

PACSnumbers: 61.72.Ff, 61.72.Nh, 62.20.fq, 62.20.mm, 81.40.Lm, 81.70.Bt, 83.50.Uv

## **Вплив розміру зерна і структурного стану меж зерен на параметри надпластичності алюмінійового стопу Al–Zn–Mg–Cu–Zr**

А. В. Пойда, В. П. Пойда\*, В. В. Брюховецький,  
Д. Є. Мила, А. В. Завдовеєв\*\*

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

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

*\*\*Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України,  
просп. Науки, 46,  
03028 Київ, Україна*

З метою підвищення показників надпластичності алюмінійового стопу системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr було проведено його термомеханічне оброблення, яке включало відпал і вальцювання зразків. Це уможливило створення в стопі замість бімодальної структури однорідної субмікроструктурної структури, хоча і з переважаючою кількістю малокутових меж зерен. Однак, таке оброблення дало змогу значно підвищити показники надпластичності даного стопу, зокрема, видовження до зруйнування зросло майже в два рази.

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

*Institute of Electrophysics and Radiation Technologies, N.A.S. of Ukraine,  
28 Chernyshevs'ky Str., 61002 Kharkiv, Ukraine*

*\*V. N. Karazin Kharkiv National University,  
4 Svobody Sqr., 61022 Kharkiv, Ukraine*

*\*\*Donetsk Institute for Physics and Engineering Named after O. O. Galkin, N.A.S. of Ukraine,  
46 Nauky Ave., 03028 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: A. V. Poyda, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskyu, D. E. Myla, and A. V. Zavdoveev, Influence of the Size of Grain and Structural State of Boundaries of Grains on Parameters of Superplasticity of an Aluminium Alloy Al–Zn–Mg–Cu–Zr, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 10: 1345–1362 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.10.1345.

**Ключові слова:** межі зерен, волокна, структурна анізотропія, надпластичність, термомеханічне оброблення.

To improve the characteristics of superplasticity of aluminium alloy of Al–Zn–Mg–Cu–Zr system, its thermomechanical treatment including rolling and annealing of the samples is performed. This makes it possible to create a submicrocrystalline homogeneous structure in the alloy instead of the bimodal structure, albeit with a predominant number of low-angle grain boundaries. However, this treatment allows to significantly increasing the characteristics of superplasticity of the alloy, in particular, the elongation to failure increased almost twice.

**Key words:** superplasticity, hot working, grain boundaries, structural anisotropy, fibres.

С целью повышения показателей сверхпластичности алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg–Cu–Zr была проведена его термомеханическая обработка, которая включала отжиг и прокатку образцов. Это позволило создать в сплаве вместо бимодальной структуры однородную субмикроструктуру, хотя и с преобладающим количеством малых границ зерен. Однако такая обработка позволила значительно повысить показатели сверхпластичности данного сплава, в частности, удлинение до разрушения возросло почти в два раза.

**Ключевые слова:** границы зерен, волокна, структурная анизотропия, сверхпластичность, термомеханическая обработка.

*(Отримано 7 грудня 2016 р.; після доопрацювання — 17 вересня 2017 р.)*

## 1. ВСТУП

Багатокомпонентні високоміцні алюмінієві стопи системи Al–Zn–Mg–Cu знаходять широке застосування в різних галузях промисловості завдяки своїй високій питомій міцності у порівнянні з традиційними конструкційними матеріалами [1]. Стопи цієї системи використовуються, зокрема, для виготовлення різних деталей фюзеляжів літаків [2]. Однак низька технологічна пластичність високоміцних алюмінієвих стопів істотно обмежує їх широке застосування у виробництві. Вказаний недолік може бути ліквідований шляхом використання ефекту структурної надпластичності для розроблення новітніх технологій оброблення матеріалів тиском, таких як надпластичне формування [2–4].

Як відомо, надпластичність — це здатність полікристалічних дрібнозерених матеріалів за певних температурно-швидкісних умов деформування проявляти високу пластичність. При цьому встановлено, що чим меншим є розмір зерен в матеріалі, тим інтенсивніше розвивається зерномежеве проковзування і тим вищою є швидкість надпластичної деформації та більш високими стають ві-

дносні видовження зразків до зруйнування. Якраз ці параметри і є дуже важливими для впровадження технологій, які ґрунтуються на використанні ефекту надпластичності. Тому подрібнення зеренної структури є однією з основних ідей програми пошуку структурних умов проявлення ефекту надпластичності. Останнім часом виконано великий обсяг робіт з дослідження надпластичності нанота мікрокристалічних матеріалів, одержаних за методами об'ємної інтенсивної пластичної деформації. Найбільш поширеним з них є метод рівноканального кутового пресування [5]. Але недоліком цього методу є те, що він апробований лише для лабораторних зразків і поки що є малопридатним для промислового впровадження. З цієї точки зору важливим є пошук можливостей застосування інших методів формування ультрадрібнозеренної однорідної структури в зразках високоміцних алюмінієвих стопів, які можуть технологічно застосовуватися для надпластичного формування великогабаритних напівфабрикатів. Тому метою цього дослідження було вивчення можливостей формування субмікрокристалічної структури в алюмінієвому стопі 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr методами термічного оброблення й вальцювання та встановлення умов проявлення надпластичності цим стопом з підготовленою таким чином структурою.

## 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Механічні випробування зразків з довжиною робочої частини 10 мм і поперечним перерізом, площа якого становила  $2,0 \times 4,5 \text{ мм}^2$ , проведені на повітрі розтягуванням у режимі плазучості при постійному напруженні плин у відповідності до методи, детально описаної в [6]. Зеренну структуру, морфологію пор і волокнистих утворень у зразках досліджували на різних етапах їх плин, використовуючи світлову (МІМ-6) і растрову електронну (JEOL JSM-840) мікроскопію та стандартні методи кількісної металографії. Для виявлення меж зерен використовували універсальний хемічний щавник наступного складу: 17 мл  $\text{HNO}_3$ , 5 мл  $\text{HF}$ , 78 мл  $\text{H}_2\text{O}$ . Енергодисперсійну рентгенівську мікроаналізу локальних ділянок зразків і волокнистих утворень виконано з використанням растрового електронного мікроскопа JEOL JSM-840 з приставкою для енергодисперсійної рентгенівської мікроаналізи.

