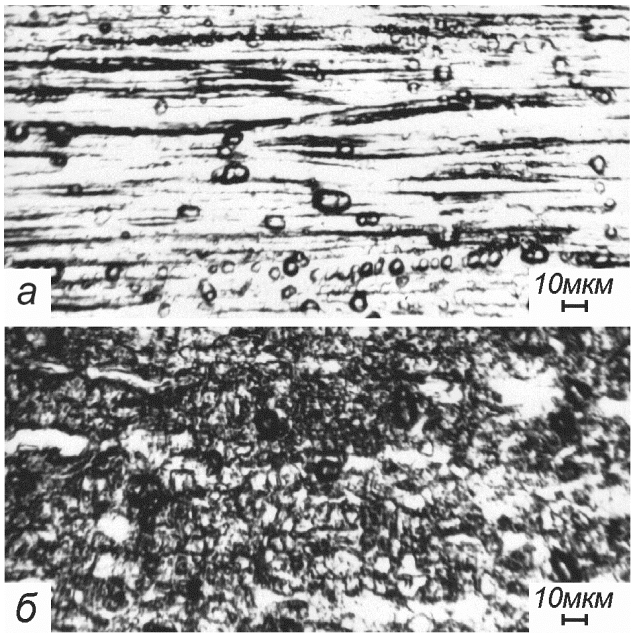

Рис.1. Характерні види мікроструктури зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5 мас.% Zr: (а) – мікроструктура зразка, підготовленого до випробування; (б) – зернова структура робочої частини зразка, надпластично продеформованого на 70%.

Fig.1. Characteristic types of samples microstructure of alloy Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr: (a) – microstructure of the sample prepared for testing; (b) – grain structure of the working part of the sample superplastically deformed by 70%.

Вихідна структура зразків сплаву 1421 (рис.3) також є дрібнозернистою. Середній розмір зерна $\overline{d}$ у робочій частині зразків складає приблизно 5 мкм.

Така зернова структура була одержана у промисловому напівфабрикаті сплаву при його виготовленні внаслідок здійснення гарячої прокатки і наступного відпалу.

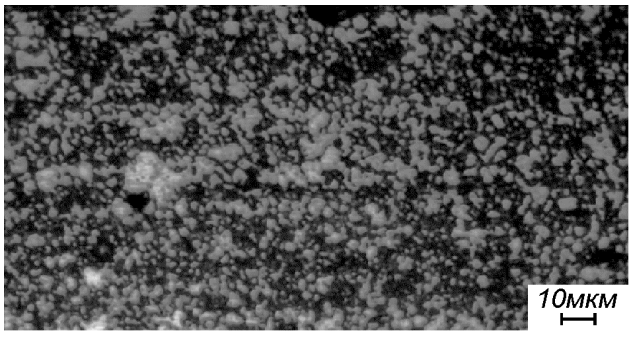

Рис.2. Характерний вид мікроструктури зразків сплаву 1420Т, підготовлених до проведення механічних випробувань.

Fig.2. A characteristic view of the samples' microstructure of the 1420T alloy prepared for mechanical tests.

Внаслідокпроведенняметалографічнихдосліджень було встановлено, що вихідна структура зразків сплаву 1423 є різнозернистою і крупнокристалічною. Середній розмір зерна складає 100 мкм (рис.4 (а)). Використання різних режимів статичної рекристалізації в інтервалі температур 573 – 773К не забезпечує формування у зразках сплаву 1423 ультрадрібнозернистої структури,

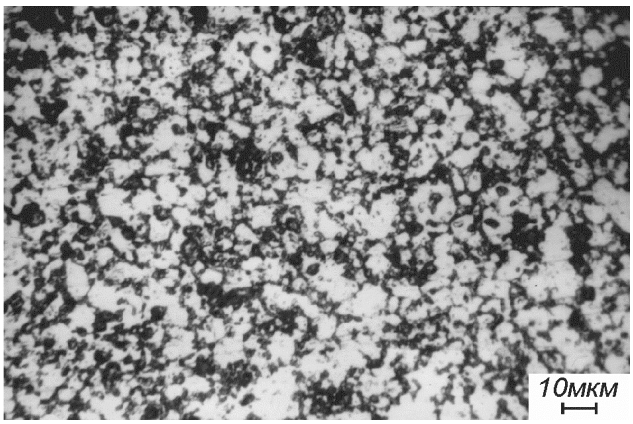

Рис.3. Характерний вид вихідної мікроструктури зразків сплаву 1421, підготовлених до проведення механічних випробувань.

