

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.fq, 62.20.Hg, 74.70.Ad, 87.19.lw

Вплив різних типів вихідної бімодальної зеренної структури на показники надпластичності

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

*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

Досліджено особливості проявлення ефекту надпластичності алюмінієвим стопом системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr, вихідна зеренна структура якого мала два різних типи бімодального розподілу зерен. Для першого типу структури перевагу мали крупні зерна, а субмікрокристалічні зерна займали менший відсоток загального об'єму. Другий тип зеренної мікроструктури — це великі зерна, оточені субмікрокристалічними зернами, що займають значно більший відносний об'єм зразка. Зразки з обома типами мікроструктури проявляють надпластичні властивості, однак інтервал напружень плинності і швидкостей деформації, в якому зразки стопу є надпластичними, для мікроструктури, де переважають субмікрокристалічні зерна, є значно ширшим. Для обох типів мікроструктури деформаційні процеси переважно локалізовані у тих об'ємах зразків, де зосереджені субмікрокристалічні зерна. Однак і крупні зерна змінювали свою форму під час надпластичної деформації, причиною чого може бути проявлення у процесі деформації елементів гідродинамічної плинності.

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

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

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

Citation: V. V. Bryukhovetskiy, A. V. Poyda, V. P. Poyda, and D. E. Milaya, Influence of Different Types of Initial Bimodal Grain Structures on Indicators of Superplasticity, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 8: 1135–1148 (2020) (in Ukrainian), DOI: [10.15407/mfint.42.08.1135](https://doi.org/10.15407/mfint.42.08.1135).

Ключові слова: надпластичність, термомеханічна обробка, межі зерен, структурна анізотропія, волокна.

The peculiarities of the superplasticity effect of the aluminium Al–Zn–Mg–Cu–Zr system alloy with two types of initial grain structure are considered. For the first type of structure, the large grains are predominant, and submicrocrystalline grains take up less volume. Another type of grain microstructure is that of large grains, rounded by small submicrocrystalline grains, which occupy a significantly larger relative volume. Samples with both types of microstructure exhibit superplastic properties, however, the range of flow stresses and strain rates in which the alloy samples are superplastic is much wider for a microstructure where submicrocrystalline grains predominate. For both types of microstructure, deformation processes are mainly localized in those volumes of samples where submicrocrystalline grains were concentrated. However, large grains change their shape during superplastic deformation. The reason for this may be the manifestation of the hydrodynamic flow during the process of deformation.

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

(Отримано 6 грудня 2019 р.)

1. ВСТУП

Ефект надпластичності проявляється у формі аномального квазіоднорідного видовження до декількох сотень і навіть тисяч відсотків за малих значень напружень пластичної плинності. Зацікавленість проблемою надпластичності пояснюється вдалим поєднанням комплексу технологічних характеристик надпластичних матеріалів: ресурс їхньої деформаційної здатності є у десятки разів більшим, а опір деформації у кілька разів меншим за аналогічні характеристики тих же матеріалів у звичайному пластичному стані. Показники надпластичності дуже чутливі до мікроструктури матеріалу, насамперед, до розміру зерна та дефектності структури. Аналіз сучасних публікацій з проблеми надпластичності показав, що більшість авторів при трактуванні одержаних ними експериментальних результатів для опису швидкісної залежності деформації використовують універсальне співвідношення, запропоноване ще в [1], яке в узагальненій формі описує високотемпературну деформацію матеріалів:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{ADG}{kT} b \left(\frac{\sigma}{G} \right)^n \left(\frac{b}{d} \right)^p, \quad (1)$$

де $\dot{\varepsilon}$ — швидкість деформації, b — модуль вектора Бюргерса, d — розмір зерна, σ — напруження плинності, G — модуль зсуву, k —

стала Больцмана, D — коефіцієнт дифузії, T — температура, n — показник, величина якого для надпластичності зазвичай дорівнює 2, p — показник, який дорівнює 2, якщо деформацію контролює ґратницева дифузія і 3, якщо деформацію контролює зерногранична дифузія, і A — стала, яка є функцією чинного деформаційного механізму.