Для визначення кутів дезорієнтації меж зерен в структурі стопу використовували методику дифракції зворотньо розсіяних електронів — так звану EBSD-аналізу [6]. Дослідження проводили з використанням растрового електронного мікроскопу JEOL JSM-6490LV, який оснащено енергодисперсійним спектрометром INCA Penta FETx3 та детектором зворотньо розсіяних електронів Nordlys S. Аналізу одержаних структур проводили у відповідності до мето-

ди, викладеної в [7], використовуючи програмне забезпечення HKL Channel 5 (Oxford Instruments), яке входить у комплект поставки до мікроскопу. Зразки для проведення EBSD-аналізи були піддані електрополіруванню. Його здійснювали в розчині з наступним складом: 40% мас.  $H_2SO_4$ , 45% мас.  $H_3PO_4$ , 3% мас.  $CrO_3$ , 11% мас.  $H_2O$  [6]. Режим роботи: робоча температура 60–80°C, анодна густина струму 30–40 А/дм<sup>2</sup>, напруження 15–18 В, витримка — декілька хвилин.

Для вивчення кінетики розвитку зерномежового проковзування у зразках на різних етапах їх надпластичної деформації використовували метод маркерних рисок. На поверхню попередньо відполірованої робочої частини зразків перпендикулярно напрямку їх розтягування з використанням алмазної пастки зернистістю 10/7 наносили маркерні риси. Після нанесення рисок зразки надпластично деформували до необхідної деформації або до зруйнування. Зміщення маркерних рисок уздовж осі розтягання, яке уможливорюється завдяки зерномежовому проковзуванню в досліджуваній групі зерен, використовували для вивчення внеску зерномежового проковзування в загальну деформацію.

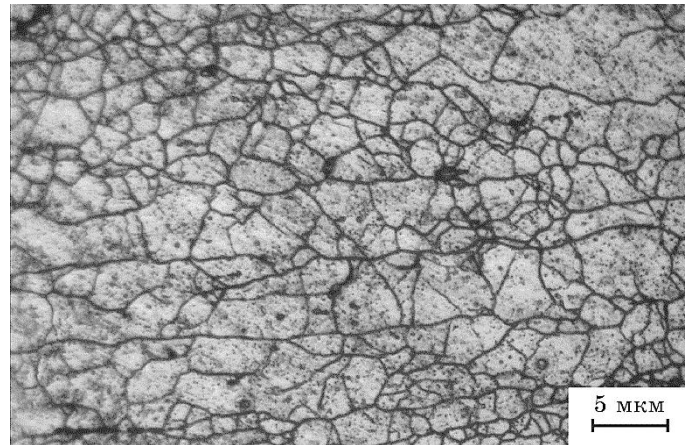
З метою підвищення показників надпластичності досліджуваного стопу було проведено його термомеханічне оброблення, яка включала відпал зразків протягом двох годин за температури 500°C та холодну прокатку з залишковою деформацією  $e = 1,3$ . Це уможливило створення в стопі замість бімодальної структури однорідної субмікрокристалічної структури.

### 3. ХЕМІЧНИЙ І ФАЗОВИЙ СКЛАДИ ЗРАЗКІВ СТОПУ, ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИХІДНОЇ СТРУКТУРИ

Вихідні зразки стопу 1933 мають наступний хемічний склад [8] (у % мас.): 1,6–2,2% Mg; 0,8–1,2% Cu; 0,1% Mn; 0,66–0,15% Fe; 0,1% Si; 6,35–7,2% Zn; 0,03–0,06% Ti; 0,05% Cr; 0,10–0,18% Zr; 0,0001–0,02% Be; основа — Al.

У вихідному стані твердість зразків  $HV$  складає 126, такою ж вона залишається і після термомеханічного оброблення.

На рисунку 1 представлено характерний вид вихідної мікроструктури зразка стопу. Детально мікроструктуру вихідних зразків стопу було вивчено в [9, 10]. Було встановлено, що вона є бімодальною. Структура складається з ділянок, що містять велике число рекристалізованих дрібних і ультрадрібних зерен з  $\langle d \rangle \cong 7$  мкм, а також містить певну кількість великих витягнутих зерен з  $\langle d \rangle \cong 50$  мкм. Дослідження за методом дифракції зворотно розсіяних електронів дали можливість встановити, що питома частка малокутових меж зерен у стопі становить більше 65%, а питома частка великокутових меж зерен приблизно дорівнює 35%.