Fig.3. A characteristic view of the initial microstructure of alloy 1421 samples prepared for mechanical testing.

тому вона була сформована в них за рахунок здійснення динамічної рекристалізації безпосередньо в ході НПД при 773 К, σ = 2,5 ÷ 4,5 МПа приблизно до 100% їх умовної деформації. До цього моменту плину в робочій частині зразків, напевне, вже закінчується і фрагментація вихідних зерен. Сформована таким чином ультрадрібнозерниста зернова структура із середнім розміром зерна $\overline{d} = 8\,мкм$ (рис.4 (б)) створює можливість для прояву зразками сплаву 1423 ефекту СНП при їх подальшому деформуванні.

Відомо [7], що на процеси формування ультрадрібнозернистої структури у ході динамічної рекристалізації зразків багатокомпонентних алюмінієво-літієвих сплавів визначальний вплив здійснюють цирконій і скандій. Ці елементи утворюють з алюмінієм дисперсні частинки фаз $ZrAl_3$ і $ScAl_3$, наявність яких сприяє збереженню у сплавах полігонізованої структури. Дисперсні частинки інтерметалідних фаз $ZrAl_3$ і $ScAl_3$ також протидіють подальшому росту ультрадрібних зерен, які зароджуються внаслідок фрагментації крупних зерен у ході надпластичного плину зразків всіх досліджених алюмінієвих сплавів при високих гомологічних температурах.

На рис.5 наведені залежності відносного видовження до зруйнування δ від прикладеного напруження σ для зразків досліджуваних сплавів, надпластично продеформованих до зруйнування при

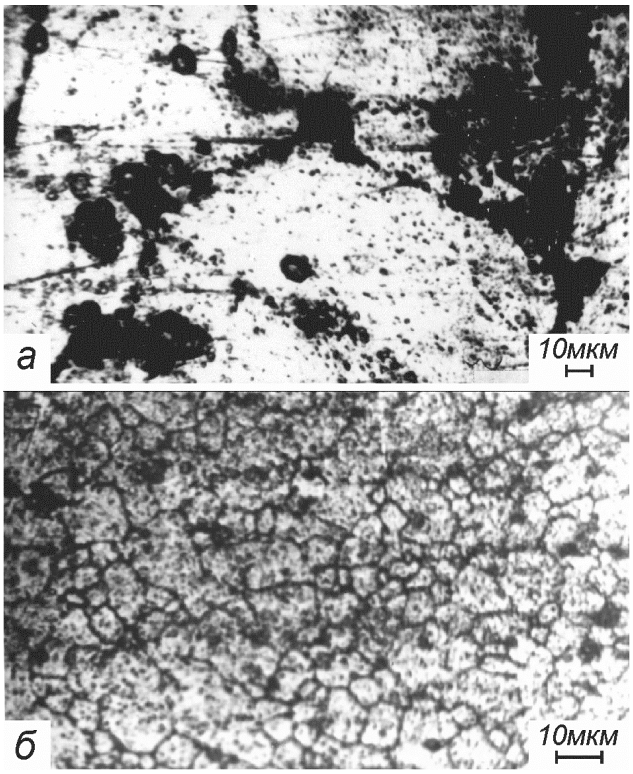

Рис.4. Характерні види мікроструктури зразка сплаву 1423: (а) – мікроструктура зразка, підготовленого до випробування; (б) – зернова структура робочої частини зразка, надпластично продеформованого на 100% при 773К і σ = 3,5 МПа.

Fig.4. Characteristic types of microstructure of the alloy 1423 sample: (a) – microstructure of the sample prepared for testing; (b) – grain structure of the working part of the sample superplastically deformed to 100% at 773K and σ = 3.5 MPa.

оптимальних температурах НПД. Видно, що вони мають типовий для СНП вигляд кривих з максимумом.

