

Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2023-39-04>

UDC 539.374; 669.715

PACS numbers: 62.20.Fe; 62.20.Hg

МЕХАНІЧНА ПОВЕДІНКА ТА МЕХАНІЗМИ НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ, ЯКІ ПРОЯВЛЯЮТЬ ЕФЕКТ СТРУКТУРНОЇ НАДПЛАСТИЧНОСТІ В ТВЕРДОМУ ТА В ТВЕРДО-РІДКОМУ СТАНІ

В.П. Пойда¹ , А.В. Пойда² , Д.Є. Мила³ .

¹Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, майдан Свободи, 4, 61022 Харків, Україна

²Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України,
вул. Академічна, 1, 61108 Харків, Україна

³Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, вул. Чернишевська, 28, а/с 8812, 61002 Харків, Україна
E-mail: volodymyr.poyda@karazin.ua

Надійшла до редакції 21 вересня 2023 р. Переглянуто 03 листопада 2023 р.

Прийнято до друку 05 листопада 2023 р.

У статті викладені результати досліджень, спрямованих на узагальнення експериментальних даних щодо механічної поведінки, структурного стану та механізмів надпластичної деформації алюмінієвих сплавів Al-4 мас.% Ge, Supral, 1420Т, 1933. Вивчення характерних видів мікроструктури зразків, продеформованих в оптимальних умовах, показало, що середній розмір зерен $d_{сер}$ у зразках сплавів Supral і 1420Т зростає незначно. Встановлено, що у ході надпластичної деформації зразків сплавів Al-4 мас.% Ge та 1933 інтенсивно здійснюється рекристалізація, яка приводить до збільшення розмірів вихідних зерен. У зразках всіх досліджуваних сплавів у ході надпластичного плинну накопичується пористість. Встановлено, що на макроскопічному рівні надпластичний плин робочої частини зразків досліджених сплавів був однорідним. Він здійснювався із високою стійкістю. Зразки сплавів руйнувалися квазікрихко без утворення шийки. У зразках сплавів 1420Т та 1933 у ході надпластичної деформації, проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов'язані з локальним плавленням сплавів. В'язкий плин метастабільної рідко-твердої фази, локалізованої на границях зерен, приводить до утворення волокнистих структур у порах та у тріщинах. Вивчення деформаційного рельєфу зразків дає підставу стверджувати що їх надпластична деформація здійснювалась за рахунок кооперованого розвитку деформаційних та акомодацийних механізмів, а саме зернограничного проковзування зерен, внутрішньозеренного дислокаційного ковзання та дифузійної повзучості. Проаналізовано внесок зернограничного проковзування у загальну деформацію зразків, а також вірогідний вплив осередків рідкої фази на механізм надпластичної деформації зразків, які проявляють ефект структурної надпластичності у твердо-рідкому стані.

Ключові слова: алюмінієві сплави, ультрадрібнозерниста структура, надпластична деформація, механізми деформації, зернограничне проковзування, волокнисті структури.

Як цитувати: В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Є. Мила. Механічна поведінка та механізми надпластичної деформації алюмінієвих сплавів, які проявляють ефект структурної надпластичності в твердому та в твердо-рідкому стані. Вісник Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна. Серія «Фізика». Вип. 39, 2023, 47–59. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2023-39-04>

Incites: V.P. Poyda, A.V. Poyda, D.Ye. Myla. Mechanical behavior and mechanisms of superplastic deformation of aluminum alloys exhibiting the effect of structural superplasticity in the solid and solid-liquid states. Journal of V. N. Karazin Kharkiv National University. Series Physics. Iss. 39, 2023, 47–59. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2023-39-04> (in Ukrainian).

ВСТУП

У результаті проведення аналізу літератури, в якій розглядаються основні етапи досліджень, спрямованих на вивчення фізичної природи ефекту структурної надпластичності (СНП) [1–6], встановлено, що їх перший етап припадає на сімдесяті роки минулого століття, коли інтенсивно вивчалась так звана звичайна СНП, яку проявляють переважно ультрадрібнозернисті та деякі крупнозернисті промислові або ж модельні металеві сплави у твердому стані [1–20]. Другий етап досліджень СНП розпочався у дев'яностих роках минулого століття. Він продовжується і в даний час. Для другого етапу досліджень характерним є те, що перелік матеріалів, які проявили ефект СНП, постійно розширюється як за рахунок створення принципово нових матеріалів: металевих сплавів, отриманих із використанням різних методів порошкової металургії та композитних матеріалів на їх основі, аморфних, інтерметалідних та високоентропійних сплавів, конструкційних керамік, так і за рахунок розробки нових методів формування та стабілізації дрібного, ультрадрібного і мікродрібного зерна у багатокомпонентних промислових сплавах, які зазвичай виготовляють відливанням злитків [21–37].

Було показано, що ультрадрібнозернисті зразки, виготовлені з нових багатокомпонентних сплавів і композиційних матеріалів на основі алюмінію, проявляють ефект СНП за наявності в них невеликої кількості осередків рідкої фази, яка утворилася при підігріванні зразків до температури випробувань або ж безпосередньо в ході надпластичної деформації (НПД) у результаті здійснення часткового плавлення сплаву [20–26, 29, 30, 32–37]. Встановлено, що деякі конструкційні матеріали із ультрадрібним і мікродрібним зерном проявляють ефект СНП у таких температурно-швидкісних умовах деформування, які суттєво відрізняються від тих умов, що вважались характерними для звичайної СНП. Ці факти спричинили зміну існуючих усталених вимог щодо структурних характеристик та фазового складу надпластичних матеріалів, а також щодо температурно-швидкісних умов механічних випробувань, в ході яких можна очікувати проявлення ними ефекту СНП. На даний час, заважаючи на зазначені вище обставини, дослідники умовно поділяють СНП на кілька видів: на низькотемпературну СНП, на звичайну СНП і на високотемпературну СНП (за значенням гомологічної температури, при якій відбувається деформування зразків сплаву), а також на низькошвидкісну (звичайну) СНП та високошвидкісну СНП (за значенням швидкості деформації зразків). У результаті проведення численних експериментальних досліджень було встановлено, що низькотемпературну СНП та

звичайну СНП проявляють неорганічні матеріали, які під час деформування перебувають у твердому стані [27, 28]. Високотемпературну низькошвидкісну і високошвидкісну СНП проявляють лише ті ультрадрібнозернисті або ж мікрокристалічні алюмінієві сплави та композитні матеріали на їх основі, зразки яких у ході надпластичного плину, що відбувається при високій гомологічній температурі, яку іноді прийнято називати «субсолідусною», перебувають у твердо-рідкому стані [20–26, 29, 30, 32–37].

Ще на першому етапі досліджень було встановлено, що НПД металевих матеріалів із крупнозернистою та ультрадрібнозернистою структурою на мікроскопічному рівні здійснюється за рахунок кооперованого розвитку кількох деформаційних та акомодативних механізмів: внутрішньозеренного дислокаційного ковзання, дифузійної повзучості, а також зернограничного проковзування зерен (ЗГП) [1–11]. Було виявлено, що дифузійні процеси в ході НПД активно здійснюються в серцевині та на границях зерен [1–11], а взаємодія решіткових дислокацій з границями зерен приводить до створення нерівноважного стану границь зерен і активізації ЗГП [11].

Однак ще до цього часу дослідники фізичної природи СНП продовжують дискутувати про те, як саме здійснюється НПД полікристалічного агрегату на мезоскопічному рівні та чи потрібне для цього повне збереження його суцільності під час плину зразка, про що, наприклад, стверджується в праці [8]. Чи навпаки у ході ЗГП зерна зможуть переміщуватись в робочій частині зразка на великі відстані та виходити на її поверхню лише в тому випадку, коли цей процес у відповідності до положень топологічної [12, 17] та екліктичної моделей НПД [2, 9] буде здійснюватись за участю зернограничних пор.