**Рис. 1.** Вихідна мікроструктура досліджуваного зразка сплаву Al–Zn–Mg–Cu–Zr.

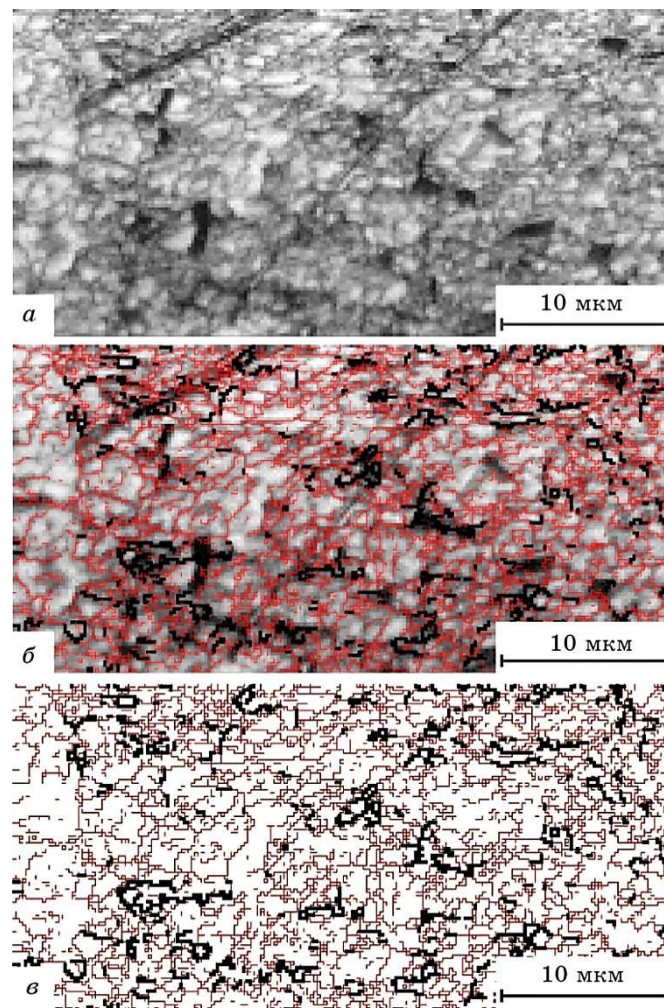
**Fig. 1.** Initial microstructure of investigated Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloy.

На рисунку 2, *a* представлено структуру сплаву після термомеханічного оброблення. Встановлено, що зеренна структура стала однорідною субмікрокристалічною з розміром зерен меншим за 1 мкм. На рисунку 2, *б* представлено фрагмент мікроструктури з накладеною на нього картою контрастів, а на рис. 2, *в* — карта кутів орієнтації меж зерен. Ці карти були використані для визначення питомої частки малокутових і великокутових меж зерен для досліджуваної ділянки поверхні зразка сплаву.

На рисунку 3 представлено кількісний розподіл меж зерен за кутами дезорієнтації. Його було побудовано в результаті обліку всіх атестованих меж зерен, наявних на досліджуваній ділянці зразка сплаву. При побудові цієї залежності до малокутових меж зерен відносили ті межі, які мають кути дезорієнтації менші за  $10^\circ$ , а до великокутових меж зерен — ті межі, які мають дезорієнтацію вище  $10^\circ$  [7]. Встановлено, що питома частка малокутових меж зерен для досліджуваної ділянки поверхні становить 84,0%, а питома частка великокутових меж зерен дорівнює 16,0%. Тобто питома частка великокутових меж зерен зменшилася.

За результатами рентгеноструктурних досліджень [9] було встановлено, що основний фазовий склад сплаву 1933 у стані поставки є наступним: твердий розчин на основі алюмінію ( $\alpha_{Al}$ -фаза), а також  $\eta$ -фаза ( $MgZn_2$ ) та T-фаза ( $Mg_3Zn_3Al_2$ ). Дрібнодисперсну  $\beta$ -фазу ( $Al_3Zr$ ), яка, без сумніву, також наявна в складі зразків сплаву, методами дифрактометричної аналізи не було виявлено.

У результаті проведення енергодисперсійної рентгенівської мікроаналізи вихідної мікроструктури сплаву були визначені концент-

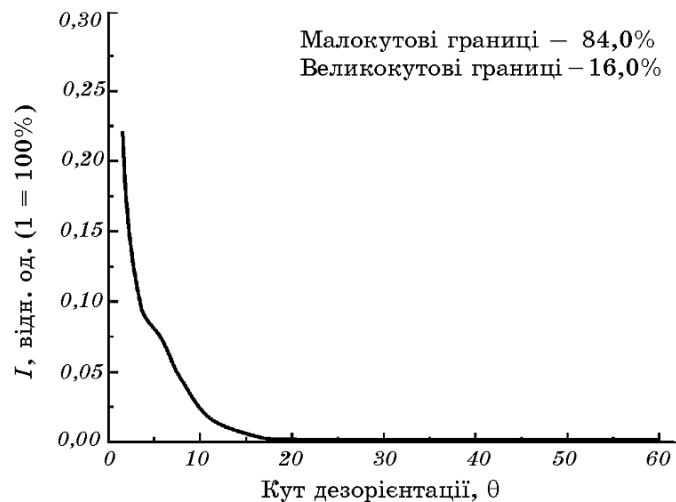


**Рис. 2.** Карти EBSD-аналізи: *a* — вибраний фрагмент, *б* — вибраний фрагмент з накладеною картою контрастів, *в* — карта кутів орієнтації меж зерен (жирними лініями позначено великокутові межі зерен).

**Fig. 2.** EBSD-maps: *a*—selected section, *б*—selected section with the map of contrasts superimposed on it, *в*—map of orientation angles of grain boundaries (high-angle grain boundaries marked by bold lines).

рації алюмінію, цинку і магнію на межах зерен і в середній частині зерна.

На рисунку 4, як приклад, представлено характерний вигляд ділянки робочої частини зразка стопу, підготовленого до проведення механічних випробувань. Цифрами 1 і 2 позначено точки, в яких з використанням енергодисперсійного рентгенівського мікроаналі-



**Рис. 3.** Залежність відносної кількості меж зерен різної дезорієнтації від кута дезорієнтації для досліджуваної ділянки поверхні зразка стопу, що пройшов термомеханічне оброблення.

**Fig. 3.** Relative amounts of grain boundaries with different angles of disorientation for the investigated area of the alloy surface after thermomechanical processing.