На рис.6 представлено загальний вигляд зразків, що проявили оптимальні умови СНП у порівнянні з вихідним зразком. Як видно з рис.6 на макроскопічному рівні зразки всіх досліджених сплавів, що проявили максимальну пластичність при деформуванні в температурно-швидкістних умовах, оптимальних для прояву ними ефекту НПД, деформувались однорідно. Надпластичний плин зразків був стабільним, а їх руйнування відбувалось без помітної локалізації деформації у вигляді шийки.

На відміну від цього на мікроскопічному рівні надпластичний плин зразків всіх досліджених сплавів був локально неоднорідним оскільки він здійснювався переважно за рахунок розвитку зернограничного проковзування на багатокутових границях зерен, що характерно для металевих матеріалів, які проявляють ефект СНП [1-4,16].

Дослідження мікроструктури робочої частини

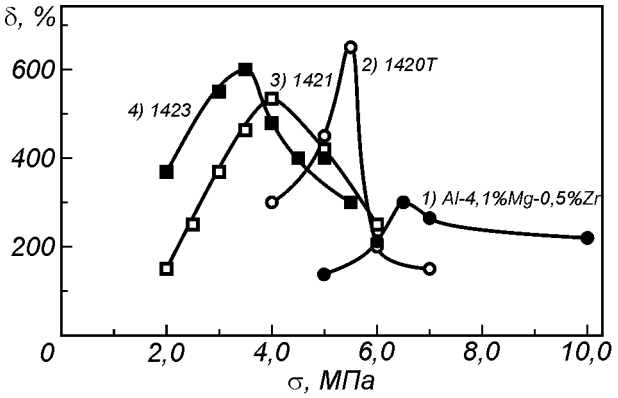

Рис.5. Залежності відносного видовження до зруйнування δ від прикладеного напруження σ для зразків досліджуваних сплавів, надпластично продеформованих до зруйнування при оптимальних температурах НПД: 1) – Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr; 2) – 1420Т; 3) – 1421; 4) – 1423.

Fig.5. Dependences of the relative elongation to failure from the applied stress for the samples of the studied alloys superplastically deformed to failure at the optimum temperatures of the SPD: 1) – Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr; 2) – 1420T; 3) – 1421; 4. - 1423.

зразків сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr, надпластично продеформованих до зруйнування, дає підставу стверджувати, що у ході НПД, яка здійснюється в оптимальних температурно-швидкісних умовах, вони перебувають у твердому стані. У серцевині зерен та їх границях спостерігається скупчення частинок інтерметаліду (рис.7). Вірогідно це фаза Mg_5Al_8 [18]. Ця фаза, як зазначено у праці [18], може входити до складу подвійної евтектики $Al+Mg_5Al_8$ та потрійної евтектики $Al+Mg_5Al_8+ZrAl_3$. Температури плавлення цих евтектик близькі до 773К [18], яка вища за ту температуру, при якій зразки сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr проявляють ефект СНП, тому вони перебувають у ході надпластичного плину в твердому стані. Встановлено що у ході НПД в зразках сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr незначно збільшується середній розмір зерен та накопичується пористість. Їх зруйнування відбувається після об'єднання пор у магістральні тріщини.

Металографічні дослідження показали, що зернова структура зразків сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході НПД при високих гомологічних температурах зростає незначно. У зразках накопичується пористість та проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов'язані з локальним плавленням на границях зерен та на міжфазних границях.

Про те, що зразки сплавів 1420Т, 1421 та 1423 проявляють ефект СНП, перебуваючи у твердо-рідкому