Незважаючи на те, що існуючі моделі звичайної СНП зразків сплавів різних металів, які проявляють ефект СНП у твердому стані, у тій чи в іншій мірі на якісному рівні пояснюють більшість експериментально спостережених фактів, її теорія остаточно ще не розроблена. Ще не розроблені на даний час і теоретичні уявлення щодо механізмів низькотемпературної та високотемпературної СНП [27, 28]. Тому дослідження, спрямовані на отримання нових експериментальних даних про особливості механізмів НПД різноманітних сплавів, є актуальними.

Метою досліджень, основні результати яких викладені у цій статті, було вивчення механічної поведінки алюмінієвих сплавів, що проявляють ефект СНП в твердому або в твердо-рідкому стані, а також встановлення механізмів їх НПД.

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для проведення механічних випробувань та структурних досліджень були виготовлені із листових напівфабрикатів модельних сплавів Al-4 мас.% Ge [13–17] та типу Supral [2, 18–20, 31], а також із листових напівфабрикатів промислових сплавів 01420T [29, 30, 32–35, 38] та 1933 [36, 37, 39]. Дані про хімічний склад зразків досліджених сплавів наведені в таблиці 1, а дані про оптимальні умови їх СНП – у таблиці 2.

Таблиця 1

Хімічний склад зразків досліджених сплавів

Сплав	Хімічний склад, мас. % (основа Al)
Al-4 мас.% Ge	4 % Ge
Supral	4.1 % Cu-0.5 мас.% Zr
01420T	5.0-6.0% Mg; 1.9-2.3% Li; 0.09-0.15% Zr; 0.1-0,3% Si; ≤ 0.3% Fe; 0.1% Ti; 0.3% Mn; 0.005% Na
1933	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

Механічні випробування зразків всіх досліджених сплавів були проведені на повітрі в режимі повзучості при постійному напруженні плинину за методикою, яка описана в працях [13, 18]. Вони були здійснені в тих температурно-швидкісних умовах, які є оптимальними для проявлення зразками цих сплавів ефекту СНП [13, 18, 33, 36].

Для проведення структурних досліджень були застосовані світлова мікроскопія (МІМ-6, оснащений цифровою камерою Pro-MicroScan) та растрова електронна мікроскопія (JEOL JSM-840, TescanVEGA 3 LMN).

При підготовці до проведення механічних випробувань поверхню робочої частини зразків піддавали шліфуванню та механічному поліруванню. Для виявлення границь зерен використовували універсальний травник, який мав такий хімічний склад: 17 мл HNO₃, 5 мл HF, 78 мл H₂O [40]. Середній розмір зерна $\langle d \rangle$ у зразках сплавів, підготовлених до випробування та в зразках, що були надпластично продеформовані до певного ступеня деформації або до зруйнування, визначали методом випадкових січних [41] за мікрофотографіями їх мікроструктури або з використанням вимірювального пристрою

мікротвердоміра ПМТ-3.

Розрахунки середнього розміру зерна $\langle d \rangle$, середнього поздовжнього відносно напрямку осі розтягування зразка $\langle d_{\parallel} \rangle$, а також середнього перпендикулярного відносно напрямку осі розтягування зразка $\langle d_{\perp} \rangle$ проводили за даними, що були отримані із 100 вимірювань.

Таблиця 2

Оптимальні умови СНП зразків досліджених сплавів

Оптимальні умови СНП зразків сплавів	Сплав Al-4 мас.% Ge	Сплав Supral	Сплав 01420T	Сплав 1933
Оптимальна температура T _{опт} , °C	500	520	520	520
Оптимальне напруження плинину σ _{опт} , МПа	3.0	5.0	4.5	5.5
Оптимальна швидкість істинної деформації $\dot{\epsilon}_{opt}$, с ⁻¹	4.3×10 ⁻⁴	1.5×10 ⁻⁴	5.8×10 ⁻⁵	1.2×10 ⁻⁴
Максимальне значення відносного видовження зразків до зруйнування δ _{max} , %	260	900	670	260

Величину $\langle d \rangle$, як і в працях [19, 31, 36], розраховували за формулою:

$$\langle d \rangle = \sqrt[3]{\langle d_{\parallel} \rangle \cdot \langle d_{\perp}^2 \rangle} \tag{1}$$

При довірчій вірогідності 0.95 відносна похибка у визначенні $\langle d \rangle$ була не більшою ніж 10 %.

Експерименти, спрямовані на вивчення особливостей розвитку деформаційних та акомодацийних процесів у ході НПД зразків, а також на визначення внеску ЗГП (γ_{ЗГП}) у їх загальну деформацію ε_{заг} проводили у такій послідовності. Зразки всіх сплавів надпластично деформували в оптимальних умовах НПД у режимі повзучості при постійному напруженні плинину до різних ступенів деформації, а потім розвантажували і виймали з печі. Зразки стійких до окислення сплавів Al-4мас.% Ge та Supral загартовували у воді. Оскільки поверхня зразків

сплавів 01420Т та 1933 у ході НПД інтенсивно окислюється [32, 36], то ці зразки на загартували у воді, а поступово охолоджували, витримуючи на повітрі.

Робочу поверхню надпластично продеформованих зразків шліфували та полірували. На робочій поверхні зразків методом хімічного травлення виявляли зеренну структуру сплавів та вимірювали d_{\perp} , d_{\parallel} . Потім її повторно полірували. На поверхню робочої частини зразка, досконало відполіровану з використанням алмазної пасту зернистістю 1/0, перпендикулярно до напрямку осі його розтягування, або ж під кутом 45° до неї наносили реперні риси. Для цього використовували алмазну пасту зернистістю 10/7. Після нанесення реперних рисок зразки знову надпластично деформували в режимі повзучості при постійному напруженні плинну в оптимальних умовах їх НПД приблизно на $10\div 15\%$, або до зруйнування, а потім виймали їх з печі та загартовували або ж охолоджували. Ступінь додаткової деформації зразків визначали за даними вимірювань, проведених із використанням інструментального мікроскопу УІМ-21.

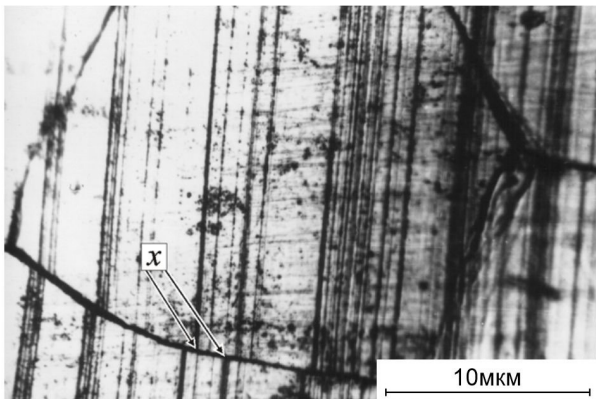


Рис. 1. Вид зміщень реперних рисок x , що утворилися в результаті ЗГП у ході НПД зразків сплаву Supral. Ступінь деформації зразка $\varepsilon_{заг} = 15\%$. Світлова мікроскопія. Напрямок розтягування зразка горизонтальний.

Fig. 1. View of offsets of benchmark lines x , which were formed as a result of GBS during SPD of samples of alloy Supral. Deformation degree is $\varepsilon_{com} = 15\%$. Light microscopy. Strain direction is horizontal.

Визначення зміщень реперних рисок x , які виникають у результаті ЗГП зерен (рис. 1) у ході НПД зразків сплавів Al-4 мас.% Ge, Supral та 1933 здійснювали або за даними безпосередніх вимірювань, що були отримані завдяки застосування вимірювального пристрою мікротвердоміра ПМТ-3, або ж за вимірами, проведеними на мікрофотографіях характерних видів їх деформаційного рельєфу.

Величину ступеня деформації зразка, зумовлену розвитком ЗГП ($\varepsilon_{згп}$), розраховували за формулою:

$$\varepsilon_{згп} = \langle x \rangle / \langle d_{\perp} \rangle, \quad (2)$$

де $\langle x \rangle$ – середнє зміщення реперних рисок на границях зерен.

