

Original article

In print article

<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2025-43-02>

UDC 539.374+669.715

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

НАДПЛАСТИЧНІСТЬ СЕРЕДНЬОМІЦНОГО ДЕФОРМІВНОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1201

В. П. Пойда¹ , А. В. Пойда² 

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

E-mail: volodymyr.poyda@karazin.ua

Надійшла до редакції 07 жовтня 2025 р. Переглянуто 15 листопада 2025 р.

Прийнято до друку 19 листопада 2025 р.

У статті представлені результати експериментального дослідження надпластичності середньоміцного деформівного алюмінієвого сплаву 1201 системи Al-Cu-Mn, який застосовується для виготовлення зварних ємностей, балонів та інших конструкцій, призначених для експлуатації при низькій (аж до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$), при кімнатній та при підвищеній температурах. Встановлені температурно-швидкісні умови, при яких зразки сплаву 1201, продеформовані в режимі повзучості при високих гомологічних температурах, проявляють ефект структурної надпластичності, а також досліджені структурні зміни, які відбуваються в робочих частинах зразків цього сплаву в ході надпластичної деформації. Проаналізовано вплив фазового складу на структурний стан зразків і на стабільність їх зернової структури при високих гомологічних температурах. Середній розмір зерна в зразках сплаву 1201, підготовлених до проведення механічних випробувань, дорівнює 20 мкм. Це свідчить про те, що в умовах промислового виробництва в усьому об'ємі деформованих напівфабрикатів сплаву 1201, з яких були виготовлені зразки для проведення механічних випробувань, майже повністю пройшла рекристалізація, метою якої було формування дрібнозернистої зернової структури. Під час деформування зразків при високих гомологічних температурах не відбувається зростання середнього розміру зерна. Встановлено, що в ході надпластичної деформації в зразках сплаву 1201 здійснюється інтенсивне зернограничне проковзування, а також зароджуються, ростуть і об'єднуються зернограничні пори. Їх зародження, вірогідно, пов'язане з релаксацією локальних напружень, які виникають у ході здійснення зернограничного проковзування у потрійних стиках зерен, а також біля скупчень інтерметалідних частинок, локалізованих на границях зерен. У ході надпластичної деформації зернограничні пори вірогідно створюють для зерен можливість здійснювати в робочій частині зразка інтенсивні переміщення шляхом зернограничного проковзування. Накопичення зернограничних пор у ході надпластичної деформації в робочій частині зразків та їх об'єднання в магістральні тріщини приводить до зруйнування зразків, яке здійснюється без утворення шийки.

Ключові слова: надпластична деформація, зернограничне проковзування, інтерметалідні частинки, пористість.

Як цитувати: В. П. Пойда, А. В. Пойда. Надпластичність середньоміцного деформівного алюмінієвого сплаву 1201. Вісник ХНУ імені В. Н. Каразіна. Серія «Фізика». Вип. 43, 2025, 22–27. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2025-43-02>

In cites: V. P. Poyda, A. V. Poyda. Superplasticity of medium-strength deformable aluminum alloy 1201. Journal of V. N. Karazin Kharkiv National University. Series Physics. Iss. 43, 2025, 22–27. <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2025-43-02> (in Ukrainian).

ВСТУП

Алюмінієвий сплав 1201 є сплавом системи Al-Cu-Mn. Він був спеціально розроблений для виготовлення різних металоконструкцій, придатних для застосування в аерокосмічній техніці [1–3]. Сплав 1201 призначений для роботи при низькій (аж до -269 °C), при кімнатній та при підвищеній температурах. Цей сплав є середньоміцним, деформівним, жароміцним та термічно зміцнюваним. Сплав 1201 добре зварюється [1–3]. Він застосовується для виготовлення зварних емностей, балонів та інших конструкцій.