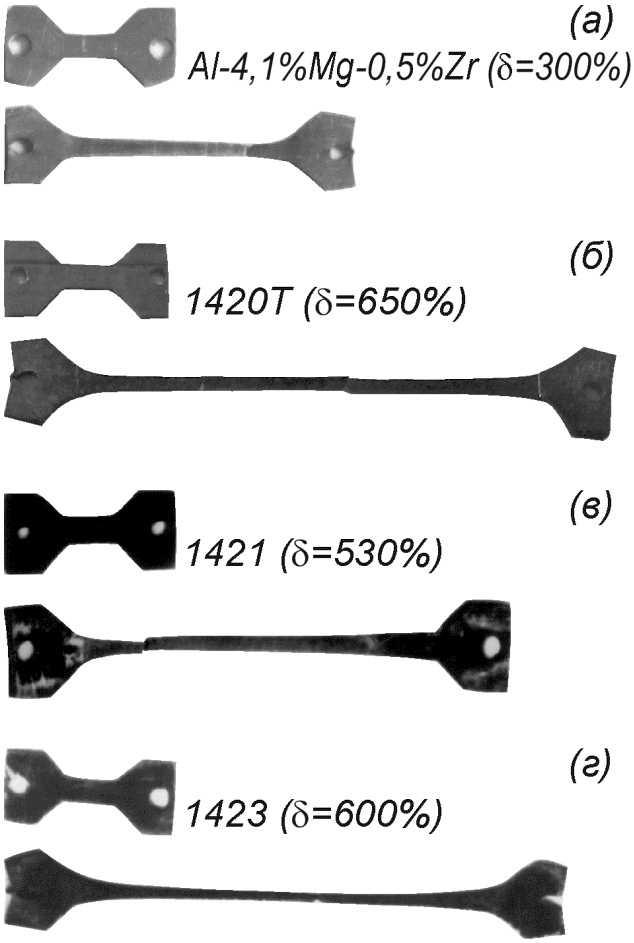

Рис.6. Загальний вигляд зразків, що проявили оптимальні умови СНП у порівнянні з вихідним зразком: (а) Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr, (б) – 1420Т, (в) – 1421, (г) – 1423.

Fig.6. The general view of the samples that showed the optimal SSP conditions in comparison with the original sample: (a) Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr, (b) – 1420T, (c) – 1421, (d) – 1423.

стані, побічно свідчить те, що у приповерхневих порах та тріщинах, які утворились у робочих частинах зразків у ході їх надпластичного плину, були виявлені волокнисті структури (рис.7). Було встановлено, що волокна спостерігаються у зразках, які були надпластично продеформовані при $T \geq 773$ К до ступенів умовної деформації ~70%. Волокна в порах та в тріщинах розташовані паралельно напрямку осі розтягування зразка. Одним кінцем або ж обома кінцями вони прикріплені до внутрішніх поверхонь пор і тріщин, перпендикулярних напрямку розтягування зразків. Волокнисті структури, які за своїм виглядом схожі на застиглі струмини в'язкої рідини, вкриті крихкими оксидними плівками.

Можна стверджувати, що розвиток волокнистих структур у порах і в тріщинах, що утворюються у ході НПД зразків, відбувається у результаті в'язкого

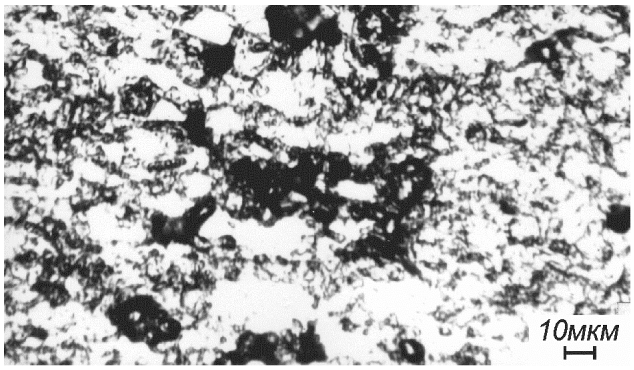

Рис.7. Типовий вигляд мікроструктури зразка сплаву Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr, надпластично продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах СНП на 300% при: 773К, σ = 6,5 МПа, $\dot{\varepsilon}_{icm} = 4{,}3 \cdot 10^{-4} c^{-1}$.

Fig. 7. A typical view of the microstructure of the alloy Al – 4.1 wt.% Mg – 0.5 wt.% Zr sample, superplastically deformed to failure under the optimal conditions of SSP to *300% at: 773K, σ = 6.5 MPa,* $\dot{\varepsilon}_{true} = 4{,}3 \cdot 10^{-4} c^{-1}$.

плину рідко-твердої фази, яка утворилась внаслідок часткового плавлення сплавів.