Визначення $\gamma_{згп}$ у загальну деформацію зразка $\varepsilon_{заг}$ розраховували за формулою:

$$\gamma_{згп} = \frac{\varepsilon_{згп}}{\varepsilon_{заг}} \cdot 100\%. \quad (2)$$

Розрахунки $\gamma_{згп}$ здійснювали як для локальних ділянок робочої частини зразка, так і для всієї його робочої частини. У зв'язку з тим що інтенсивне окислення поверхні зразків сплаву 1420Т у ході НПД при температурі випробувань приводить до утворення на ній пухких оксидних плівок [32], наявність яких суттєво утруднює проведення вимірювань, спрямованих на визначення зміщень зерен внаслідок їх ЗГП, то розрахунок $\gamma_{згп}$ у загальну деформацію зразків цього сплаву не проводили.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис. 2 представлені характерні види вихідної зеренної структури зразків сплавів Al-4 мас.% Ge, Supral, 1420Т, 1933. У результаті проведення металографічних досліджень встановлено, що вихідна

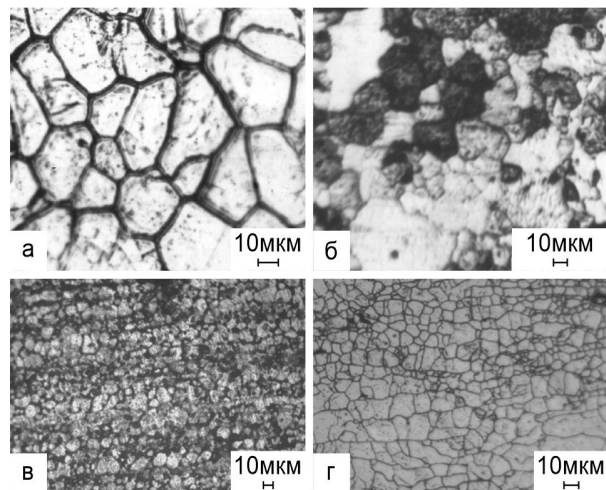


Рис. 2. Характерні види зеренної структури зразків сплавів Al-4 мас.% Ge (а), Supral (б), 1420Т (в), 1933 (г).

Fig. 2. Characteristic types of grain structure of samples of alloys Al-4 wt.% Ge (a), Supral (b), 1420Т (c), 1933 (d).

мікроструктура зразків сплаву Al-4 мас.% Ge є крупнозернистою (рис. 2а). Середній розмір зерна $\langle d \rangle = 30$ мкм.

Структура зразків сплаву Supral (рис. 2б) є однорідною і ультрадрібнозернистою з $\langle d \rangle = 5$ мкм. Вихідна мікроструктура зразків сплавів 01420Т (рис. 2в) та 1933 (рис. 2г) є бімодальною. Поряд із однорідними ультрадрібними зернами з $\langle d \rangle = 5$ мкм у зразках цих сплавів були виявлені і крупні зерна.

Вивчення характерних видів мікроструктури зразків, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах НПД, показало, що $\langle d \rangle$ у зразках сплавів Supral та 1420Т у ході надпластичного плинину зростає незначно [18, 31, 33]. Встановлено, що у ході НПД зразків сплавів Al-4 мас.% Ge та 1933 в них здійснюється збірна динамічна рекристалізація, яка приводить до збільшення середніх розмірів зерен. У зразках сплаву Al-4 мас.% Ge, які були надпластично продеформовані до зруйнування, $\langle d \rangle = 100$ мкм [14]. Середній розмір зерна $\langle d \rangle$ у робочій частині зразків сплаву 1933, що були продеформовані до зруйнування в оптимальних умовах СНП, складає приблизно 30 мкм [36, 37].

На рис. 3 наведений загальний вигляд зразків сплавів Al-4 мас.% Ge (рис. 3 а), Supral (рис. 3б), 1420Т (рис. 3в) та 1933 (рис. 3г), які були надпластично продеформовані до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Видно, що на макроскопічному рівні надпластичний плин робочої частини зразка крупнозернистого сплаву Al-4 мас.% Ge (рис. 3а) здійснювався доволі однорідно, а його руйнування відбулося після локалізації деформації у деякому об'ємі робочої частини зразка, що привело до виникнення неясково вираженої макроскопічної шийки.

Можна стверджувати що НПД зразків ультрадрібнозернистих сплавів Supral і 01420Т та зразка дрібнозернистого сплаву 1933 на макроскопічному рівні теж була однорідною і здійснювалась із високою стійкістю. Про це переконливо свідчить відсутність у зруйнованих зразках вказаних сплавів, що були надпластично продеформовані до високих ступенів деформації, яскраво вираженої макроскопічної шийки (рис. 3б, в, г). Це дає підставу стверджувати що надпластично продеформовані зразки сплавів Supral, 01420Т і 1933 руйнувалися квазікрихко.

У результаті проведення структурних досліджень встановлено, що НПД робочої частини зразків усіх досліджених сплавів на мезаскопічному і мікроскопічному рівнях здійснювалась неоднорідно, а розвиток деформаційних та акомодативних процесів у робочих частинах зразків суттєво залежить від їх

структурного стану та фазового складу, а також від температурно-швидкісних умов, у яких відбувався їх надпластичний плин.

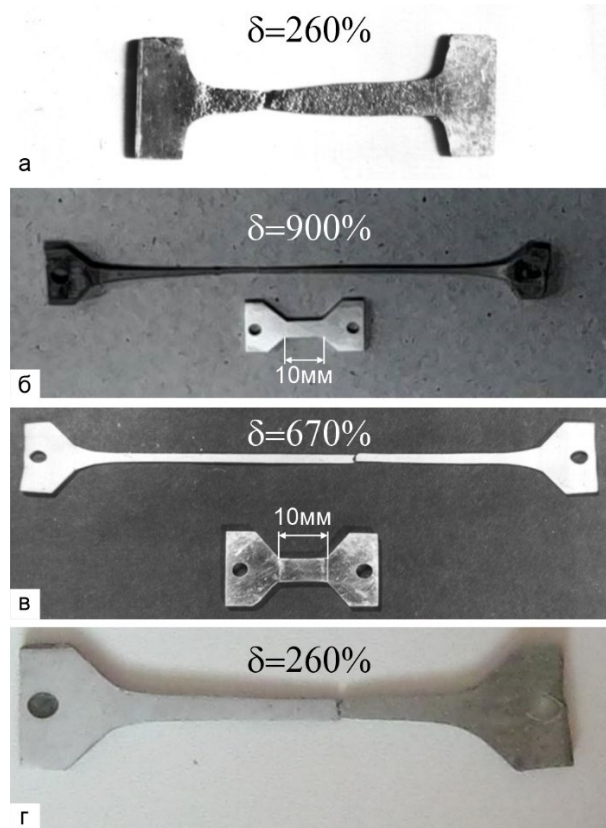


Рис. 3. Загальний вигляд зразків сплавів Al-4 мас.% Ge (а), Supral (б), 1420Т (в), 1933 (г), які були надпластично продеформовані до зруйнування в оптимальних умовах СНП.

Fig. 3. The general view of samples of alloys Al-4 wt.% Ge (a), Supral (b), 1420T (c), 1933 (d), which were superplastically deformed to failure under the optimal conditions of SSP.

На рис. 4 представлені характерні види деформаційного рельєфу зразків крупнозернистого сплаву Al-4 мас.% Ge, що були надпластично продеформовані в оптимальних умовах СНП на стабільній стадії їх НПД. Видно, що у ході надпластичного плинину в приграничних ділянках зерен утворились хвилясті борозни ковзання (рис. 4а, б, в, г). Це, як було зазначено в працях [14–16], свідчить про активну взаємодію решіткових дислокацій з границями зерен, які інтенсивно проковзують одне відносно одного. В оптимальних температурно-швидкісних умовах деформування величина номінального напруження, прикладеного до зразка сплаву Al-4 мас.% Ge, вірогідно, є цілком достатньою для того щоб ЗГП могло одночасно здійснюватись на всіх границях зерен, незалежно від їх орієнтації по

відношенню до осі розтягування зразка. Інтенсивне ЗГП, яке відбувається за участю зернограничної пористості за мезоскопічним механізмом НПД, що був описаний в [13, 17], вірогідно зумовлює здійснення внутрішньозеренного дислокаційного ковзання в локальних ділянках зерен.