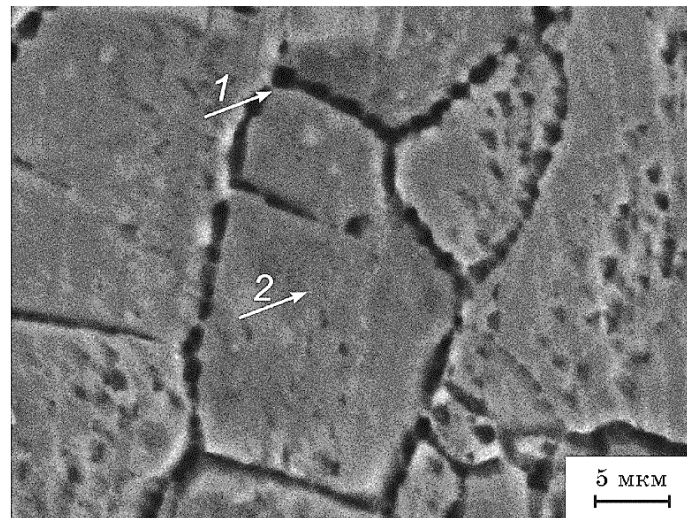
затора було визначено концентрації атомів алюмінію, цинку і магнію.

На рисунку 5 показано енергетичні спектри Zn, Mg та Al, одержані в результаті проведення мікрорентгеноспектральних досліджень стопу у вищезазначених точках. Встановлено, що концентрації Цинку і Магнію в точці 1, яка знаходиться на межі зерна, складають 8,64% і 1,43% відповідно, а в точці 2, яка знаходиться в серцевині зерна, концентрація цинку дорівнює 4,36%. Концентрацію атомів Магнію в точці 2 визначити не вдалося через їх малу кількість.

Викладене вище свідчить про те, що в зразках стопу, підготовлених до проведення механічних випробувань, основна частина легувальних елементів (Mg, Zn) перебуває в твердому розчині на основі алюмінію. Але на окремих ділянках меж зерен спостерігається підвищена концентрація основних легувальних елементів — Магнію та Цинку.

#### 4. РЕЗУЛЬТАТИ МЕХАНІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

Результати механічних випробувань стопу з вихідною структурою були оприлюднені раніше в роботі [9], де було встановлено оптима-



**Рис. 4.** Характерний вигляд ділянки робочої частини зразка стопу, підготовленого до проведення механічних випробувань (растрова електронна мікроскопія). Цифрами 1 і 2 позначено точки, в яких було визначено вміст атомів Алюмінію, Цинку і Магнію.

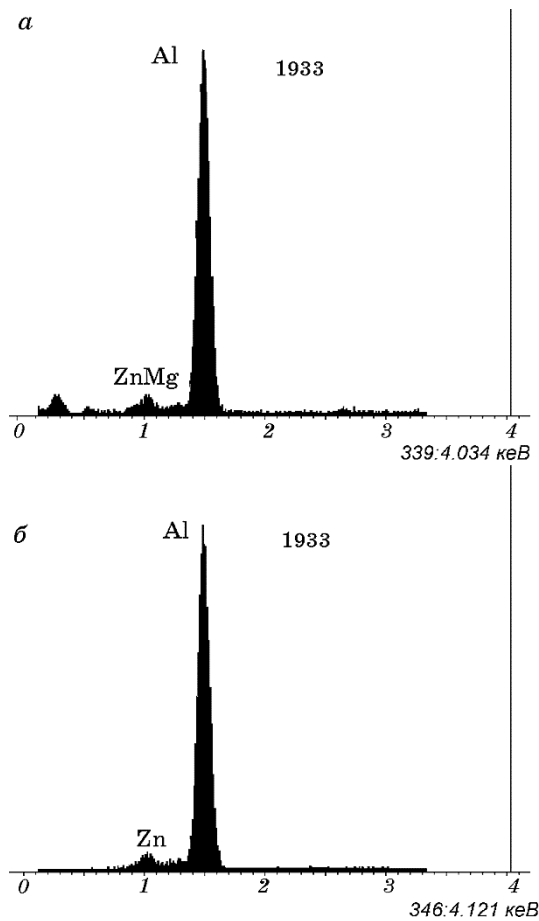
**Fig. 4.** The typical view of the working part of the specimen of alloy prepared to mechanical tests (scanning electron microscopy). The numbers 1 and 2 marked the points at which it was determined the content of atoms of aluminium, zinc and magnesium.

льні умови прояву ефекту надпластичності зразками стопу: температура  $T = 520^{\circ}\text{C}$ , напруження плин  $\sigma = 5,5$  МПа. Максимальне відносне видовження зразків до зруйнування  $\delta$ , надпластично продеформованих при  $T = 520^{\circ}\text{C}$  і  $\sigma = 5,5$  МПа при швидкості істинної деформації  $1,2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  склало 260% .

За результатами механічних випробувань встановлено, що зразки стопу, які пройшли термомеханічне оброблення, також проявляють ефект надпластичності. На рисунку 6 наведено графік залежності  $\delta$  від температури випробувань  $T$  ( $\delta = f(T)$ ). Видно, що при всіх використаних температурах випробувань зразки стопу Al-Zn-Mg-Cu-Zr мають значні (декілька сотень відсотків) відносні видовження до зруйнування, що є характерним для надпластичності. Оптимальні умови її проявлення наступні: температура  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , напруження плин  $\sigma = 4,5$  МПа. Максимальне відносне видовження до зруйнування  $\delta$  спостерігається для зразків, надпластично продеформованих при  $T = 500^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 4,5$  МПа та при швидкості істинної деформації  $2,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Воно склало 410% .