Промислові напівфабрикати зі сплаву 1201 для виготовлення з них виробів простої форми традиційно обробляють різанням або тиском [1–3]. Для того, щоб виготовляти із цього сплаву вироби складної форми, необхідно застосовувати новітні безвідходні технології металообробки, що ґрунтуються на використанні ефекту структурної надпластичності (НП), і, перш за все, надпластичну формовку [4, 5].

Метою досліджень, результати яких викладені в цій статті, було встановлення температурно-швидкісних умов, при яких зразки сплаву 1201, продеформовані в режимі повзучості при високих гомологічних температурах, проявляють ефект структурної НП, а також вивчення структурних змін, які відбуваються в робочих частинах зразків цього сплаву в ході надпластичної деформації (НПД).

МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для механічних випробувань із розмірами робочої частини $4.5 \times 3.0 \times 10.0$ мм³ вирізали з промислового напівфабрикату сплаву 1201. Сплав 1201 має такий хімічний склад: основа Al, 6.2 мас.% Cu – 0.27 мас.% Mn – 0.2 мас.% Zr – 0.1 мас.% V – 0.05 мас.% Ti – 0.07 мас.% Fe – 0.05 мас.% Si – 0.05 мас.% Zn – 0.02 мас.% Mg [1–3].

Механічні випробування зразків сплаву 1201 розтягуванням були проведені на повітрі в режимі повзучості при постійному напруженні відповідно до методики, яка використовувалася раніше в [6–9]. Час підігрівання зразків до температури випробувань не перевищував 20–25 хвилин. Температура під час випробувань підтримувалась постійною з точністю ± 2 °C.

Після досягнення температури випробувань зразки сплаву 1201 відпалювали протягом 10 хвилин, а потім деформували при напруженнях σ , які лежали в інтервалі 3,0 – 8,0 МПа. Істинну швидкість НПД зразків $\dot{\epsilon}_{ict}$ визначали за кривими повзучості, розраховуючи її за методикою, описаною в статті [6].

Для проведення структурних досліджень поверхню робочої частини зразків сплаву 1201 шліфували та механічно полірували. Остаточне полірування поверхні зразків здійснювали із застосуванням

алмазної пасти зернистістю 1/0. Для виявлення границь зерен у зразках дослідженого сплаву використовували хімічний травник такого складу: 17 мл HNO₃, 5 мл HF, 78 мл H₂O. Структурні дослідження проведені із застосуванням світлового мікроскопа МІМ6, оснащеного цифровою фотокамерою Micro Scan. Середній розмір зерна \bar{d} в робочих частинах зразків сплаву 1201 визначали за мікрофотографіями мікроструктури. Розрахунки \bar{d} здійснювали із використанням методу січних [10].

Для одержання на поверхні робочої частини зразків сплаву 1201 деформаційного рельєфу, який утворювався в ході їх НПД, використовували таку методику. Зразки, які пройшли термообробку, деформували до різних ступенів відносної умовної деформації $\epsilon_{ум}$ в оптимальних умовах НПД, виймали з печі та гартували у воді для збереження структурного стану, що відповідає умовам випробування. Одну сторону поверхні робочої частини зразка шліфували і полірували із застосуванням алмазної пасти. Остаточне полірування здійснювали із застосуванням алмазної пасти зернистістю 1/0. Після цього на відполіровану поверхню робочої частини зразка, перпендикулярно напрямку його розтягування за допомогою алмазної пасти зернистістю 10/7 наносили маркерні риси. Після нанесення маркерних рисок цей зразок додатково деформували на (10–15)%, виймали з печі та загартовували. Для визначення ступеню відносної умовної деформації зразків $\epsilon_{ум}$ та їх відносного видовження до зруйнування δ використовували дані, одержані внаслідок проведення вимірювань зміни відстані між іншими маркерними рисками, що були нанесені тонким гострим вістрям на ту поверхню робочої частини зразків перед їх деформуванням, яка не підлягала шліфуванню та поліруванню в ході досліджень особливостей деформаційного рельєфу. Вимірювання проводили із застосуванням інструментального мікроскопа УІМ-21.

РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис. 1 наведений характерний вид зернової структури робочої частини зразка сплаву 1201, підготовленого до проведення механічних випробувань. Видно, що зерна в ній переважно рівноосні та дрібнозернисті. Встановлено, що в зернах та на їх границях присутні скупчення інтерметалідних частинок. Середній розмір зерна \bar{d} у зразках сплаву 1201, підготовлених до проведення механічних випробувань, дорівнює 20 мкм. Це свідчить про те, що в умовах промислового виробництва в усьому об'ємі деформованих напівфабрикатів сплаву 1201, з яких були виготовлені зразки для механічних випробувань,

майже повністю пройшла рекристалізація, метою якої було формування дрібнозернистої зернової структури.

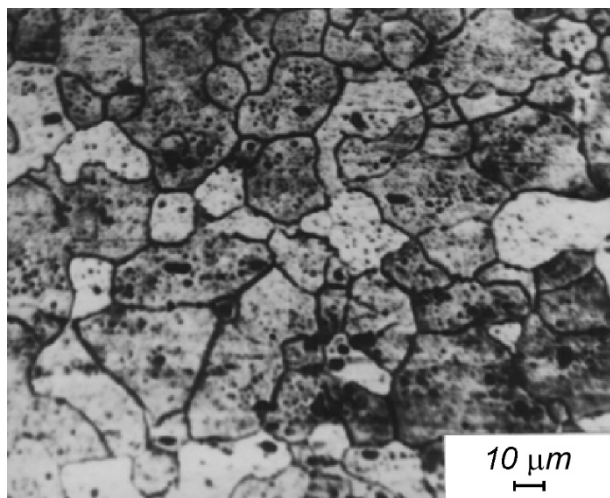


Рис. 1. Характерний вид зернової структури робочої частини зразка сплаву 1201, підготовленого до випробувань.

Fig. 1. Characteristic view of the grain structure of the working part of the 1201 alloy sample prepared for testing.

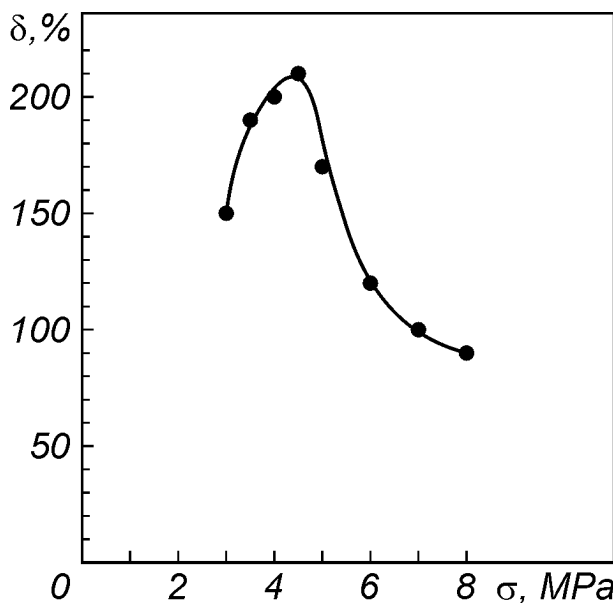


Рис. 2. Залежність відносного видовження до зруйнування δ від прикладеного напруження σ для зразків сплаву 1201, продеформованих при $T = 773\text{K}$.

Fig. 2. Dependence of the relative elongation to failure δ on the applied flow stress σ for samples of alloy 1201 deformed at $T = 773\text{K}$.

Механічні випробування були проведені на повітрі при температурі 773 К. Після досягнення температури

випробування зразки відпалювали протягом 10 хв., а потім в ізотермічних умовах деформували при напруженнях 3.0 – 8.0 МПа. Видно (рис. 2) що залежність відносного видовження до зруйнування δ як функція напруження течії σ має максимум при напруженні $\sigma = 4.5$ МПа. Розрахунки показали, що зразки в цих умовах надпластично деформувались зі швидкістю істинної деформації $\dot{\epsilon}_{i\text{cm}} = 2.1 \times 10^{-5} \text{c}^{-1}$. Відносне видовження до зруйнування δ зразків сплаву 1201, що були надпластично продеформовані в цих умовах, становить 210%.