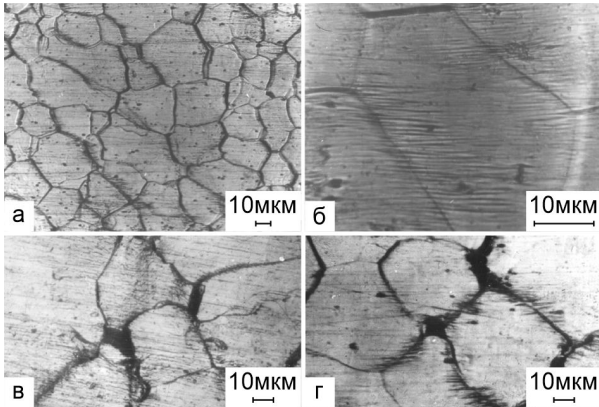


Рис. 4. Характерні види деформаційного рельєфу зразків крупнозернистого сплаву Al-4 мас.% Ge, що були надпластично продеформовані в оптимальних умовах СНП. Ступінь деформації зразків складає 50 %. Світлова мікроскопія. Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 4. Characteristic types of deformation relief of samples of coarse-grained alloy Al-4 wt.% Ge, which were superplastically deformed under the optimal conditions of SSP. The deformation degree of the samples is 50 %. Light microscopy. The strain direction of the samples is horizontal.

Це приводить до утворення на деформаційному рельєфі слідів ковзання, які мають вигляд приграничних борозн. Утворення приграничної борознистості, що була виявлена на деформаційному рельєфі робочої частини зразків сплаву Al-4 мас.% Ge, як було встановлено у працях [14, 16], спричинене розвитком акомодативних процесів, що здійснюються завдяки ковзання та переповзання решіткових дислокацій, які, вірогідно, утворюються у стиснутих ділянках проковзуючих границь зерен і, зокрема, у потрійних стиках зерен у ході НПД. Хвилястий вигляд борозн ковзання (рис. 3б), як було показано в [14, 16], вірогідно, пов'язаний із особливостями руху решіткових дислокацій, які обходять атоми германію, що локалізовані у приграничних ділянках зерен. Решіткові дислокації, що змінили свої площини ковзання завдяки здійсненню поперечного ковзання або ж переповзання, вірогідно, стікають у розтягнуті ділянки міжзеренних границь і дисоціюють в них на внесені зернограничні дислокації та точкові дефекти, що приводить до їх нерівноважного стану,

активованого для здійснення інтенсивного ЗГП [11]. Встановлено, що в тих локальних мікроб'ємах робочої частини, в яких у ході НПД утворились клиновидні тріщини та зернограничні пори, ЗГП проходить більш інтенсивно. Про це, зокрема, свідчить наявність у зерен, які межують із порами (рис. 3в, г), і проковзують одне по відношенню до одного по спільних границях добре розвинутої приграничної борознистості та великі значення зміщень реперних рисок x , що утворилися на границях проковзнуваних зерен в результаті ЗГП.

Як було встановлено в працях [14–16], середньостатистичне значення внеску ЗГП у загальну деформацію зразків сплаву Al-4 мас.% Ge, що були надпластично продеформовані в оптимальних умовах, становить приблизно 53%.

Встановлено, що надпластичний плин зразків сплаву Supral на мезоскопічному рівні був локально неоднорідним. Про це свідчать результати топографічних досліджень, спрямованих на вивчення особливостей деформаційного рельєфу зразків цього сплаву, які відрізняються за ступенем НПД.

На рис. 1 та на рис. 5 показані характерні види деформаційного рельєфу зразків ультрадрібнозернистого сплаву Supral, продеформованих в оптимальних умовах СНП до ступеня деформації $\varepsilon = 15\%$.

У результаті вивчення деформаційного рельєфу зразків сплаву Supral, продеформованих в оптимальних умовах СНП на початковому етапі їх НПД, були виявлені такі найбільш характерні деталі мікроструктури: сліди міжзеренних границь, які утворились на попередньо відполірованій поверхні робочої частини зразків після їх додаткової деформації (рис. 1, рис. 5а, б, в, г, д, е); розриви і зміщення реперних рисок на границях зерен (рис. 1, рис. 5а, б, в, г); складки та міграційні сліди границь зерен (рис. 5а, б, д, е); клиноподібні тріщини і зернограничні пори, що утворились в результаті ЗГП у потрійних стиках зерен (рис. 3в, е).

У результаті вивчення деформаційного рельєфу робочої частини зразків, які були продеформовані на значну ступінь деформації ($\varepsilon_{\text{заг}} = (480+15)\%$), було встановлено, що на цьому етапі НПД надпластичний плин зразків сплаву Supral здійснюється переважно за рахунок розвитку ЗГП.

Виявлено, що зміщення зерен завдяки їх проковзуванню по границям зерен суттєво більші в тих зерен, які межують із зернограничними порами (рис. 6а, б в), ніж у тих зерен, переміщення яких були заблоковані потрійними стиками зерен чи границями зерен, перпендикулярними до напрямку розтягування зразків. Установлено, що інтенсивно проковзують і ті зерна, границі яких орієнтовані під кутом приблизно

45° до осі розтягування зразків (див. рис. бг) або ж паралельні до неї.

Середньостатистичне значення внеску деформації зразків сплаву Supral за рахунок здійснення ЗГП у загальну деформацію в оптимальних умовах НПД становить приблизно 50 % [18, 19].

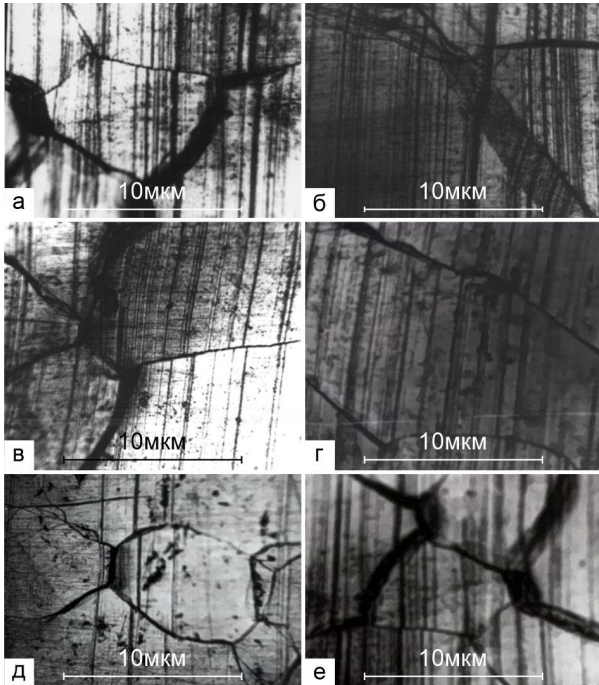


Рис. 5. Характерні види деформаційного рельєфу зразків ультрадрібнозернистого сплаву Supral, продеформованих в оптимальних умовах СНП до ступеня деформації $\epsilon = 15\%$. Світлова мікроскопія. Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 5. Characteristic types of deformation relief of samples of ultrafinegrained alloy Supral, deformed under the optimal conditions of SSP to the degree of deformation $\epsilon = 15\%$. Light microscopy. The strain direction of the samples is horizontal.

Слідів ковзання решіткових дислокацій на деформаційному рельєфі робочої частини зразків сплаву Supral не виявлено. Про те, що в зернах у ході НПД зразків цього сплаву розвивається внутрішньозеренне дислокаційне ковзання побічно свідчать дані, описані в праці [31], де було встановлено, що середній поздовжній розмір зерна в ході надпластичного плину зразків сплаву Supral збільшує свої розміри більше, ніж середній поперечний розмір зерна. Це може бути пов'язано з тим, що у зернах у ході НПД здійснюється внутрішньозеренне дислокаційне ковзання. Можна передбачити, що в ході надпластичного плину зразків сплаву Supral здійснювалася взаємодія решіткових

дислокацій та границь зерен, що характерно і для інших алюмінієвих сплавів [11]. Це приводить до інтенсивного розвитку ЗГП зерен, яке відбувається одночасно із розвитком акомодційних процесів на границях зерен та їх міграцією. Можна передбачити, що зернограничні пори (рис. ба, б, в, д, е), що утворюються та змінюють свої розміри внаслідок здійснення ЗГП у ході НПД зразків сплаву Supral, створюють сприятливі умови для входження зерен у ці пори під час їх інтенсивного проковзування.