Згідно співвідношення (1) швидкість надпластичної деформації обернено пропорційна як мінімум квадрату розміру зерна. Тобто для збільшення оптимальної швидкості деформації і, тим самим, для збільшення показників пластичності потрібно досягти мінімально можливого розміру зерна. Зазначимо, що ще в роботі [2] на прикладі стопу Sn–5% Bi було експериментально показано, що зі зменшенням розміру зерна на 1 порядок швидкість надпластичної деформації зростає на 3 порядки. Таким чином, створення в матеріалі нанокристалічного структурного стану дозволить збільшити швидкість надпластичної плинності, тобто зробити ефект надпластичності більш технологічно привабливим. Для досягнення такого структурного стану зазвичай використовують методи інтенсивної пластичної деформації [3]. Для цього потрібні спеціальні методики обробки металів та обладнання, що ускладнює і сам процес, і його реалізацію. До того ж подрібнення структури методами інтенсивних пластичних деформацій наразі є можливим лише для заготовок малих розмірів, що обмежує можливість промислового застосування цих методів. Разом з тим, як показує аналіз експериментальних результатів, найбільш переконливі результати стосовно міцності і стосовно надпластичності досягнуті в матеріалах із зерном мікронного розміру. Нанокристалічні матеріали з розміром зерна, меншим за 100 нм, в багатьох випадках не виявляють очікуваного підвищення надпластичних властивостей, а навпаки — їхні показники надпластичності дещо знижуються [4, 5].

Останнім часом для досягнення високих характеристик міцності і пластичності задачу про дослідження можливостей формування в матеріалах нанокристалічної структури все частіше формулюють як завдання пошуку оптимальних параметрів зерен структури матеріалу, що забезпечують максимальні значення міцності і підвищені надпластичні властивості. І, як показано в працях [6, 7], одним з перспективних підходів до досягнення високої міцності без істотного зниження ресурсу пластичності матеріалів є надання їм змішаної або бімодальної структури, що складається з субмікрористалічних або нанокристалічних зерен, які оточують більш великі зерна. Формувати такі структури можна традиційними методами термомеханічної обробки.

Нині багатокомпонентні високоміцні алюмінієві стопи системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr широко застосовують у різних галузях промисловості, що пов'язано з їх підвищеною питомою міцністю порівняно

з традиційними високоміцними матеріалами.

Наприклад, стопи цієї системи марки 7075 та 7475 використовують для виготовлення різних деталей фюзеляжу пасажирських літаків [8]. Тим часом низька технологічна пластичність високоміцних алюмінієвих стопів істотно обмежує їх широке застосування у виробництві тонкостінних виробів. Цей недолік у повній мірі може бути усунутий при використанні ефекту надпластичності в операціях обробки матеріалів тиском. Бімодальну зеренну структуру в промислових алюмінієвих стопах можна одержати традиційними методами термомеханічної обробки. Однак до теперішнього часу аналіз механічної поведінки матеріалів зі змішаною нанокристалічною та мікротекстурною структурою проведено лише у досить вузькому інтервалі швидкостей деформації і температур. Метою цієї роботи є дослідження і порівняння особливостей проявлення ефекту надпластичності алюмінієвим стопом 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr, вихідна зеренна структура якого мала два різних типи бімодального розподілу зерен.

2. ВИХІДНА ЗЕРЕННА МІКРОСТРУКТУРА

Опис типу структур з бімодальним розподілом зерен було зроблено ще у роботі [9]. Поряд із середніми розмірами, формою зерен, а також об'ємною часткою фаз, приймається до уваги параметр безперервності фаз. Важливим поняттям також є міра суміжності фаз, яка визначається як частка площі контактної поверхні зерен фаз, що контактують одна з одною, по відношенню до повної внутрішньої поверхні зерен обох фаз.

Зразки дослідженого у цій роботі стопу 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr мали таку хімічну композицію (% масові): 6,5% Zn, 2,1% Mg, 1,1% Cu, 0,2% Fe, 0,1% Mn, 0,1% Si; 0,1% Zr, домішки Ti, Cr, Be; основа Al. На рисунку 1 представлено характерні види двох типів вихідної мікротекстури зразків цього стопу, одержано за методами термомеханічної обробки, що включали прокатку та відпал вихідних крупнокристалічних зразків стопу. Вихідна структура першого типу, яку наведено на рис. 1, а, б, складається з прошарків субмікротекстурних зерен, витягнутих у напрямку прокатки вихідних заготовок. Ці прошарки розділяють між собою або індивідуальні крупні зерна або скупчення крупних зерен. Металографічні дослідження, виконані за стандартними методами кількісної металографії, показали, що частка, зайнята зернами у субмікротекстурних прошарках, складає приблизно 21%. Тобто для цього типу структури крупні зерна займають більший відсоток загального об'єму. Другий тип зеренної мікротекстури (рис. 1, в, г) — це великі зерна, із середнім розміром близько 50 мкм, оточені або вбудовані в матрицю зі субмікротекстурних та нанокристалічних зе-

рен. Об'єм, зайнятий крупними зернами, складає близько 37%, тобто у другому типі мікроструктури, на відміну від першого типу, переважають дрібніші зерна.