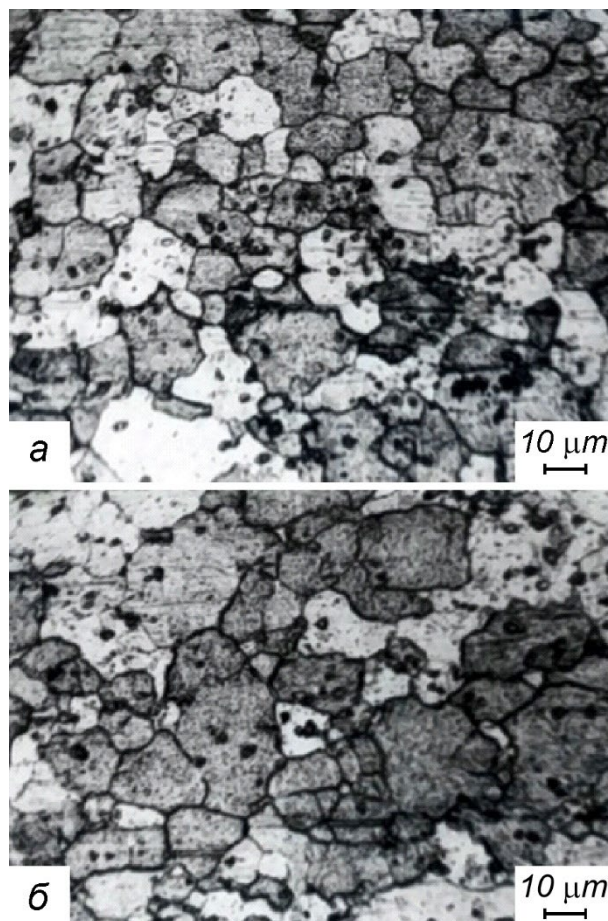


Рис. 3. Характерний вид зернової структури робочої частини зразків сплаву 1201, надпластично продеформованих при $T = 773\text{K}$ і $\sigma = 4,5$ МПа до ступеню відносної умовної деформації $\epsilon_{\text{ум}} = 50\%$ (а) та $\epsilon_{\text{ум}} = 100\%$ (б). Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 3. Characteristic view of the grain structure of the working part of samples of alloy 1201, superplastically deformed at $T = 773\text{K}$ and $\sigma = 4.5$ MPa to the degree of relative conditional deformation $\epsilon_{\text{cond}} = 50\%$ (a) and $\epsilon_{\text{cond}} = 100\%$ (b). The strain direction of the samples is horizontal.

На рис. 3 показані характерні види зернової структури робочої частини зразків сплаву 1201, які були надпластично продеформовані в оптимальних умовах НПД до різних ступенів умовної відносної деформації $\varepsilon_{ум}$.