Таким чином, відносне видовження до зруйнування та істинна швидкість деформації у зразків з однорідною субмікросталіч-



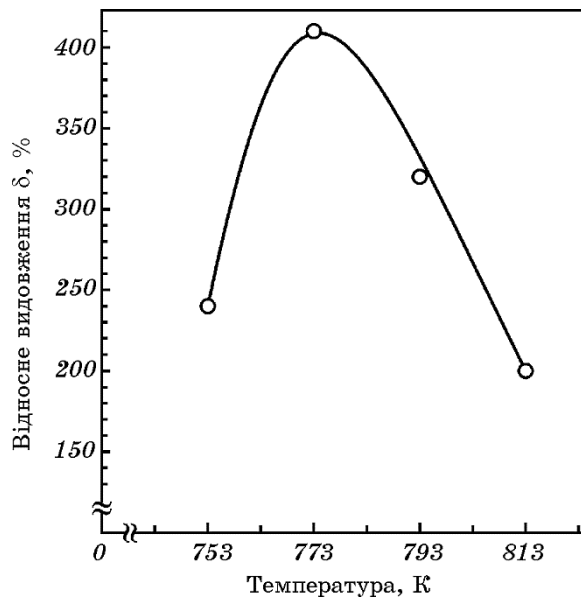


**Рис. 5.** Енергетичні спектри Zn, Mg та Al, одержані при дослідженні ділянок робочої частини зразка стопу, підготовленого до проведення механічних іспитів: *а* — спектр, одержаний від точки 1 на межі зерна, *б* — спектр, одержаний від точки 2 в середній частині зерна (див. рис. 4).

**Fig. 5.** The energy spectra of Zn, Mg and Al obtained from working parts of the alloy's specimen prepared to mechanical tests: *a*—the spectrum obtained from point 1 on the grain boundary, *b*—spectrum obtained from point 2 in the middle of the grain (see Fig. 4).

ною структурою, що пройшли попереднє термомеханічне оброблення, більші, ніж у вихідних зразків стопу Al–Zn–Mg–Cu–Zr з бімодальною структурою.

При цьому температура, оптимальна для деформування зразків стопу, що пройшли термомеханічне оброблення, знизилася до  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , напруження плинину знизилося до  $\sigma = 4,5$  МПа, а відносне видовження до зруйнування зросло майже вдвічі до 410% у порів-



**Рис. 6.** Залежність максимального видовження до зруйнування  $\delta$  від температури випробувань  $T$  для зразків стопу Al-Zn-Mg-Cu-Zr.

**Fig. 6.** Dependence of the maximum elongation up to failure  $\delta$  from test temperature  $T$  for specimens of the alloy Al-Zn-Mg-Cu-Zr.

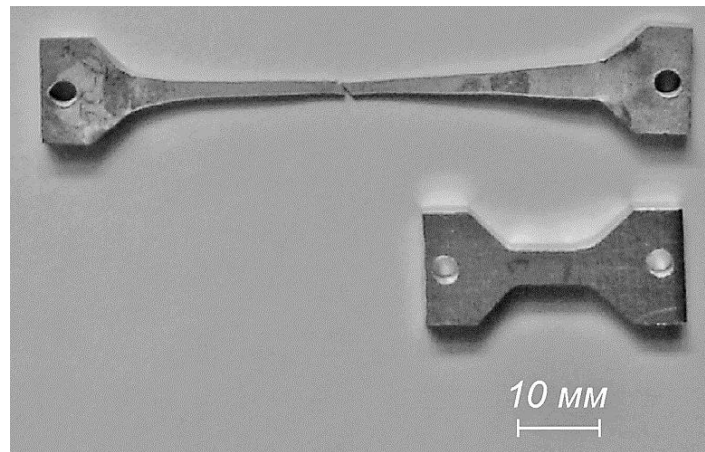
нянні зі зразками стопу з бімодальною структурою.

На рисунку 7 показано загальний вид зразка стопу Al-Zn-Mg-Cu-Zr після термомеханічного оброблення, продеформованого на 410% до зруйнування в оптимальних умовах, у порівнянні з вихідним. Видно, що надпластична деформація зразка на макроскопічному рівні аж до його макроруйнування була однорідною. Про це, зокрема, свідчить відсутність у нього шийки.

## 5. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ ПІД ЧАС НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Встановлено, що під час нагрівання зразків стопу Al-Zn-Mg-Cu-Zr до температури надпластичної деформації та в ході надпластичної деформації зразків середній розмір зерна у їх робочих частинах збільшується (див. рис. 4, 8, 9). Однак більшість зерен залишаються рівновісними і не витягуються у напрямку розтягування зразків.

У результаті проведення детальних досліджень характерних видів деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків стопу 1933, які були надпластично продеформовані до зруйнування, виконаних з використанням растрової електронної



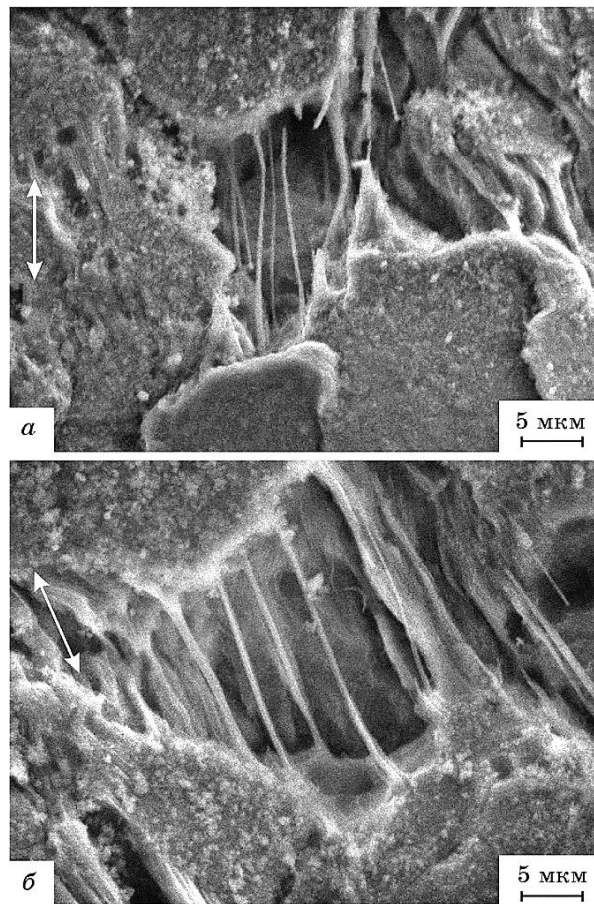
**Рис. 7.** Загальний вигляд зразка стопу, продеформованого на 410% в режимі надпластичності до зруйнування в оптимальних умовах, у порівнянні з вихідним станом зразка.