3. РЕЗУЛЬТАТИ МЕХАНІЧНИХ ВИПРОБУВАНЬ

Механічні випробування зразків з довжиною робочої частини 10 мм і поперечним перерізом, площа якого становила $2,0 \times 4,5 \text{ мм}^2$, проведено на повітрі розтягуванням у режимі повзучості за постійного напруження плинності згідно з методикою, яку застосовували раніше, описану в [10–12]. Зазвичай механічні випробування стопів на основі алюмінію і, зокрема, стопів системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr в умовах надпластичності проводять за температур 773–803 К [10–15]. Зважаючи на це, у цій роботі механічні випробування проводили за температури 793 К в інтервалі прикладених напружень σ від 2,5 МПа до 7,0 МПа. Встановлено, що для зразків першого типу максимальне відносне видовження до зруйнування δ складає 280% за $\sigma = 5,5 \text{ МПа}$. Для зразків з вихідною структурою другого типу максимальне видовження до зруйнування за температури $T = 793 \text{ К}$ складає 350%. Таке видовження спостерігається у зразках, дефор-

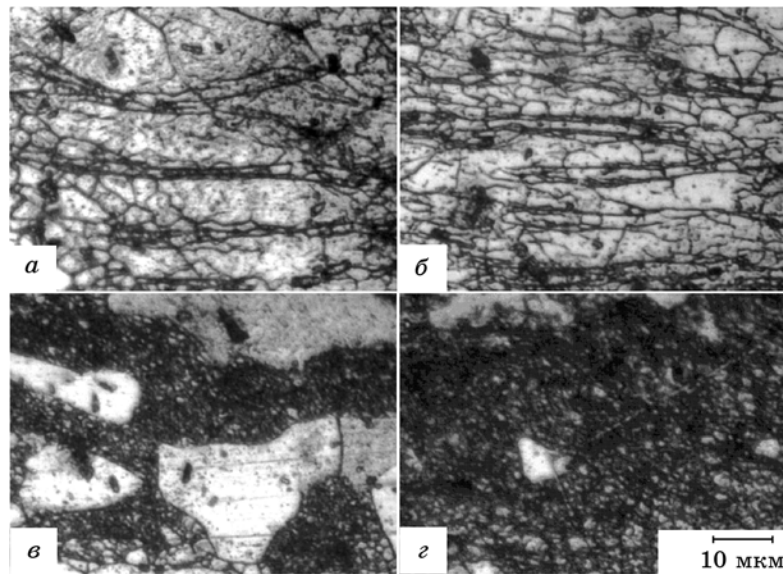


Рис. 1. Вихідна мікроструктура (а, б — різні ділянки структури першого типу; в, г — різні ділянки структури другого типу).

Fig. 1. The original microstructure (а, б—different sections of the structure of the first type; в, г—different sections of the structure of the second type).

мованих за $\sigma = 4,5$ МПа.

Оскільки механічні випробування зразків проводили в режимі повзності за сталого напруження плинності σ , то дані про швидкості дійсної деформації зразків $\dot{\epsilon}$, здеформованих за різних механічних напружень, використовували для побудови залежностей $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$. Показник чутливості напруження плинності до зміни швидкості деформації m визначали із залежності

$$m = \frac{d \lg \sigma}{d \lg \dot{\epsilon}}. \quad (2)$$

Для знаходження величини показника m необхідно знати значення швидкості істинної деформації, яку визначають з кривих повзності. Встановлено, що криві повзності зразків дослідженого стопу для обох типів структури, що проявили максимальну пластичність за температури деформації $T = 793$ К, накопичують основну частину деформації з постійною швидкістю істинної деформації. Зваживши на це, для побудови залежностей $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$ використовували середню швидкість істинної деформації зразків. На рисунку 2 наведено залежності напруження плинності σ від швидкості деформації $\dot{\epsilon}$ для зразків з обома типами структури, деформованих за $T = 793$ К, у логарифмічному масштабі. Видно, що графіки цієї залежності мають вигляд, характерний для матеріалів, які про-