Як відомо [7] у системі Al-Mg-Li-Zr-Sc, до якої належать сплави 1420Т, 1421 та 1423, у рівновазі з твердим розчином на основі алюмінію можуть перебувати такі інтерметалідні фази: Mg_2Al_3, $Mg_{17}Al_{12}$, AlLi, $MgLiAl_2$, $MgLi_xAl_2$, Al_3Zr, Al_3Sc. Як видно, їх переважна більшість містить у своєму складі магній і літій. Деякі з цих фаз входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження [7]. У зразках досліджених сплавів такі суміші локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при 488°С: (Р + LiAl) ⇔ (α_{Al} + $MgLiAl_2$); при 472°С: (Р + $MgLiAl_2$) ⇔ (α_{Al} + $Mg_{17}Al_{12}$); при 456°С: (Р + $Mg_{17}Al_{12}$) ⇔ (α_{Al} + Mg_2Al_3) [7] вірогідно може бути однією з причин часткового плавлення сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході їх НПД. Часткове плавлення цих сплавів вірогідно може здійснюватися і завдяки наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію.

Схожі за виглядом волокнисті структури в надпластично продеформованих зразках багатокомпонентних алюмінієвих сплавів були виявлені також авторами праць [21-26], які досліджували структурні зміни, що відбуваються у ході надпластичної деформації багатокомпонентних алюмінієвих сплавів.

Морфологічні характеристики, а також механізми виникнення та розвитку волокнистих утворень у ході НПД при високих гомологічних температурах у зразках різних багатокомпонентних промислових алюмінієвих сплавів з матричною структурою, морфологія та

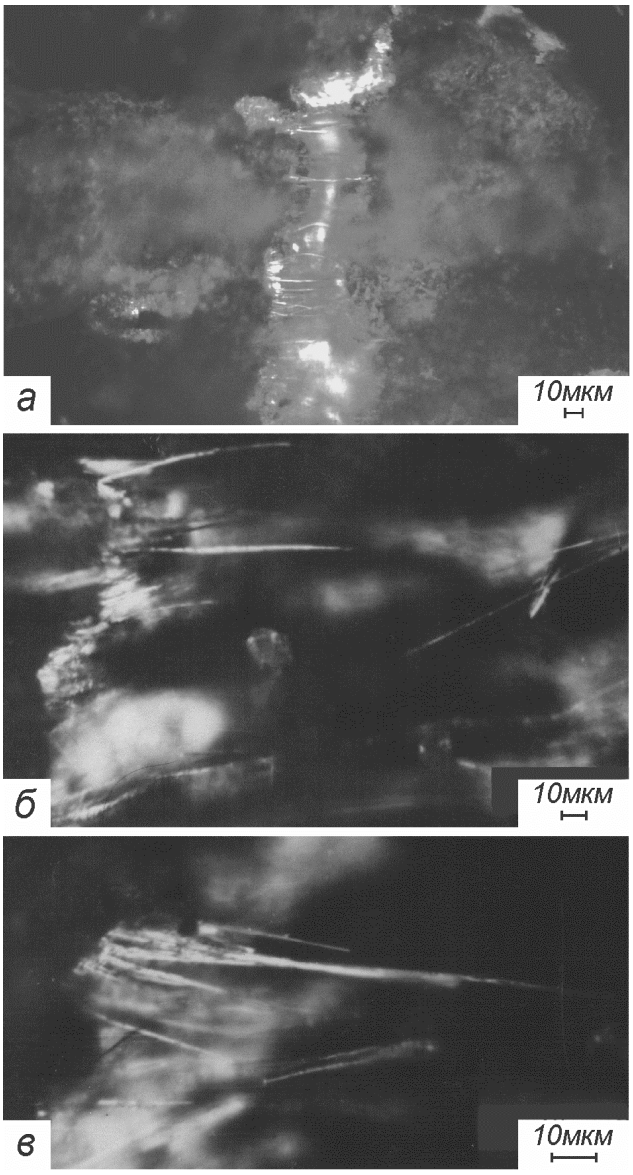

Рис.8. Вид волокнистих структур у робочій частині зразків сплавів 1420Т (а), 1421 (б), 1423 (в), продеформованих в оптимальних умовах НПД. Світлова мікроскопія.