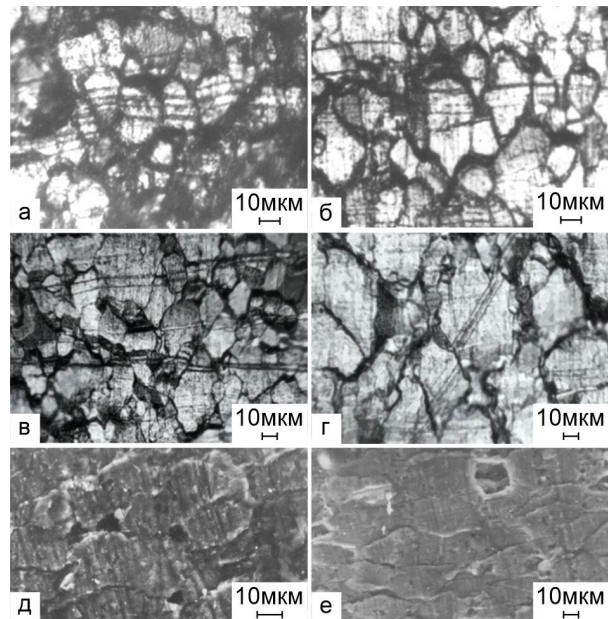


Рис. 6. Характерні види деформаційного рельєфу зразків ультрадрібнозернистого сплаву Supral, продеформованих в оптимальних умовах СНП на значну ступінь деформації ($\epsilon = (480+15)\%$). Світлова мікроскопія (а, б, в, г). Напрямок розтягування зразків вертикальний. Растрова електронна мікроскопія (д, е). Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 6. Characteristic types of deformation relief of samples of ultrafinegrained alloy Supral, deformed under the optimal conditions of SSP to the severe degree of deformation $\epsilon = (480+15)\%$. Light microscopy (a, b, c, d). The strain direction of samples is vertical. Scanning electron microscopy (d, e). The strain direction of the samples is horizontal.

Це, вірогідно, забезпечує здійснення надпластичного плину зразків на мезоскопічному рівні, що здійснюється шляхом перестановки зерен в об'ємі та їх виходу на поверхню робочої частини зразків у ході НПД. Акомодация ЗГП, яка здійснювалася у ході надпластичного плину, зразків сплавів Al-4мас.% Ge та Supral, що як і інші алюмінієві

сплави проявили ефект СНП у твердому стані, вірогідно відбувається завдяки ковзанню та переповзання решіткових дислокацій і активного розвитку дифузійних процесів у зернах та на їх границях за механізмами, які розглянуті в працях [2, 7, 8, 27, 28, 11]. Самоузгоджена одночасна дія всіх деформаційних і акомодатійних механізмів забезпечує однорідний стабільний надпластичний плин зразків сплаву Supral на макроскопічному рівні і досягнення ними великих значень відносного видовження до зруйнування.

На рис. 7 представлені характерні види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 01420Т, які на відміну від зразків сплавів Al-4 мас.% Ge та Supral, були продеформовані в оптимальних умовах НПД до руйнування у твердо-рідкому стані [29, 30, 32–36].

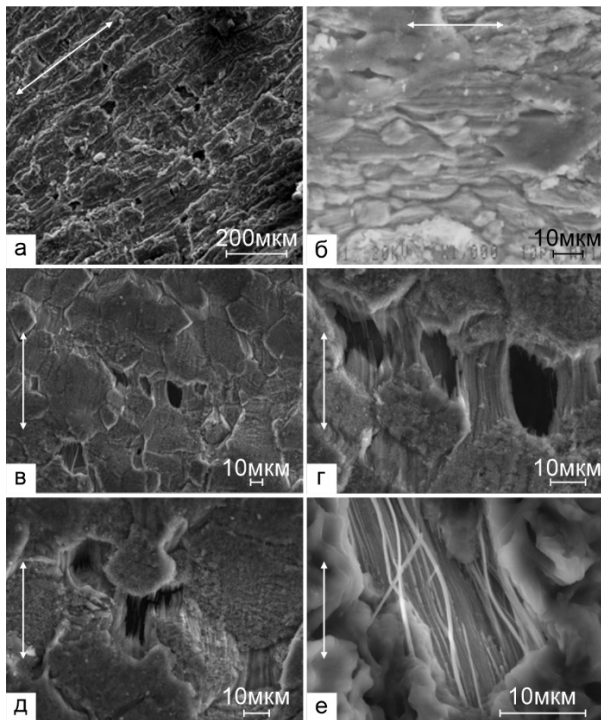


Рис. 7. Характерні види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 01420Т, продеформованих в оптимальних умовах НПД до зруйнування. Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками. Растрова електронна мікроскопія.

Fig. 7. Characteristic types of deformation relief formed on the surface of the working part of samples of alloy 01420Т, deformed under the optimal conditions of SPD to failure. Strain direction of samples is indicated by arrows. Raster electron microscopy.

Його вивчення дає підставу стверджувати що на поверхні робочої частини зразків сплаву 01420Т, а

саме у приповерхневих порах та тріщинах, а також на границях зерен є окремі ділянки мікроструктури, які були рідкими під час надпластичного плину, що здійснювався при високій гомологічній температурі. Вони утворилися в результаті часткового плавлення сплаву, а потім затверділи під час охолодження зразків після завершення їх деформування. Про це, зокрема, побічно свідчать такі факти. На деформаційному рельєфі зразків сплаву 01420Т виявлені витягнуті краплеподібні зерна, (рис. 7а, б, в, г), які іноді мають загострені кінці.

Окрайки деяких зерен закінчуються бахромою у вигляді невеликих тонких ниток (рис. 7 г, д). Спостережена форма зерен може бути пов'язана з тим, що зразки сплаву 01420Т при температурі випробування перебували в твердо-рідкому стані в результаті часткового плавлення сплаву. Через це деякі локальні ділянки границь та приграничні ділянки зерен вірогідно були розплавлені. Тому в ході надпластичного плину зерна могли інтенсивно проковзувати одне відносно одного, як по твердих ділянках границь зерен, так і по тих ділянках границь зерен, на яких утворилися осередки метастабільної рідкої фази. У приграничних ділянках деяких зерен, які в ході проковзування перебували у рідко-твердому стані, під дією зовнішнього напруження, прикладеного до зразка, а також внутрішніх локальних напружень, що виникають при ЗГП, вірогідно відбувався в'язкий плин в'язкого рідко-твердого матеріалу [29–34]. Напевно саме внаслідок здійснення цього механізму деформування та інтенсивного окислення багато зерен в надпластично продеформованих зразках сплаву 01420Т мають специфічну краплеподібну форму. Деякі зерна отрочені бахромою.

Ще одним побічним свідченням того, що в ході НПД зразки сплаву 01420Т перебували у твердо-рідкому стані, є виявлення в робочих частинах зразків характерних волокнистих структур (рис. 7в, г, д, е), розташованих у порах та в тріщинах, які утворилися у ході надпластичного плину. Ці волокнисті структури своїми кінцями з'єднані з окрайками тих зерен, між якими внаслідок роз'єднання зерен у ході ЗГП утворилися зернограничні пори та тріщини.

Морфологія волокнистих структур за своїм виглядом схожа на «затверділі» цівки в'язкої рідини. Волокна, що були виявлені у робочій частині надпластично продеформованих зразків сплаву 01420Т, за своїм виглядом схожі на ті волокнисті структури, які спостерігали автори праць [3, 9, 10–12, 14, 15] при дослідженні надпластичного плину різних алюмінієвих сплавів та композитних матеріалів на основі алюмінію, що проявили високотемпературну СНП.