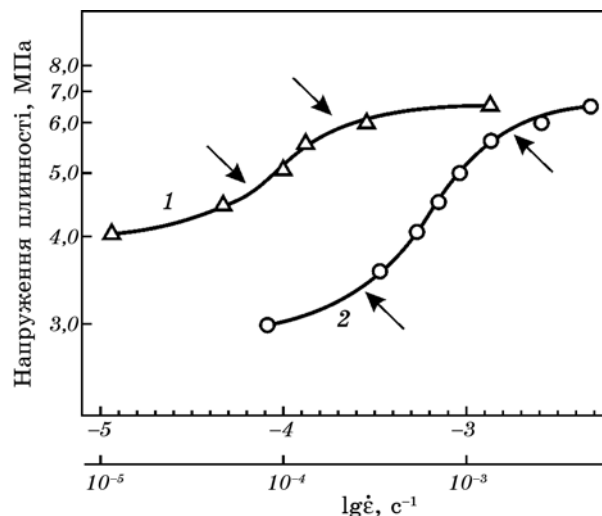


Рис. 2. Залежність $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$ для зразків дослідженого стопу за $T = 793$ К (1 — структура першого типу, 2 — структура другого типу).

Fig. 2. The dependence $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$ for the samples of the investigated alloy at $T = 793$ К (1—structure of the first type, 2—structure of the second type).

явили ефект надпластичності [16]. Встановлено, що максимальне значення показника швидкісної чутливості напруження плинності m , визначене з нахилу залежності $\lg \sigma = f(\lg \dot{\epsilon})$ (рис. 2), дорівнює 0,37 для зразків стопу зі структурою, яка має менший об'єм субмікрокристалічних зерен. Для зразків, вихідна структура яких має більшу об'ємну частку субмікрокристалічних зерен, максимальне значення показника швидкісної чутливості напруження плинності m складає величину 0,45.

4. СТРУКТУРНІ ЗМІНИ ПІД ЧАС НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Для розуміння механізмів масопереносу під час надпластичної деформації одним із важливих етапів є вивчення процесів розвитку деформаційного рельєфу. Дослідження характерних видів деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини надпластично продеформованих зразків стопу системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr з різними типами вихідної структури, виконано з використанням оптичної та растрової електронної мікроскопії. На рисунку 3 показано характерні види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків з вихідною структурою обох типів, які zdeформовані до зруйнування в оптимальних умовах надпластичної деформації. Вивчення цих видів деформаційного рельєфу дало можливість зробити низку висновків про дієві деформаційні механізми. Так, ймовірно, у зразках зі структурою першого типу деформація локалізована на межі великих витягнутих у на-

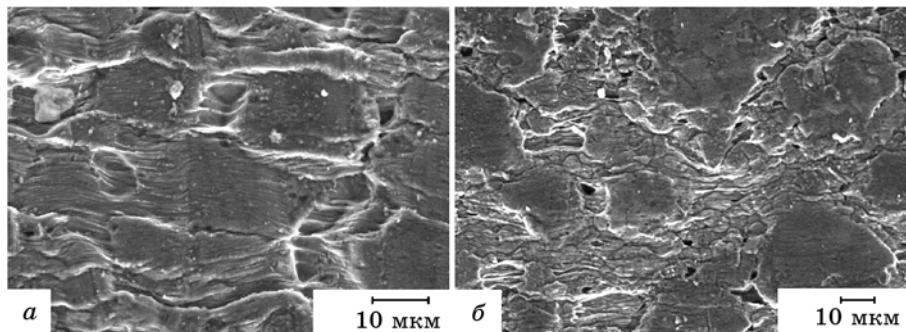


Рис. 3. Види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків з вихідною структурою першого (а) та другого (б) типів, які zdeформовані до зруйнування (растрова електронна мікроскопія).

Fig. 3. Types of deformation relief formed on the surface of the working part of specimens with the original structure of the first (a) and the second (b) types, which were deformed before failure (scanning electron microscopy).

прямку розтягу зерен, між якими зосереджені колонії субмікрокристалічних зерен (рис. 3, *a*). Водночас у зразках зі структурою другого типу деформаційні процеси локалізовані в ділянках, які зайняті субмікрокристалічними зернами, а великі зерна відіграють в деформаційних процесах другорядну роль. Тобто в обох випадках деформаційні процеси переважно локалізовані у тих об'ємах зразків, де зосереджені субмікрокристалічні зерна.