**Fig. 7.** General view of the specimen of alloy superplastically deformed on 410% up to failure under the optimal conditions in comparison with the original state of the specimen.

мікроскопії, було виявлено волокнисті структури (див. рис. 8), що утворилися і розвивалися в ході надпластичної деформації в приповерхневих зерномежових порах і в міжзеренних мікротріщинах. Зазначимо, що такі волокна є характерним структурним елементом як для продеформованих зразків, що були виготовлені з вихідних пластин стопу, так і для надпластично продеформованих зразків, що пройшли термомеханічне оброблення.

Прийнято вважати [11–15], що утворення і розвиток таких структур є непрямим підтвердженням того, що стоп у ході надпластичної деформації перебував у твердо-рідкому стані через його часткове топлення. Вивчення характерних видів деформаційного рельєфу показало, що кінці довгих волокон з'єднують поверхні зерномежових пор і тріщин, які утворилися у ході зерномежового проковзування при відділенні зерен одне від одного по межах, приблизно перпендикулярних до напрямку розтягування, а дрібні волокна утворюють на околичках зерен бахрому. Кількість волокон, виявлених в приповерхневих зерномежових порах, є різною. Напевно, вона залежить від обсягу метастабільної рідкої фази, локалізованої на межах зерен, перпендикулярних напрямку розтягування зразків.

На поверхні волокон і зерен, з якими вони поєднані, виявлено оксидні плівки. Це дає підставу припустити, що в ході надпластичної деформації зразків при температурі випробування інтенсивно здійснювалося динамічне окиснення їх поверхні. Воно приводило

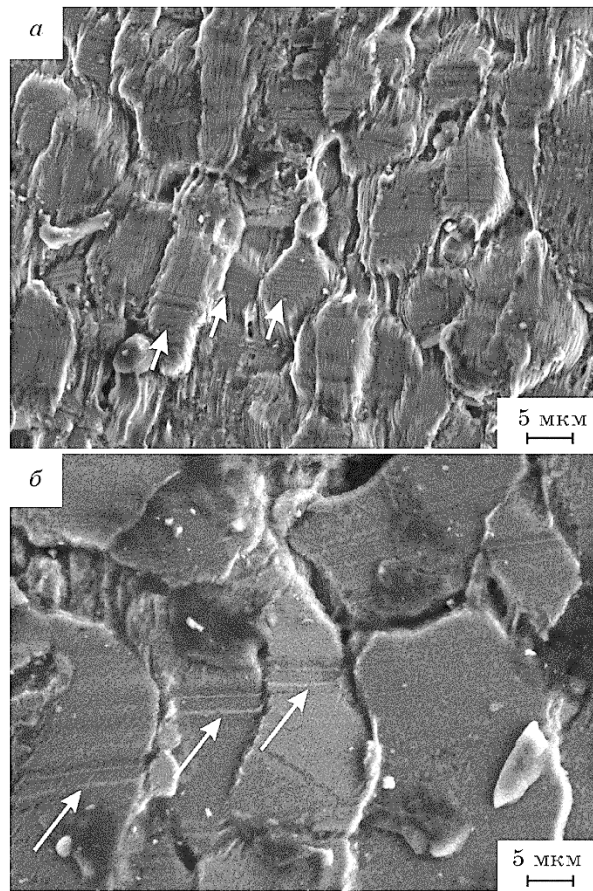


**Рис. 8.** Характерні види волокнистих структур на поверхні робочої частини зразків стопу, надпластично продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах (растрова електронна мікроскопія).

**Fig. 8.** Typical views of fibrous structures on the surface of working part of specimens of the alloy superplastically deformed up to failure in optimal conditions (scanning electron microscopy).

до утворення оксидів  $Al_2O_3$ ,  $MgO$ , а також магнезійної шпінелі  $MgAl_2O_4$ , що складається з цих оксидів, які є найбільш характерними для багатокомпонентних алюмінієвих стопів, легованих Магнієм [16].

Насичення метастабільної рідкої фази дрібними частинками оксидів магнію та алюмінію, певно, приводило до утворення рідко-твердого матеріалу з підвищеною в'язкістю [17], в'язкий плин якого, що здійснювався внаслідок розкриття зерномежових пор в ході розвитку зерномежового проковзування в процесі надпластичної



**Рис. 9.** Види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків стопу, надпластично продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах (растрова електронна мікроскопія).

**Fig. 9.** Views of deformation relief formed on the surface of working part of specimens of the alloy superplastically deformed up to failure in optimal conditions (scanning electron microscopy).

деформації зразків, в свою чергу, приводив до формування і розвитку волокнистих структур за механізмом, запропонованим в [11].

## 6. МЕХАНІЗМ НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

На рисунку 9 показано характерні види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків стопу, які пройшли термомеханічне оброблення при деформуванні до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Встановлено, що в ході

надпластичної деформації в цих зразках розвивалося зерномежове проковзування. Про це переконливо свідчить утворення на попередньо відполірованій поверхні робочої частини зразків розвиненого деформаційного рельєфу та зміщення на межах зерен попередньо нанесених маркерних рисок. У вихідних зразках без термомеханічного оброблення зерномежове проковзування, як було показано в роботах [9, 10], також інтенсивно розвивається.

Цікавим є той факт, що проковзування великих полігонізованих зерен, які були присутніми у вихідних зразках, здійснювалося по міжкристалітних межах, паралельних напрямку розтягування зразка. Більшість цих меж, як показали дослідження, є малокутовими. Зазначимо, що це не є характерним для існуючих уявлень про розвиток зерномежового проковзування в умовах надпластичності [4, 5].