У результаті проведення досліджень характерних

видів деформаційного рельєфу на поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, доведених до зруйнування, були виявлені зерна, які покриті оксидними плівками, що мають бахрому а також волокнисті структури (рис. 8а, б, в, г), які локалізовані у порах і в мікротріщинах. Кінці волокон (рис. 8а, б, в, г) з'єднані із внутрішніми поверхнями зернограничних пор, які утворились у ході ЗГП при відділенні зерен одне від одного по границях, приблизно перпендикулярних напрямку розтягування зразка.

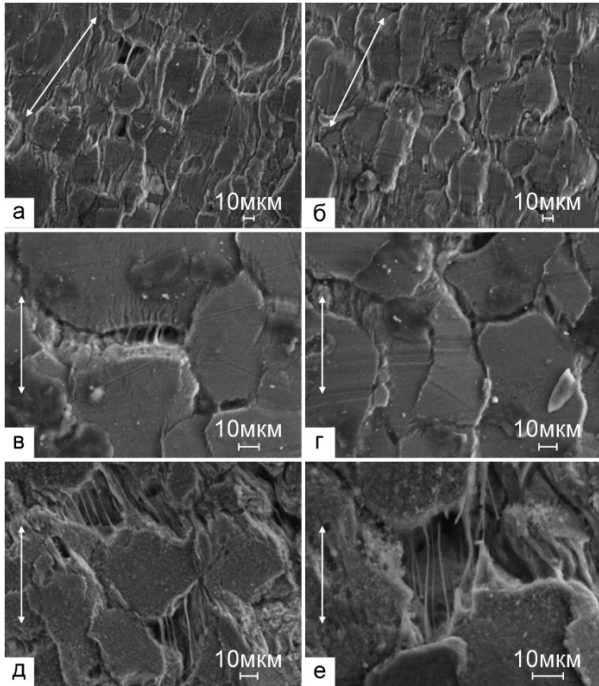


Рис. 8. Характерні види деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, продеформованих в оптимальних умовах НПД до зруйнування. Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками. Растрова електронна мікроскопія.

Fig. 8. Characteristic types of deformation relief formed on the surface of the working part of samples of alloy 1933, deformed under the optimal conditions of SPD to failure. Strain direction of samples is indicated by arrows. Raster electron microscopy.

Наявність у зразках сплаву 1933 оплавлених зерен, окрайки яких оторочені бахромою та волокнистих структур побічно свідчить про те, що зразки цього сплаву, як і зразки сплаву 01420Т, у ході НПД перебували у твердо-рідкому стані через їх часткове плавлення. Взаємне проковзування зерен по суміжних границях, які мали осередки в'язкої рідкої фази, приводило до їх значних зміщень та до утворення

і розвитку волокнистих структур (рис. 8, в, г, д, е).

Внаслідок вивчення деталей деформаційного рельєфу зразків сплаву 1933, надпластично продеформованих на $\epsilon_{\text{зар}} = (100+15) \%$, характерні види якого представлені на рис. 9, було встановлено, що у ході НПД у робочих частинах цього сплаву інтенсивно розвивалося ЗГП, яке здійснювалось по границях як крупних (рис. 9а) так і дрібних зерен (рис. 9б, в, г, д, е) [36, 37]. Про це переконливо свідчить наявність зміщень і розривів маркерних рисок, виявлених на границях зерен, що проковзували

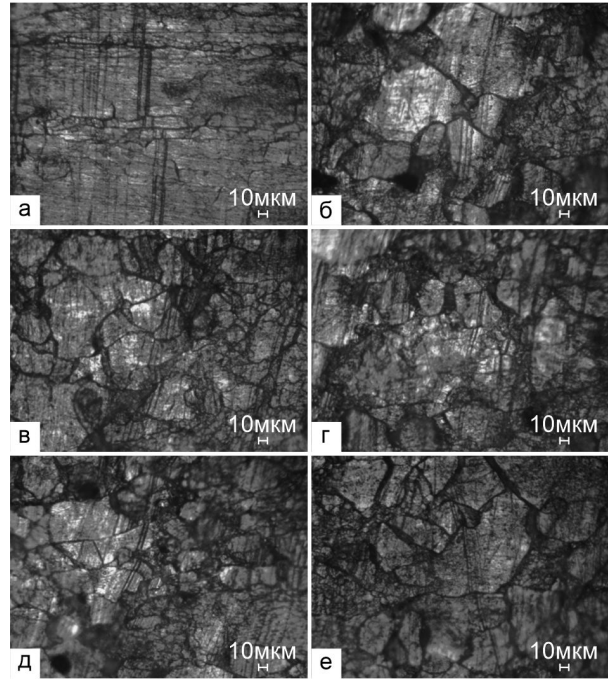


Рис. 9. Характерні види деформаційного рельєфу зразків сплаву 1933, продеформованих в оптимальних умовах СНП на ступінь деформації $\epsilon_{\text{зар}} = (100+15) \%$. Світлова мікроскопія. Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 9. Characteristic types of deformation relief of samples of alloy 1933, deformed under the optimal conditions of SNP to the degree of deformation $\epsilon_{\text{com}} = (100+15) \%$. Light microscopy. The strain direction of the samples is horizontal.

одне відносно одного у ході надпластичного плину.

Слід зазначити, що виявлене в результаті проведення структурних досліджень експериментальне підтвердження того, що проковзування крупних зерен у ході НПД зразків сплаву 1933 здійснюється по малокутових міжкристалітних границях [36, 37, 42], паралельних напрямку розтягування зразка, дає підставу доповнити існуючі теоретичні уявлення про розвиток ЗГП у ході НПД, які ґрунтуються на визначальній ролі у цьому

процесі лише нерівноважних багатокутових границь зерен [11].

Про інтенсивні повороти зерен, які здійснювалися в ході ЗГП під час надпластичного плину зразків сплаву 1933, свідчить той факт, що деякі суцільні реперні риси, які були нанесені на попередньо відполіровану поверхню робочої частини зразка до його деформування, після НПД суттєво змінюють свою первинну орієнтацію (рис. 9в, д). У надпластично продеформованих зразках ці реперні риси іноді складаються з окремих відрізків, які при переході через границі сусідніх зерен змінюють кут нахилу до напрямку осі розтягування зразка. Відомо що причиною поворотів, які здійснюють зерна у ході НПД, є неоднакова здатність різних ділянок їхніх границь зерен до здійснення проковзування [1, 11]. Як відомо повороти зерен, які у ході НПД здійснюється одночасно із їх проковзуванням, відіграють важливу акомодативну роль у забезпеченні макроскопічної суцільності зразка у ході надпластичного плину [1–7, 11].

Встановлено, що внесок ЗГП у локальну деформацію надпластично продеформованих зразків сплаву 1933 для різних ділянок їх робочої частини істотно відрізняється. Його значення лежать у інтервалі від $\approx 50\%$ до $\approx 80\%$. Це вірогідно пов'язано з тим, що у різних ділянках робочої частини ЗГП здійснює різна кількість крупних та дрібних зерен.

Слід зазначити, що оскільки НПД у робочій частині зразків 01420Т та 1933 відбувається за наявності на міжзеренних та міжфазних границь певної кількості в'язкої рідини, то можна стверджувати що ЗГП здійснюється на твердих і на рідких ділянках міжзеренних і міжфазних границь. Воно відбувається одночасно із розвитком решіткової та зернограничної дифузії у твердій фазі, дифузії у рідкій фазі, а також за дифузійної взаємодії рідкої та твердої фаз. Це значно ускладнює аналіз фізичної суті процесів, які забезпечують розвиток деформаційних та акомодативних механізмів, що визначають механічну поведінку алюмінієвих сплавів 01420Т та 1933, які проявляють ефект високотемпературної СНП.

ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що на макроскопічному рівні надпластичний плін робочої частини зразка крупнозернистого сплаву Al-4 мас.% Ge здійснювався доволі однорідно, а його руйнування відбулося після локалізації деформації у певному об'ємі робочої частини зразка, що привело до виникнення неясково вираженої макроскопічної шийки. Надпластична деформація зразків ультрадрібнозернистих сплавів Supral і 01420Т та зразка дрібнозернистого сплаву 1933 на макроскопічному рівні була однорідною і

здійснювалась із високою стійкістю. Зразки цих сплавів руйнувалися квазікріхко без утворення шийки.

2. Вивчення деформаційного рельєфу зразків всіх досліджуваних сплавів дає підставу стверджувати що їх надпластична деформація здійснювалась за рахунок кооперованого розвитку деформаційних та акомодативних механізмів, а саме зернограничного проковзування зерен, внутрішньозеренного дислокаційного ковзання та дифузійної повзучості.

3. Встановлено, що у ході надпластичної деформації зразків сплавів Al-4 мас.% Ge та 1933 інтенсивно здійснюється збірна динамічна рекристалізація. Це приводить до збільшення розмірів вихідних зерен. У зразках усіх досліджуваних сплавів у ході надпластичного плину накопичується пористість.

4. У зразках сплавів 1420Т і 1933 у ході надпластичної деформації, проходять структурні зміни, які, вірогідно, пов'язані з частковим плавленням сплавів при температурі випробувань. В'язкий плін метастабільної рідко-твердої фази, локалізованої на границях зерен, приводить до зміни форми вихідних зерен та до утворення волокнистих структур у порах та в тріщинах.

5. Проаналізовано внесок зернограничного проковзування в загальну деформацію зразків, а також вірогідний вплив осередків рідкої фази на механізм надпластичної деформації зразків, які проявляють ефект структурної надпластичності у твердо-рідкому стані.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. J.W. Edington, K.N. Melton, C.P. Cutler. Superplasticity. Prog. In Mat. Sci, 21, 2, 61 (1976). [https://doi.org/10.1016/00796425\(76\)90005-0](https://doi.org/10.1016/00796425(76)90005-0)
2. Superplastic Forming of Structural Alloys. Ed. by N. Paton, K. Hamilton: Transl. from English, Metallurgy, M. (1985), 218 p.
3. M. Suery, A.K. Mukherjee. Creep Behav. Cryst. Solids, Swansea, 3, 137 (1985).
4. O.D. Sherby, J. Wodsworth. Progress in Materials Science, 33, 169 (1989).
5. T.G. Langdon. Mater. Sci. Eng., A137, 1 (1991). [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90312-B](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90312-B)
6. A.H. Chokshi, A.K. Mukherjee, T.G. Langdon. Mater. Sci. Eng., R.10, 6, 237 (1993). [https://doi.org/10.1016/0927-796X\(93\)90009-R](https://doi.org/10.1016/0927-796X(93)90009-R)
7. T.G. Langdon. Key Eng. Mater., 97–98, 109 (1994). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.97-98.109>
8. M.F. Ashby, R.A. Verral. Acta Met. 21, 2, 149 (1973) [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90057-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90057-6)
9. R.C. Gifkins. Metall. Trans., 7A, 8, 1225 (1976).

<https://doi.org/10.1007/BF02656607>

10. R.C. Gifkins. *J. Mater. Sci.*, 13, 9, 1926 (1978).
<https://doi.org/10.1007/BF00552899>
11. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов. *Металлургия*, М. (1978), 730 с.
12. Р.И. Кузнецова. *ФММ*, 45, 3, 641 (1978).
13. Р.И. Кузнецова, Н.Н. Жуков. *ФММ*, 44, 6, 1277 (1977).
14. Р.И. Кузнецова, Н.Н. Жуков. *ФММ*, 47, 1281 (1979).
15. Н.Н. Жуков, Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда. *ФММ*, 48, 6, 1282 (1979).
16. Р.И. Кузнецова, Н.Н. Жуков, В.П. Пойда. *Металлофизика*, 3, 5, 46 (1983).
17. Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда. *УФЖ*, 30, 3, 388 (1985).
18. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. *Металлофизика*, 12, 1, 44 (1990).
19. Р.И. Кузнецова, В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова. *Металлофизика и новейшие технологии*, 17, 8, 64 (1995).
20. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.В. Брюховецкий, Н.К. Ценев, Т.Ф. Сухова. *Металлофизика и новейшие технологии*, 23, 8, 1003 (2001).
21. K. Higashi. *Mater. Sci. Technol.*, 16, 11-12, 1320 (2000).
22. K. Higashi, M. Mabuchi, T.G. Langdon. *Is. Inter.*, 36, 12, 1423 (1999).
23. C.L. Chen, M.J. Tan. *Materials Science and Engineering*, A298, 235 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0928-4931\(00\)00193-4](https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4)
24. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. *Interface Sci.*, 4, 3 - 4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
25. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. *Materials Science Forum*, 551 - 552, 645 (2007).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.645W>
26. D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. *Acta Mater.*, 44, №2, 697 (1996). [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00176-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X)
27. 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>
28. Chuan Ting Wang, Zheng Li, Jing Tao Wang, Terence G. Langdon. *Superplasticity in Advanced Materials - ICSAM 2023 Materials Research Forum LLC Materials Research Proceedings*, 32, 3 (2023). <https://doi.org/10.21741/9781644902615-1>
29. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков. *Металлофиз. новейшие технологии*, 24, 10, 1397 (2002).
30. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов, Т.Б. Любичкая. *Физика металлов и металловедение*, 99, 2, 105 (2005).
31. 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>
32. 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»*, 105 (92), 139 (2014).
33. D.E. Milaya, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda. *Вісник ХНУ, серія «Фізика»*, 29, 29 (2016).
34. Д.С. Мила, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда. *Металлофизика та новітні технології*, 42, 4, 511 (2020).
[https://doi.org/10.15407/m\(nt.42.04.0511](https://doi.org/10.15407/m(nt.42.04.0511)
35. В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.С. Мила. *Вісник ХНУ імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика»*, 37, 30 (2022).
<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03>
36. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова, А.П. Самсоник, В.В. Литвиненко, Е.Л. Спиридонов. *Вісник ХНУ, серія «Фізика»*, 16, 1019, 63 (2012).
37. A.V. Poyda, A.V. Zavooveev, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, D.E. Milaya, R.V. Sukhov. *Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна, серія «Фізика»*, 1158, 22, 23 (2015).
38. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. Научная думка, Киев* (1992), 192 с.
39. В.Н. Щерба. *Прессование алюминиевых сплавов, Интернет Инжиниринг, М.* (2001), 768 с.
40. М. Беккерт, Х. Клемм. *Способы металлографического травления: Справ. изд. / Пер. с нем. Metallургия. М.* (1988), 400 с.
41. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография, Metallургия, М.* (1976), 272 с.
42. А.В. Пойда, А.В. Завдоев, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Е. Милая. *Доповіді НАН України*, 2, 54. (2016).

REFERENCES

1. J.W. Edington, K.N. Melton, C.P. Cutler. *Superplasticity. Prog. In Mat. Sci.*, 21, 2, 61 (1976). [https://doi.org/10.1016/0079-6425\(76\)90005-0](https://doi.org/10.1016/0079-6425(76)90005-0)
2. *Superplastic Forming of Structural Alloys*, Ed. by N. Paton, K. Hamilton: Transl. from English, Metallurgy, M. (1985), 218 p.
3. M. Suery, A.K. Mukherjee. *Creep Behav. Cryst. Solids*, Swansea, 3, 137 (1985).
4. O.D. Sherby, J. Wodsworth. *Progress in Materials Science*, 33, 169 (1989).
5. T.G. Langdon, *Mater. Sci. Eng.*, A137, 1 (1991).
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90312-B](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90312-B)
6. A.H. Chokshi, A.K. Mukherjee, T.G. Langdon. *Mater. Sci. Eng.*, R.10, 6, 237 (1993). [https://doi.org/10.1016/0927-796X\(93\)90009-R](https://doi.org/10.1016/0927-796X(93)90009-R)
7. T.G. Langdon. *Key Eng. Mater.*, 97-98, 109 (1994).
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.97-98.109>
8. M.F. Ashby, R.A. Verral. *Acta Met.* 21, 2, 149 (1973).
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(73\)90057-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(73)90057-6)
9. R.C. Gifkins. *Metall. Trans.*, 7A, 8, 1225 (1976).
<https://doi.org/10.1007/BF02656607>
10. R.C. Gifkins. *J. Mater. Sci.*, 13, 9, 1926 (1978).
<https://doi.org/10.1007/BF00552899>
11. О.А. Kaibyshev. *Superplasticity of industrial alloys, Metallurgy, M.* (1978), 730 p. (In Russian).
12. R.I. Kuznetsova. *FMM*, 45, 3, 641 (1978). (In Russian).
13. R.I. Kuznetsova, N.N. Zhukov. *FMM*, 44, 6, 1277 (1977). (In Russian).
14. R.I. Kuznetsova, N.N. Zhukov. *FMM*, 47, 16, 1281 (1979). (In Russian).
15. N.N. Zhukov, R.I. Kuznetsova, V.P. Poyda. *FMM*, 48, 6, 1282 (1979). (In Russian).