Fig.8. The view of fibrous structures in the working part of samples of alloys 1420T (a), 1421 (b), 1423 (c), deformed under optimal conditions of the SPD. Light microscopy.

хімічний склад яких були досліджені з використанням методів скануючої електронної мікроскопії та енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу розглянуто нами у працях [11-14,19,20].

ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що присутність у складі сплавів цирконію та скандію приводить до утворення дисперсних частинок фаз $ZrAl_3$ і $ScAl_3$, які забезпечують формування зернової структури у ході динамічної рекристалізації зразків сплавів

Al – 4,1 мас.% Mg – 0,5мас.% Zr та 1423, а також протидіє росту зерен у ході надпластичного плину зразків всіх досліджених сплавів.

2. Магній і літій, які входять до складу зразків досліджених сплавів 1420Т, 1421 і 1423, утворюють з алюмінієм кілька інтерметалідних фаз. Ці фази входять до складу сумішей кристалів перитектичного походження, які локалізовані у вигляді прошарків між деякими зернами. Проходження перитектичних реакцій при високих гомологічних температурах може бути однією з причин часткового плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 та 1423 у ході їх надпластичної деформації.

3. Часткове плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 і 1423 вірогідно може здійснюватися і завдяки наявності на границях зерен сегрегацій магнію і літію, які знижують температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію.

4. Часткове плавлення зразків сплавів 1420Т, 1421 і 1423 у ході їх надпластичної деформації, яка здійснюється при високих гомологічних температурах, приводить до утворення на границях зерен осередків метастабільної рідко-твердої фази, в'язкий плин якої приводить до утворення волокнистих структур внаслідок розвитку зернограничного проковзування.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. И.И. Новиков, В.К. Портной. Сверхпластичность металлов и сплавов с ультрамелким зерном, Металлургия, М. (1981), 168 с.
2. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов, Металлургия, М. (1984), 264 с.
3. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона: Пер. с анг., Металлургия, М. (1985), 218 с.
4. K.A. Padmanabhan, S. Balasivanandha Prabu, R.R. Mulyukov, Ayrat Nazarov, R.M. Imayev, S. Ghosh Chowdhury Superplasticity: Common Basis for a Near-Ubiquitous Phenomenon, Springer, Verlag, Berlin, Heidelberg. (2018), 526 p. https://doi.org/10.1007/978-3-642-31957-0
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Advances in Materials Science and Engineering. V., Article ID 7606140, 1 (2018). https:// doi.org/10.1155/2018/7606140
6. В.П. Пойда, А.В. Пойда. Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика», 36, 14 (2022). https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-36-02
7. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства, Наукова думка, Киев. (1992), 192 с.
8. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. Под общей редакцией И.Н. Фридляндера, КОМИНТЕХ, К. (2005), 365 с.
9. В.П. Пойда. Вісник Харківського державного університету. Серія "Фізика", 1, 417, 90 (1998).
10. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, Н.К. Ценев, Н.Н. Жуков .Вісник Харківського державного університету. Серія "Фізика", 5, 516, 99 (2001).
11. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда, В.Ф. Клепиков. Металлофизика и новейшие технологии, 25, 1, 117 (2003).
12. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецький, Р.І. Кузнєцова, О.П. Кришталь, О.Л. Самсоник, Д.Є. Педун,