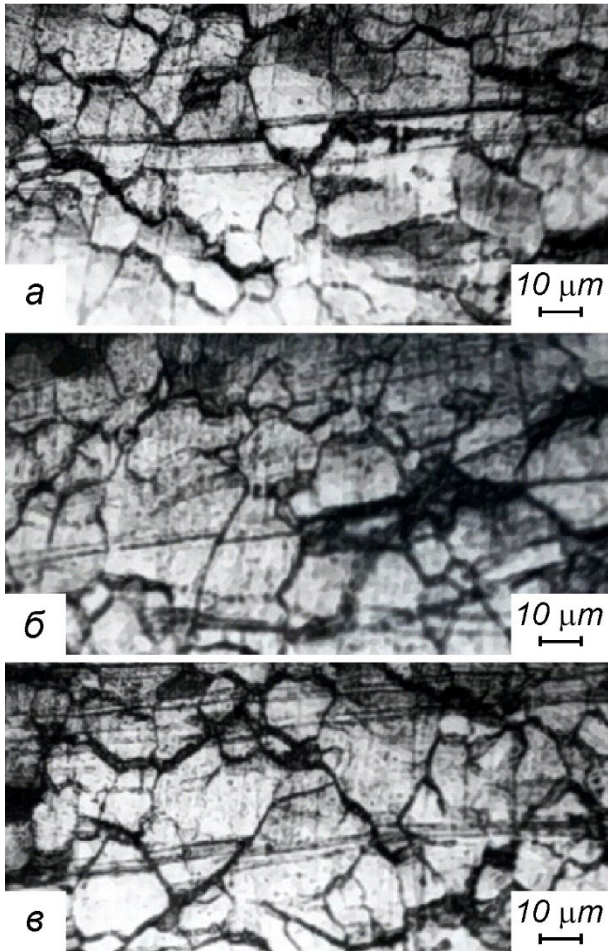


Рис. 4. Характерні види деформаційного рельєфу робочої частини зразків сплаву 1201, продеформованих до різних ступенів відносної умовної деформації $\varepsilon_{ум}$ в оптимальних умовах НПД. (а) $\varepsilon_{ум} = (50 + 15)\%$; (б) $\varepsilon_{ум} = (100 + 15)\%$; в $\varepsilon_{ум} = (100 + 15)\%$. Напрямок розтягування зразків вертикальний.

Fig. 4. Characteristic types of deformation relief of the working part of samples of alloy 1201 deformed to different degrees of relative conditional deformation ε_{cond} in optimal conditions of SPD. (a) $\varepsilon_{cond} = (50 + 15)\%$; (b) $\varepsilon_{cond} = (100 + 15)\%$; (c) $\varepsilon_{cond} = (100 + 15)\%$. The strain direction of the samples is vertical.

Металографічні дослідження показали, що в ході НПД зразків сплаву 1201 зерна в їх робочих частинах не огрублюються. Вони практично не змінюють свої

розміри та форму (рис. 3). Стабілізація зернової структури у цьому сплаві при високих гомологічних температурах вірогідно здійснюється завдяки присутності в матриці – твердому розчині на основі алюмінію α_{Al} , дрібнодисперсних частинок алюмініду цирконію $ZrAl_3$ та алюмініду титану $TiAl_3$ [1–3].