16. R.I. Kuznetsova, N.N. Zhukov, V.P. Poyda. *Metallofizika*, 3, 5, 46 (1983). (In Russian).
17. R.I. Kuznetsova, V.P. Poyda. *Ukrainian Physical Journal*, 30, 3, 388 (1985). (In Russian).
18. V.P. Poyda, R.I. Kuznetsova, T.F. Sukhova, N.K. Tsenev, A.I. Pis'mennaya. *Metallofizika*, 12, 1, 44 (1990). (In Russian).
19. R.I. Kuznetsova, V.V. Bryukhovetskiy, V.P. Poyda, T.F. Sukhova. *Metallofizika i noveyshiye tekhnologii*, 7, 8, 64 (1995). (In Russian).
20. V.P. Poyda, R.I. Kuznetsova, V.V. Bryukhovetskiy, N.K. Tsenev, T.F. Sukhova. *Metallofizika I noveyshiye tekhnologii*, 23, 8, 1003 (2001). (In Russian).
21. K. Higashi. *Mater. Sci. Technol.*, 16, 11 - 12, 1320 (2000).
22. K. Higashi, M. Mabuchi, T.G. Langdon. *Is. Inter.*, 36, 12, 1423 (1999).
23. C.L. Chen, M.J. Tan, *Materials Science and Engineering*, A298, 235 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0928-4931\(00\)00193-4](https://doi.org/10.1016/S0928-4931(00)00193-4)
24. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. *Interface Sci.*, 4, 3 - 4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
25. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. *Materials Science Forum.*, 551 - 552, 645 (2007). [https://doi.org/10.4028/www.scienti\(c.net/MSF.551-552.645W](https://doi.org/10.4028/www.scienti(c.net/MSF.551-552.645W)
26. D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. *Acta Mater.*, 44, 2, 697 (1996). [https://doi.org/10.1016/1359-6454\(95\)00176-X](https://doi.org/10.1016/1359-6454(95)00176-X)
27. 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>
28. Chuan Ting Wang, Zheng Li, Jing Tao Wang, Terence G. Langdon. *Superplasticity in Advanced Materials - ICSAM 2023 Materials Research Forum LLC Materials Research Proceedings*, 32, 3 (2023). <https://doi.org/10.21741/9781644902615-1>
29. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.I. Kuznetsova, V.F. Klepikov. *Metallofiz. Noveyshiye tekhnologii*, 24, 10, 1397 (2002). (In Russian).
30. A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, V.F. Klepikov, D.L. Voronov, T.B. Lyubitskaya. *Physics of metals and metallography*, 99, 2, 105 (2005). (In Russian).
31. V.P. Poyda, A.V. Poyda. *The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series "Physics"*, 36, 14 (2022). <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-36-02> (in Ukrainian).
32. V.P. Poyda, D.Ye. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.V. Sukhov. *Problems of atomic science and engineering. Series "Physics of Radiation Damage and Radiation Materials Science"*, 105, 4 (92), 139 (2014). (In Russian).
33. D.E. Milaya, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda. *The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series "Physics"*, 29, 29 (2016).
34. D.Ye. Myla, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda. *Metallofizyka ta novitni tekhnolohiyi*. 42, 4, 511 (2020). [https://doi.org/10.15407/m\(nt.42.04.0511](https://doi.org/10.15407/m(nt.42.04.0511) (in Ukrainian).
35. V.P. Poyda, A.V. Poyda, D.Ye. Myla. *The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series "Physics"*, 37, 30 (2022) <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2022-37-03> (in Ukrainian).
36. D.E. Pedun, V.P. Poyda, T.F. Sukhova, A.P. Samsonyk, V.V. Lytvynenko, E.L. Spyrudonov. *The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series "Physics"*, 16, 1019, 63 (2012). (In Russian).
37. A.V. Poyda, A.V. Zavadoveev, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, D.E. Milaya, R.V. Sukhov. *The Journal of V.N. Karazin Kharkiv National University, Series "Physics"*, 1158, 22, 23 (2015).
38. I.N. Fridlyander, K.V. Chuistov, A.L. Berezina, N.I. Kolobnev. *Aluminum-lithium alloys. Structure and properties*. Naukova dumka, Kiyev (1992), 192 p. (In Russian).
39. V.N. Shcherba. *Pressing of aluminum alloys*, *Intermet Engineering*, M. (2001), 768 p. (In Russian).

MECHANICAL BEHAVIOR AND MECHANISMS OF SUPERPLASTIC DEFORMATION OF ALUMINUM ALLOYS EXHIBITING THE EFFECT OF STRUCTURAL SUPERPLASTICITY IN SOLID AND IN SOLID-LIQUID STATES

V.P. Poyda¹, A.V. Poyda², D.Ye. Myla³

¹*V.N. Karazin Kharkiv National University, 4 Svobody Sq., 61022 Kharkiv, Ukraine*

²*National Science Center "Kharkov Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine, 1 Akademichna St., 61108 Kharkiv, Ukraine*

³*Institute of Electrophysics & Radiation Technologies NAS of Ukraine, 28Chernyshevska St., p/o box 8812, 61002 Kharkiv, Ukraine.*

E-mail: volodymyr.poyda@karazin.ua

Received on September 21, 2023. Reviewed on November 03, 2023.

Accepted for publication on November 05, 2023.

The article presents the results of research aimed at summarizing experimental data on the mechanical behavior, structural state and mechanisms of superplastic deformation of aluminum alloys Al-4 wt.% Ge, Supral, 1420T, 1933. The

study of characteristic types of microstructures of samples deformed under optimal conditions showed that the average grain size d_{av} in samples of Supral and 1420T alloys increases slightly. It is revealed that in the course of the superplastic deformation of Al-4 wt.% Ge and 1933 alloy samples, recrystallization takes place intensively, it leads to an increase in the initial grain sizes. Cavitation accumulates in the samples of all studied alloys during the superplastic flow. It is revealed that the superplastic flow of the working part of the samples of the studied alloys was uniform at the macroscopic level. The flow took place with high stability. Alloy samples failed quasi-brittlely without the formation of a neck. In the samples of alloys 1420T and 1933 during the superplastic deformation, structural changes occur, which are probably associated with the local melting of the alloys. The viscous flow of the metastable liquid-solid phase localized at the grain boundaries leads to the formation of fibrous structures in cavities and cracks. The study of the deformation relief of samples gives reason to claim that their superplastic deformation was performed due to the manifestation of cooperative development of deformation and accommodation mechanisms, namely grain boundary sliding, intragranular dislocation sliding and diffusion creep. The contribution of grain boundary sliding to the overall deformation of the samples was analyzed, as well as the likely influence of liquid phase fragments on the mechanism of superplastic deformation of samples that exhibit the effect of structural superplasticity in the solid-liquid state.

Key words: *aluminum alloys, ultrafine-grained structure, superplastic deformation, deformation mechanisms, grain boundary sliding, fibrous structures.*