REFERENCES

1. I.I. Novikov, V.K. Portnoy. Superplasticity of metals and alloys with ultrafine grains, Metallurgy, M. (1981). 168 p. (In Russian).
2. O.A. Kaibyshev. Superplasticity of industrial alloys, Metallurgy, M. (1984). 264p. (In Russian).
3. Superplastic Forming of Structural Alloys, Ed. by N. Paton, K. Hamilton: Transl. from English, Metallurgy, M. (1985), 218p. (In Russian).
4. K.A. Padmanabhan, S. Balasivanandha Prabu, R.R. Mulyukov, Ayrat Nazarov, R.M. Imayev, S. Ghosh. Chowdhury Superplasticity: Common Basis for a Near-Ubiquitous Phenomenon, Springer, Verlag, Berlin, Heidelberg (2018), 526 p. https://doi.org/10.1007/978-3-642-31957-0
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Advances in Materials Science and Engineering. V., Article ID 7606140. 1-17 (2018). https://doi.org/10.1155/2018/7606140
6. V.P. Poyda, A.V. Poyda. Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 36, 14 (2022). https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-36-02 (in Ukrainian).
7. I.N. Friedlander, K.V. Chuistov, A.L. Berezina, N.I. Kolobnev. Aluminum-lithium alloys. Structure and properties, Naukova Dumka, Kyiv. (1992), 192 p. (In Russian).
8. Aluminum alloys (composition, properties, technology, application). Reference book / V.M. Beletsky, G.A. Krivov. Under the general editorship of I.N. Friedlander, KOMINTECH, K. (2005), 365 p. (In Russian).
9. V.P. Poida Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 1, 417, 90 (1998) (in Russian).
10. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, N.K. Tsenev, N.N. Zhukov. Vistnick of Kharkiv State University. Series "Physics", 5, 516, 99 (2001) (in Russian).
11. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, Metallophysics and advanced technologies, 25, 1, 117 (2003) (in Russian).
12. V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznyetsova, O.P. Kryshtal′, O.L. Samsonyk, D.YE Pedun,

Кафарані Алі Махмуд. Вісник Харківського державного університету. Серія “Фізика”, 13, 914, 86 (2010).
13. 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 (92), 139 (2014).
14. Д.Є. Мила, В.П. Пойда, В.В. Брюховецький, А.В. Пойда. Металофізика та новітні технології, 42, 4, 511 (2020). https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511
15. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография, Металлургия, М. (1976), 272 с.
16. М.Х. Рабинович, Н.К. Ценев, Р.З. Валиев. Изв. АН СССР. Металлы, 6, 143 (1984).
17. Р.З. Валиев, О.А. Кайбышев, Г.Ф. Корзникова, Н.К. Ценев. Физика металлов и металловедение, 62, 1, 180 (1986).
18. М.Е. Дриц, Э.С. Кандер, В.И. Кузьмина. Изв. АН СССР. Металлы, 5, 170 (1969).
19. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.П. Крышталь. Вісник Харківського державного університету. Серія “Фізика”, 18, 1075, 55 (2013).
20. В.П. Пойда, Д.Є. Мила, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, С.І. Петрушенко. Вісник Харківського державного університету. Серія “Фізика”, 35, 7 (2021).
21. M.G. Zelin, S. Guillard. Materials Science and Technology, 15, 309 (1999). https://doi. org/10.1179/026708399101505734
22. C.L. Chen, M.J.Tan. Materials Science and Engineering, A298, 235 (2001). https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4
23. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. Interface Sci., 4, 3-4, 357 (1996). https://doi.org/10.1007/ BF00240254
24. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum., 551-552, 645 (2007). https://doi.org/10.4028/www. scientific.net/MSF.551-552.645
25. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., 44, 2, 697 (1996). https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X
26. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 660, 459 (2009). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031

Kafarani Ali Makhmud, Vistnick of Kharkiv State University. Series “Physics”, 13, 914, 86 (2010) (in Ukrainian).
13. V.P. Poyda, D.Ye. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.V. Sukhov. Problems of atomic science and technology. Series “Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science”, 4 (92), 139 (2014) (in Russian).
14. D.Ye. Myla, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda. Metallophysics and advanced technologies, 42, 4, 511 (2020). https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511 (in Ukrainian).
15. S.A. Saltykov. Stereometric metallography, Metallurgy, M. (1976), 272 p. (In Russian).
16. M.Kh. Rabinovich, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev. Izvestiya of Academy of Sciences of the USSR. Metals, 6, 143 (1984) (in Russian).
17. R.Z. Valiev, O.A. Kaibyshev, G.F. Korznikova, N.K. Tsenev. Physics of Metals and Metal Science, 62, 1, 180 (1986) (in Russian).
18. M.Ye. Drits, E.S. Kander, V.I. Kuz’mina. Izvestiya of Academy of Sciences of the USSR. Metals, 5, 170 (1969) (in Russian).
19. D.Ye. Pedun, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.V. Sukhov, A.P. Kryshtal’. Vistnick of Kharkiv State University. Series “Physics”, 18, 1075, 55 (2013) (in Russian).
20. V.P. Poyda, D.Ye. Myla, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskyy, S.I. Petrushenko. Vistnick of Kharkiv State University. Series “Physics”, 35, 7 (2021) (in Ukrainian).
21. M.G. Zelin, S. Guillard. Materials Science and Technology, 15, 309 (1999). https://doi. org/10.1179/026708399101505734
22. C.L. Chen, M.J.Tan. Materials Science and Engineering, A298, 235 (2001). https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4
23. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. Interface Sci., 4, 3-4, 357 (1996). https://doi.org/10.1007/ BF00240254
24. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum., 551-552, 645 (2007). https://doi.org/10.4028/www. scientific.net/MSF.551-552.645
25. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., 44, 2, 697 (1996). https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X
26. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 660, 459 (2009). https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031