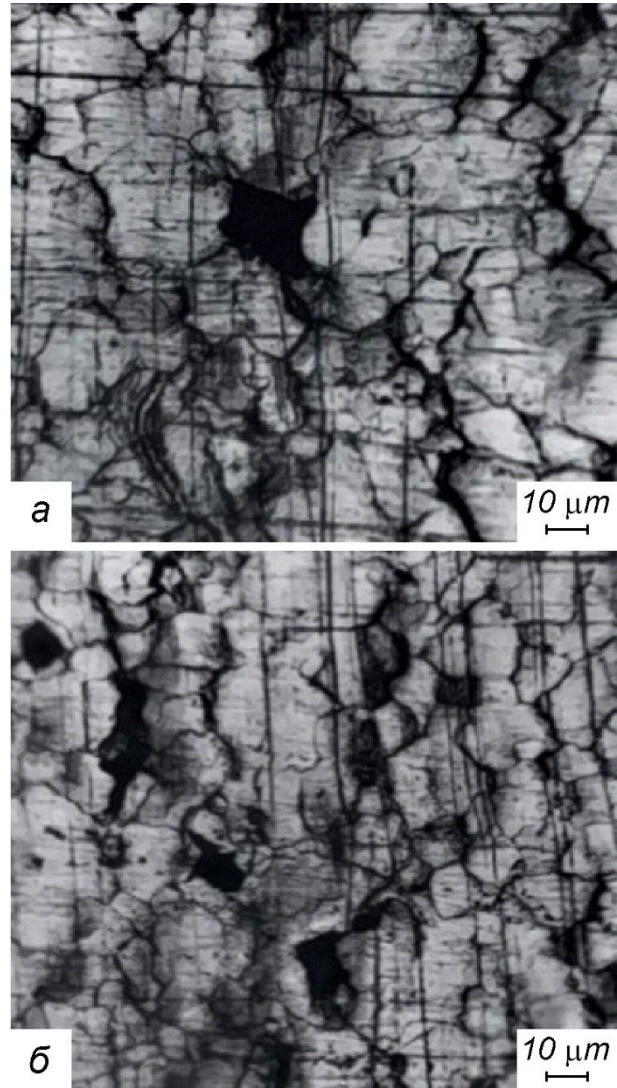


Рис. 5. Характерні види зернограничних пор і тріщин в робочій частині зразків сплаву 1201, надпластично продеформованих в оптимальних умовах до ступенів відносної умовної деформації $\varepsilon_{ум} = (100 + 12)\%$ (а) і $\varepsilon_{ум} = (150 + 15)\%$. Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

Fig. 5. Characteristic types of grain boundary cavities and cracks in the working part of samples of alloy 1201, superplastically deformed under the optimal conditions to the degrees of relative conditional deformation $\varepsilon_{cond} = (100 + 12)\%$ (a) and $\varepsilon_{cond} = (150 + 15)\%$. The strain direction of the samples is horizontal.

За літературними даними [1–3] у сплаві 1201 поряд

з основною зміцнюючою фазою CuAl_2 та частинками алюмініду цирконію ZrAl_3 і алюмініду титану TiAl_3 можуть бути присутні також і інші інтерметаліди. Ними є частинки таких інтерметалідних фаз: MnAl_6 , $(\text{CuFeMn})\text{Al}_6$, $(\text{FeMn})\text{Al}_6$, $(\text{CuFeMn})_3\text{SiAl}_{15}$ [1–3].

У ході НПД у зразках сплаву 1201 розвивається інтенсивне зернограничне проковзування (ЗГП). Про це свідчить виявлення характерного рельєфу сітки границь зерен на попередньо відполірованій гладенькій поверхні робочої частини зразків вже після малих ступенів їх додаткової деформації. На деформаційному мікрорельєфі робочої частини зразків сплаву 1201, надпластично продеформованих до різних ступенів умовної деформації $\varepsilon_{ум}$, характерні види якого показані на рис. 4, можна побачити значні зміщення та розриви маркерних рисок, що були попередньо нанесені за допомогою алмазної пасти. Вони утворились завдяки проковзуванню зерен, що здійснювалось на тих границях зерен, які розділяють ці зерна, а також внаслідок поворотів зерен у ході ЗГП. На деформаційному рельєфі надпластично продеформованих зразків сплаву 1201 слідів ковзання не виявлено. Встановлено, що в зразках сплаву 1201 у ході їх НПД зароджуються, ростуть і об'єднуються зернограничні пори та тріщини деформаційного походження (рис. 5).

Їх зародження, вірогідно, пов'язане з релаксацією локальних напружень, які виникають у ході здійснення ЗГП в потрібних стиках зерен, а також біля скупчень інтерметалідних частинок, локалізованих на границях зерен. У ході НПД відокремлені одна від одної зернограничні пори, максимальні середні розміри яких менші або дорівнюють середньому розміру зерен сплаву 1201, вірогідно, створюють для зерен сприятливі умови для здійснення інтенсивних переміщень шляхом ЗГП в робочій частині зразка, як це передбачено макроскопічними моделями НПД, запропонованими в працях [12, 13] та еклетичною моделлю НПД [4]. Однак їх накопичення в ході НПД в робочій частині зразків та об'єднання в магістральні тріщини приводить до зруйнування зразків, яке здійснюється без утворення шийки.