Детальніше розвиток деформаційних процесів вивчено під час досліджень деформаційного рельєфу в зразках з попередньо нанесеними маркерними рисками. Для цього на поверхню попередньо відполірованої робочої частини зразків перпендикулярно напрямку їх розтягування з використанням алмазної пасти зернистістю 10/7 наносили маркерні риси. Після нанесення рисок зразки надпластично деформували до необхідної деформації або до зруйнування. Зміщення маркерних рисок уздовж осі розтягування, що утворюються у результаті здійснення зерномежівного проковзування в досліджуваній групі зерен, можна використовувати для вивчення зерномежівного проковзування у ході надпластичної деформації. На рисунку 4 наведено характерні види зміщення маркерних рисок після додаткової деформації для зразків зі структурою обох типів. Встановлено, що у ході надпластичної деформації в зразках розвивалося зерномежівне проковзування. Про це переконливо свідчить утворення на попередньо відполірованій поверхні робочої частини зразків розвиненого деформаційного рельєфу та зміщення на межі зерен попередньо нанесених маркерних рисок. Маркерні риси, нанесені на попередньо відполіровану поверхню робочої частини зразка до його деформування, які у недеформованому зразку про-

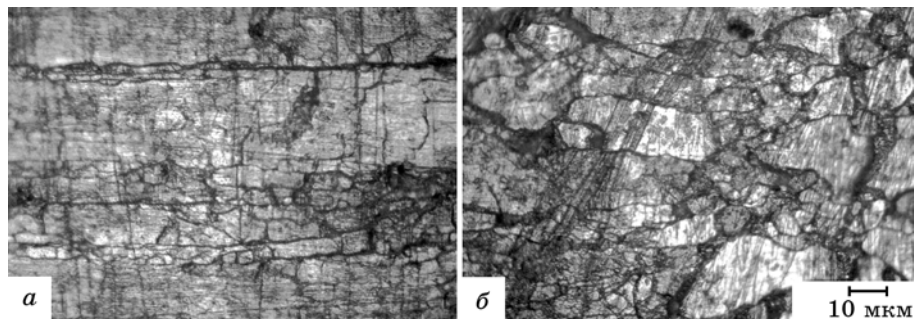


Рис. 4. Деформаційний рельєф та зміщення на межі зерен попередньо нанесених маркерних рисок (структура першого типу (*a*), структура другого типу (*б*)) (оптична мікроскопія).

Fig. 4. Deformation relief and displacement at the grain boundaries of pre-applied marker lines (structure of the first type (*a*), structure of the second type (*б*)) (optical microscopy).

ходять як прямі суцільні лінії через кілька зерен, після надпластичної деформації змінюють свій вигляд. У zdeформованих зразках вони дезорієнтовані одна відносно одної та складаються з окремих відрізків, які зміщені на певну відстань або ж мають розриви при переході маркерних рисок через границі сусідніх зерен.

Однак видно, що у вихідних зразках зі структурою першого типу проковзування великих зерен, які були присутніми у вихідних зразках, здійснювалося по міжкристалітних межах, які паралельні напрямку розтягування зразка (рис. 4, *а*). У зразках зі структурою другого типу інтенсивне зерномежівне проковзування з обертанням зерен переважно локалізовано в об'ємах із субмікрокристалічною структурою (рис. 4, *б*).

5. ДИСКУСІЯ

Поки що не існує єдиної фізичної теорії, яка б досить повно пояснювала природу ефекту надпластичності. Загальне якісне визначення надпластичності можуть дати тільки феноменологічні показники, які знаходять у результаті вивчення механічної поведінки матеріалу. Насамперед, для надпластичних матеріалів характерним є поєднання низького напруження плинності $\sigma = 10^0 - 10^1$ МПа і значного відносного видовження зразків до зруйнування $\delta = 10^2 - 10^3\%$ [16]. Окрім цього, одним із основних критеріїв надпластичності є висока чутливість напруження плинності до швидкості деформації, яка виражається через параметр швидкісної чутливості напруження плинності m . Хоча цей параметр m і не характеризує абсолютну величину деформації, однак його значення є відповідальним за можливість одержання високої пластичності [16]. Надпластичними є матеріали, для яких показник $m \geq 0,3$. Матеріал поводить як в'язкий, тобто максимально пластичний, у разі, коли $m = 1$, що є характерним для ньютонівської в'язкої плинності рідини. У літературі вказують на велику чутливість показника m до зміни структурного стану, та на те, що цей параметр є визначальною ознакою надпластичності [16]. Тому дані про величину параметра m , значення інтервалів напруження плинності та швидкостей деформації, в яких $m \geq 0,3$, у поєднанні з даними про структурний стан є дуже важливими для розуміння природи надпластичності.