Про інтенсивне обертання зерен, яке здійснювалося в ході зерномежового проковзування, свідчить той факт, що маркерні риси, нанесені на попередньо відполіровану поверхню робочої частини зразка до його деформування, які в недеформованому зразку проходять як прямі суцільні лінії через кілька зерен, після надпластичної деформації змінюють свій вид. У продеформованому зразку вони дезорієнтовані одна відносно одної та складаються з окремих відрізків, які зміщені на певну відстань або ж мають розриви при переході маркерних рисок через межі сусідніх зерен.

Відомо, що для досягнення кращих показників надпластичності зазвичай поряд зі створенням субмікроструктурної структури намагаються досягти більш великої питомої частки великокутових меж зерен, оскільки, згідно з усталеними уявленнями, якраз по таких межах переважно здійснюється зерномежове проковзування. Зроблене нами термомеханічне оброблення дало можливість сформувати у зразках субмікроструктурну структуру, але питома доля багатокутових меж зерен в них не тільки не зросла, а навіть навпаки — зменшилася. Незважаючи на це, як показали механічні випробування, показники надпластичності стопу зросли, а головний з них — відносне видовження до зруйнування, збільшився майже вдвічі. Підвищення показників надпластичності стопу в такому структурному стані, напевно, обумовлене особливостями здійснення інтенсивного зерномежового проковзування при субсолідусних температурах.

Проведені нами структурні дослідження дають нам можливість стверджувати, що в структурі надпластично деформованих зразків стопу, які пройшли термомеханічне оброблення, були наявні локальні включення рідкої фази, яка утворилася в результаті часткового топлення стопу. Про це переконливо свідчить характерний вигляд деформаційного рельєфу і наявність та хемічний склад волокнистих утворень, які спостерігаються в приповерхневих деформа-

ційних порах і тріщинах. Причинами виникнення локальних включень рідкої фази можуть бути: топлення нерівноважних евтектичних складових, перитектичні реакції, топлення інтерметалідних фаз з низькою температурою топлення, або частин таких фаз, локальне топлення твердого розчину на основі алюмінію, який містить підвищену концентрацію леґувальних елементів. Наявність рідкої фази в структурі стопу приводить до істотної зміни його структурного стану на мезо- та мікрорівнях, що істотно впливає на перебіг деформаційних і акомодацийних процесів [18, 19].

Таким чином, у результаті проведеного попереднього термомеханічного оброблення напівфабрикату стопу 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr вдалося усунути у ньому бімодальність структури і сформувати однорідну субмікросталічну структуру з переважаючою кількістю малокутових меж зерен. Таке оброблення уможливило значне підвищення феноменологічних параметрів надпластичності даного стопу.

## 7. ВИСНОВКИ

1. Вивчено структурний стан зразків стопу 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr, які пройшли термомеханічне оброблення. Встановлено, що питома частка малокутових меж зерен становить 84%, а питома частка великокутових меж зерен складає 16%.

2. Проведено механічні випробовування зразків. Встановлено, що зразки стопу, які пройшли термомеханічне оброблення, проявляють ефект надпластичності. Оптимальні умови його проявлення наступні: температура  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , напруження плину  $\sigma = 4,5$  МПа. Максимальне відносне видовження до зруйнування  $\delta = 410\%$  спостерігається для зразків, продеформованих при  $T = 500^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 4,5$  МПа та при швидкості істинної деформації  $2,2 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ .

3. Вивчено структурні зміни, що відбуваються в зразках стопу 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr, під час їх надпластичної деформації. Встановлено, що в процесі надпластичної деформації в приповерхневих зерномежових порах і в міжзеренних тріщинах формуються і розвиваються волокнисті структури. Утворення і розвиток таких структур свідчить про те, що стоп у ході надпластичної деформації перебував у твердо-рідкому стані через часткове топлення.

Роботу виконано за часткової підтримки цільової комплексної програми НАН України «Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій» (проект № 62/15-Н).

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. В. И. Елагин, В. В. Захаров, М. М. Дриц, *Структура и свойства сплавов*

- системы Al-Zn-Mg* (Москва: Металлургия: 1982).
2. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (San Diego, California: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
  3. И. И. Новиков, В. К. Портной, *Сверхпластичность металлов и сплавов с ультрамелким зерном* (Москва: Металлургия: 1981).
  4. О. А. Кайбышев, *Сверхпластичность промышленных сплавов* (Москва: Металлургия: 1984).
  5. О. А. Кайбышев, Ф. З. Утяшев, *Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов* (Москва: Наука: 2002).
  6. В. П. Пойда, Р. И. Кузнецова, Т. Ф. Сухова, Н. К. Ценев, А. И. Письменная, *Металлофизика*, **12**, № 1: 44 (1990).
  7. В. Н. Варюхин, Е. Г. Пашинская, А. В. Завдовеев, В. В. Брюховецкий, *Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов* (Киев: Наукова думка: 2014).
  8. В. М. Белецкий, Г. А. Кривов, *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение): Справочник* (Ред. И. Н. Фридляндер) (Киев: Коминтех: 2005).
  9. В. П. Пойда, Д. Е. Педун, В. В. Брюховецкий, А. В. Пойда, Р. В. Сухов, А. Л. Самсоник, В. В. Литвиненко, *Физ. мет. металловед.*, **114**, № 9: 779 (2013).
  10. А. В. Пойда, А. В. Завдовеев, В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, Д. Е. Милая, *Доповіді Національної академії наук України*, № 2: 54 (2016).
  11. В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, А. В. Пойда, Р. И. Кузнецова, В. Ф. Клепиков, Д. Л. Воронов, *Физ. мет. металловед.*, **103**, № 4: 433 (2007).
  12. C. L. Chen and M. J. Tan, *Mater. Sci. Eng. A*, **298**: 235 (2001).
  13. W. D. Cao and X. P. Lu, and H. Conrad, *Acta Mater.*, **44**, No. 2: 697 (1996).
  14. В. В. Брюховецкий, В. П. Пойда, А. В. Пойда, Д. Р. Аврамец, Р. И. Кузнецова, А. П. Крышталь, А. Л. Самсоник, А. М. Каафарани, *Металлофиз. новейшие технол.*, **31**, № 6: 1289 (2009).
  15. S. Das, A. T. Morales, A. R. Riahi, X. Meng-Burany, and A. T. Alpas, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **42A**, Iss. 8: 2384 (2011).
  16. J.-K. Chang, E. M. Taleff, P. E. Krajewski, and J. R. Ciulik, *Scr. Mater.*, **60**: 459 (2009).
  17. А. М. Корольков, *Литейные свойства металлов и сплавов* (Москва: Наука: 1967).
  18. В. В. Брюховецкий, В. В. Литвиненко, В. Ф. Клепиков, Р. И. Кузнецова, В. П. Пойда, В. Ф. Кившик, В. Т. Уваров, *Физики и химия обработки материалов*, № 4: 33 (2002).
  19. V. V. Bryukhovetsky, R. I. Kuznetsova, N. N. Zhukov, V. P. Poida, and V. F. Klepikov, *phys. status solidi (a)*, **202**, No. 9: 1740 (2005).