THE INFLUENCE OF THE MAIN ALLOYING ELEMENTS ON THE FORMATION OF THE INITIAL GRAIN STRUCTURE, ON PHASE TRANSFORMATIONS AND ON STRUCTURAL CHANGES THAT OCCUR DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION OF ALLOYS AL - 4.1 WT.% MG - 0.5 WT.% ZR, 1420T, 1421, 1423

V.P. Poyda[1], A.V. Poyda[2], D.E. Mila[3]

[1]V.N. Karazin Kharkiv National University Svoboda square, 4, Kharkiv, Ukraine, 61022
[2]National Scientific Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine Academichna street, 1, Kharkiv, Ukraine, 61108
[3]Institute of Electophysics and Radiation Technologies NAS of Ukraine P.O. Box 8812, Chernyshevsky St. 28, Kharkiv, Ukraine, 61002;

Submitted September 03, 2022; Revised October 05, 2022; Accepted October 15, 2022

The article presents the results of research aimed at revealing the influence of the main alloying elements on the formation of the initial grain structure, on phase transformations and on structural changes that occur during superplastic deformation of several aluminum alloys. It was possible to form a homogeneous ultrafine-grained structure in samples of alloys Al - 4.1 wt.% Mg - 0.5 wt.% Zr and 1423 due to dynamic recrystallization during their superplastic deformation. It is revealed that the initial microstructure of the 1420T alloy samples is bimodal. The average grain size is approximately 5 μm, in some areas of the working part of the samples there are large elongated grains, the average size of which is approximately equal to 25 μm. The initial structure of alloy 1421 samples is fine-grained, and the initial structure of alloy 1423 samples is multi-grained and coarse-grained. Metallographic studies showed that the grain structure of samples of alloys 1420T, 1421 and 1423 increases slightly during superplastic deformation at high homologous temperatures. Cavitation accumulates in the samples and structural changes occur, which are probably associated with local melting at grain boundaries and at interphase boundaries. It was established that the presence of zirconium and scandium additions in the composition of the samples ensures the formation of an ultrafine-grained structure in them and counteracts the grain growth during superplastic flow. Magnesium and lithium, which are included in the samples of the studied alloys 1420T, 1421 and 1423, form several intermetallic phases with aluminum. These phases are part of mixtures of crystals of peritectic origin, which are localized in the form of layers between some grains. The occurrence of peritectic reactions at high homologous temperatures can be one of the reasons for the partial melting of samples of alloys 1420T, 1421, and 1423 during their superplastic deformation. Partial melting of samples of alloys 1420T, 1421 and 1423 can probably be carried out due to the presence of segregations of magnesium and lithium at the grain boundaries, which lower the melting temperature of the aluminum-based solid solution. Partial melting of samples of alloys 1420T, 1421, and 1423 during their superplastic deformation, which is performed at high homologous temperatures, leads to the formation of cells of a metastable liquid-solid phase at the grain boundaries, the viscous flow of which leads to the formation of fibrous structures due to the development of grain boundary sliding.

***Key words**: ultrafine-grained structure, superplastic deformation, static recrystallization, dynamic recrystallization.*