Дослідження, виконані у цій роботі, показують, що видовження до зруйнування і величина показника m для обох досліджених структурних станів є близькими. Однак є і відмінності надпластичної поведінки зразків з різною вихідною зеренною структурою. Так, для зразків, вихідна структура яких має більшу об'ємну частку субмікрокристалічних зерен, оптимальна швидкість надпластичної деформації дещо вища. Однак важливо вказати на ще одну відмінність, яка полягає в тому, що інтервал напруження плинності і

швидкостей деформації, в яких $m \geq 0,3$ (див. рис. 2, інтервал вказано стрілками), для зразків з більшим вмістом субмікрокристалічних зерен у вихідній структурі значно ширший, ніж для зразків, в яких субмікрокристалічні зерна займали значно менший відносний об'єм і які розташовані прошарками між крупними зернами.

Другий важливий момент особливості протікання механізму масопереносу полягає у тому, що надпластична деформація для обох типів структур переважно локалізується в ділянках з субмікрокристалічною структурою. Таким чином, логічно припустити, що у стопах з бімодальною структурою локалізація пластичної плинності в наноструктурних прошарках повинна забезпечувати істотний вклад у загальну деформацію. На користь такого припущення свідчить і вид деформаційного рельєфу, що виникає на попередньо полірований поверхні зразків (рис. 4, *a*). А саме, на рис. 3, *a* ми чітко бачимо характерний рельєф, сформований шляхом зерномежівного проковзування, що здійснюється у дрібнозернистих прошарках, які поділяють крупні зерна або скупчення крупних зерен.

Слід зазначити, що значний об'єм вихідної структури в зразках дослідженого стопу складається з крупнокристалічних зерен, які, на перший погляд, не приймають активної участі в надпластичній плинності. Динамічна рекристалізація, ймовірно, відбувається під час деформації, однак вона не призводить до зменшення розміру зерен у крупнокристалічних прошарках. Однак, як показано у праці [17], навіть прошарок з чистого алюмінію, який не проявляє надпластичності, може у складі композиту з дрібнозернистим надпластичним стопом деформуватися надпластично. Згідно результатів праці [17], локалізація деформації у прошарку з чистого алюмінію пригнічується шляхом рівномірної надпластичної деформації основної частини зразка, яка має надпластичні властивості. Оскільки причиною руйнування є локалізація деформації, але прошарки, що деформуються надпластично, не дають можливості мікрооб'ємам, які не проявляють надпластичних властивостей, утворювати мікрошійки, і тим самим, призводити до руйнування зразків. Автори праці [17] зазначають, що конкретний механізм деформації прошарку з чистого алюмінію, що не володіє надпластичними властивостями, потребує додаткового вивчення. Цікавими з цієї точки зору є також і результати роботи [18], де під час дослідження композитів AgCuO було виявлено частини фази оксиду міді з пластичною поведінкою, подібною до такої, як у надпластичних металів. Локальні осередки фази CuO у складі композиту AgCuO при його деформації демонструють надпластичні видовження близько 300%, хоча сам по собі оксид міді надпластичних властивостей не проявляє.

Тому, ймовірно, для дослідженого стопу 1933 у процесі навантаження деформуються і мікрооб'єми з крупними зернами на більші

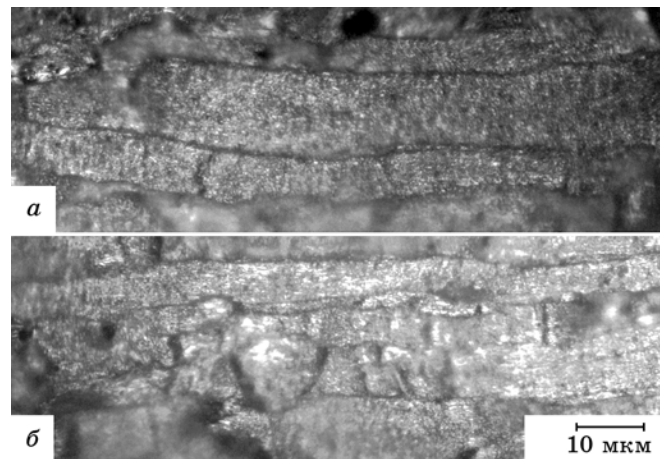


Рис. 5. Види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків з вихідною структурою першого типу (*а, б* — різні ділянки робочої частини зразка), оптична мікроскопія.