## REFERENCES

1. V. I. Elagin, V. V. Zakharov, and M. M. Drits, *Struktura i Svoystva Splavov*



- Sistemy Al–Zn–Mg* [Structure and Properties of Alloys of Al–Zn–Mg System] (Moscow: Metallurgiya: 1982) (in Russian).
2. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (California, San Diego: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
  3. I. I. Novikov, V. K. Portnoy, *Sverkhplastichnost' Metallov i Splavov s Ul'tramelkim Zernom* [The Superplasticity of Metals and Alloys with Ultrafine grain] (Moscow: Metallurgiya: 1981) (in Russian).
  4. O. A. Kaybyshev, *Sverkhplastichnost' Promyshlennykh Splavov* [Superplasticity of Industrial Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1984) (in Russian).
  5. O. A. Kaybyshev and F. Z. Utyashev, *Sverkhplastichnost', Izmel'chenie Struktury i Obrabotka Trudnodeformiruemyykh Splavov* [Superplasticity, Structure Refinement and Processing of Hard Alloys] (Moscow: Nauka: 2002) (in Russian).
  6. V. P. Poyda, R. I. Kuznetsova, T. F. Sukhova, N. K. Tsenev, A. I. Pis'mennaya, *Metallofizika*, **12**, No. 1: 44 (1990) (in Russian).
  7. V. N. Varyukhin, E. G. Pashinskaya, A. V. Zavdoveev, and V. V. Burkhovetskiy, *Vozmozhnosti Metoda Difraktsii Obratnorasseyannykh Elektronov dlya Analiza Struktury Deformirovannykh Materialov* [Possibilities of Electron Backscattering Diffraction Method for the Analysis of the Deformed Structure of Materials] (Kiev: Naukova Dumka: 2014) (in Russian).
  8. V. M. Beletskiy and G. A. Krivov, *Alyuminievye Splavy (Sostav, Svoystva, Tekhnologiya, Primenenie). Spravochnik* [Aluminium Alloys (Composition, Properties, Technology, Applications). Handbook] (Ed. I. N. Fridlyander) (Kiev: Komintekh: 2005) (in Russian).
  9. V. P. Poyda, D. E. Pedun, V. V. Bryukhovetskiy, A. V. Poyda, R. V. Sukhov, A. L. Samsonik, and V. V. Litvinenko, *Fiz. Met. Metalloved.*, **114**, No. 9: 779 (2013) (in Russian).
  10. A. V. Poyda, A. V. Zavdoveev, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, and D. E. Milaya, *Dopov. Nats. Akad. Nauk Ukr.*, No. 2: 54 (2016) (in Russian).
  11. V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, A. V. Poyda, R. I. Kuznetsova, V. F. Klepikov, and D. L. Voronov, *Fiz. Met. Metalloved.*, **103**, No. 4: 433 (2007). (in Russian).
  12. C. L. Chen and M. J. Tan, *Mater. Sci. Eng. A*, **298**: 235 (2001).
  13. W. D. Cao and X. P. Lu, and H. Conrad, *Acta Mater.*, **44**, No. 2: 697 (1996).
  14. V. V. Bryukhovetskiy, V. P. Poyda, A. V. Poyda, D. R. Avramets', R. I. Kuznetsova, O. P. Kryshchal', O. L. Samsonnik, and Kaafarani Ali Mahmud, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **31**, No. 9: 1289 (2009) (in Russian).
  15. S. Das, A. T. Morales, A. R. Riahi, X. Meng-Burany, and A. T. Alpas, *Metallurgical and Materials Transactions A*, **42A**, Iss. 8: 2384 (2011).
  16. J.-K. Chang, E. M. Taleff, P. E. Krajewski, and J. R. Ciulik, *Scr. Mater.*, **60**: 459 (2009).
  17. A. M. Korol'kov, *Liteynye Svoystva Metallov i Splavov* [Casting Properties of Metals and Alloys] (Moscow: Nauka: 1967) (in Russian).
  18. V. V. Bryukhovetskiy, V. V. Litvinenko, V. F. Klepikov, R. I. Kuznetsova,

and V. P. Poida, *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, No. 4: 33 (2002) (in Russian).

19. V. V. Bryukhovetsky, R. I. Kuznetsova, N. N. Zhukov, V. P. Poida, and V. F. Klepikov, *phys. status solidi (a)*, **202**, No. 9: 1740 (2005).