Fig. 5. Types of deformation relief formed on the surface of the working part of the samples with the initial structure of the first type (*a, б*—different parts of the working part of the sample), optical microscopy.

значення ступенів деформації, ніж вони могли бути zdeформовані окремо в умовах звичайної пластичної деформації. Підтвердженням цьому можуть бути види мікроструктури, наведені на рис. 5, які спостерігаються в окремих ділянках zdeформованих зразків, вихідна структура яких мала малу частку субмікрокристалічних зерен. Питання про те, завдяки дії яких механізмів пластичної деформації можливі такі локальні видовження крупних зерен поки що можна вважати дискусійним. Можливо, для цього задіяні механізми гідродинамічної плинності, про можливість дії яких за умов проявлення надпластичності вже повідомлялося у працях [19, 20]. Таким чином, можна стверджувати, що в структурі з бімодальним розподілом зерен за розмірами, більш дрібнозерниста структура стимулює проявляти ознаки надпластичної плинності та конгломерати, які складаються з крупних зерен.

6. ВИСНОВКИ

1. Встановлено умови, при яких зразки стопу 1933 системи Al–Zn–Mg–Cu–Zr з різними типами вихідної бімодальної зеренної структури, які відрізняються відносними мікрооб'ємами, зайнятими крупними і субмікрокристалічними зернами, проявляють ефект надпластичності.

2. Показано, що відносно видовження до зруйнування і величина показника швидкісної чутливості напруження плинності m для обох досліджених структурних станів є близькими. Однак інтервал напруження плинності та швидкостей деформації, в яких стоп проявляє надпластичні властивості, для зразків з більшим вмістом субмікроструктурних зерен у вихідній структурі є значно ширшим, ніж для зразків, в яких субмікроструктурні зерна займали менший відносний об'єм і розташовані у вигляді прошарків між крупними зернами.

3. У зразках зі структурою обох типів деформаційні процеси переважно локалізовано у мікрооб'ємах, які зайняті субмікроструктурними зернами. Однак мікрооб'єми з крупними зернами також деформуються на більші значення ступенів деформації, ніж вони могли бути zdeформованими окремо в умовах звичайної пластичної деформації.

Роботу виконано за часткової підтримки цільової комплексної програми НАН України «Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій», проект № 62/19-Н

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. I. E. Bird, A. K. Mukherjee, and I. E. Dorn, *Quantitative Relation Between Properties and Microstructure* (Eds. D. G. Brandon and A. Rosen) (Jerusalem: Universities Press: 1969).
2. T. H. Alden, *Acta Metall.*, **15**, No. 3: 469 (1967).
3. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Объемные наноструктурные металлические материалы* (Москва: Академкнига: 2007).
4. K. Kubota, M. Mabuchi, and K. Higashi, *J. Materials Science*, **34**, No. 10: 2255 (1999).
5. A. V. Sergueeva, N. A. Mara, R. Z. Valiev, and A. K. Mukherjee, *Materials Science and Engineering: A*, **410–411**: 413 (2005).
6. Y. Wang, M. Chen, F. Zhou, and E. Ma, *Nature*, **419**: 912 (2002).
7. E. Ma, *J. Minerals, Metals & Materials Society*, **58**, Iss. 4: 49 (2006).
8. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (San Diego: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
9. H. Gleiter, *Progress in Materials Science*, **33**, Iss. 4: 223 (1989).
10. V. V. Bryukhovetskii, V. P. Poida, R. I. Kuznetsova, V. F. Klepikov, and A. V. Poida, *Physics of Metals and Metallography*, **94**, No. 5: 520 (2002).
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. А. В. Пойда, В. В. Брюховецкий, Д. Л. Воронов, Р. И. Кузнецова, В. Ф. Клепиков, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 3: 319 (2005).
13. Dong Hyuk Shin, Chong Soo Lee, and Woo-Jin Kim, *Acta Mater.*, **45**, Iss. 12: 5195 (1997).
14. V. P. Poida, D. E. Pedun, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poida, R. V. Sukhov, A. L. Samsonik, and V. V. Litvinenko, *Physics of Metals and Metallography*,

- 114, No. 9: 779 (2013).
15. V. V. Bryukhovetsky, A. V. Poyda, V. P. Poyda, and D. E. Milaya, *Problems of Atomic Science and Technology*, No. 2 (114): 94 (2018).
16. О. А. Кайбышев, *Сверхпластичность промышленных сплавов* (Москва: Металлургия: 1984).
17. T. Tokunaga, K. Matsuura, and M. Ohno, *J. Alloys Compd.*, **601**: 179 (2014).
18. X. Zhou, J. Cao, J. Chen, and K. Zhang, *Rare Metal Materials and Engineering*, **42**, Iss. 11: 2242 (2013).
19. V. F. Korshak, A. P. Kryshchal', Y. A. Shapovalov, and A. L. Samsonik, *Physics of Metals and Metallography*, **110**, No. 4: 385 (2010).
20. A. Korbel and W. Bochniak, *Manufacturing Letters*, **11**: 5 (2017).

REFERENCES

1. I. E. Bird, A. K. Mukherjee, and I. E. Dorn, *Quantitative Relation Between Properties and Microstructure* (Eds. D. G. Brandon and A. Rosen) (Jerusalem: Universities Press: 1969).
2. T. H. Alden, *Acta Metall.*, **15**, No. 3: 469 (1967).
3. R. Z. Valiev and I. V. Aleksandrov, *Ob'emnye Nanostrukturnye Metallicheskie Materialy* [Bulk Nanostructured Metallic Materials] (Moscow: Akademkniga: 2007) (in Russian).
4. K. Kubota, M. Mabuchi, and K. Higashi, *J. Materials Science*, **34**, No. 10: 2255 (1999).
5. A. V. Sergueeva, N. A. Mara, R. Z. Valiev, and A. K. Mukherjee, *Materials Science and Engineering: A*, **410–411**: 413 (2005).
6. Y. Wang, M. Chen, F. Zhou, and E. Ma, *Nature*, **419**: 912 (2002).
7. E. Ma, *J. Minerals, Metals & Materials Society*, **58**, Iss. 4: 49 (2006).
8. *Superplastic Forming of Structural Alloys* (Eds. N. E. Paton and C. H. Hamilton) (San Diego: The Metallurgical Society of AIME: 1982).
9. H. Gleiter, *Progress in Materials Science*, **33**, Iss. 4: 223 (1989).
10. V. V. Bryukhovetskii, V. P. Poyda, R. I. Kuznetsova, V. F. Klepikov, and A. V. Poyda, *Physics of Metals and Metallography*, **94**, No. 5: 520 (2002).
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. A. V. Poyda, V. V. Bryukhovetskiy, D. L. Voronov, R. I. Kuznetsova, and V. F. Klepikov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **27**, No. 3: 319 (2005) (in Russian).
13. Dong Hyuk Shin, Chong Soo Lee, and Woo-Jin Kim, *Acta Mater.*, **45**, Iss. 12: 5195 (1997).
14. V. P. Poyda, D. E. Pedun, V. V. Bryukhovetskii, A. V. Poyda, R. V. Sukhov, A. L. Samsonik, and V. V. Litvinenko, *Physics of Metals and Metallography*, **114**, No. 9: 779 (2013).
15. V. V. Bryukhovetsky, A. V. Poyda, V. P. Poyda, and D. E. Milaya, *Problems of Atomic Science and Technology*, No. 2 (114): 94 (2018).
16. О. А. Кайбышев, *Сверхпластичность Промышленных Сплавов* [Superplasticity of Industrial Alloys] (Moscow: Metallurgiya: 1984) (in Russian).

17. T. Tokunaga, K. Matsuura, and M. Ohno, *J. Alloys Compd.*, **601**: 179 (2014).
18. X. Zhou, J. Cao, J. Chen, and K. Zhang, *Rare Metal Materials and Engineering*, **42**, Iss. 11: 2242 (2013).
19. V. F. Korshak, A. P. Kryshchal', Yu. A. Shapovalov, and A. L. Samsonik, *Physics of Metals and Metallography*, **110**, No. 4: 385 (2010).
20. A. Korbel and W. Bochniak, *Manufacturing Letters*, **11**: 5 (2017).