ВИСНОВКИ

1. Встановлені температурно-швидкісні умови прояву ефекту структурної надпластичності зразками сплаву 1201 із середнім розміром зерна $\bar{d} = 20$ мкм, продеформованими в режимі повзучості. Показано, що цей сплав проявляє надпластичність при температурі 773 К і напруженні $\sigma = (3 \div 8)$ МПа. Оптимальні умови надпластичного деформування при температурі 773 К: напруження течії $\sigma = 4.5$ МПа, швидкість істинної деформації $\dot{\varepsilon}_{icm} = 2.1 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$.

2. Вивчені характеристики зернової структури

зразків сплаву 1201. Встановлено, що під час здійснення їх надпластичної деформації вона є дрібнозернистою та стабільною до огрублення.

3. Встановлено, що у ході надпластичної течії в робочій частині зразків сплаву 1201 здійснюється зернограничне проковзування, а також утворюються зернограничні пори і тріщини.

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори повідомляють про відсутність конфлікту інтересів.

CONFLICT OF INTEREST

The authors declare that they have no conflict of interests.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. С. Т. Алиева, М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд., Metallurgy, М. (1984), 528 с.
2. И. Н. Фридляндер. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы, Metallurgy, М. (1979), 208 с.
3. А. М. Захаров. Промышленные сплавы цветных металлов. Фазовый состав и структурные составляющие, Metallurgy, М. (1980), 256 с.
4. N. E. Paton, C. H. Hamilton (Eds.). Superplastic Forming of Structural Alloys, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA (1982), 218 p.
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Adv. Mater. Sci. Eng., V.2018, Article ID 7606140, 1 (2018).
<https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
6. В. П. Пойда, Р. И. Кузнецова, Т. Ф. Сухова, Н. К. Ценев, А. И. Письменная. Металлофизика, 12, 44 (1990).
7. D. E. Milaya, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetsky and A. V. Poyda. Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 42, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511>
8. В. П. Пойда, А. В. Пойда, Д. С. Мила. Вісник Харківського національного університету імені В. Н. Каразіна, серія «Фізика». 39, 47 (2023).
<https://doi.org/10.26565/2222-5617-2023-39-04>
9. A. V. Poyda, V. P. Poyda. Problems of Atomic Science and Technology, 1(149), 71 (2024).
<https://doi.org/10.46813/2024-149-071>
10. С. А. Салтыков. Стереометрическая металлография, Metallurgy, М. (1976), 272 с.
11. R. C. Gifkins. Metall. Trans. A, 7, 1225 (1976).
<https://doi.org/10.1007/BF02656607>
12. Р. И. Кузнецова. ФММ, 45, 641 (1978).

REFERENCES

1. S. T. Alieva, M. B. Altman, S. M. Ambartsumyan and others. Industrial aluminum alloys: Reference ed., Metallurgy, М. (1984), 528 p. (In Russian).
2. I. N. Fridlyander. Aluminum deformable constructional alloys, Metallurgy, М. (1979), 208 p. (In Russian).

3. A. M. Zakharov. Industrial non-ferrous metal alloys. Phase composition and structural components, Metallurgy, M. (1980), 256 p. (In Russian).
4. N. E. Paton, C. H. Hamilton (Eds.), Superplastic Forming of Structural Alloys, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, PA (1982), 218 p.
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Adv. Mater. Sci. Eng., V.2018, Article ID 7606140, 1 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
6. V. P. Poyda, R. I. Kuznetsova, T. F. Sukhova, N. K. Tsenev, A. I. Pismennaya. Metallofizika, 12, 44 (1990) (in Russian).
7. D. E. Milaya, V. P. Poyda, V. V. Bryukhovetsky and A. V. Poyda. Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 42, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511> (in Ukrainian).
8. V. P. Poyda, A. V. Poyda, D. E. Myla. The Journal of V. N. Karazin Kharkiv National University, Series Physics, 39, 47 (2023). <https://doi.org/10.26565/2222-5617-2023-39-04> (in Ukrainian).
9. A. V. Poyda, V. P. Poyda. Problems of Atomic Science and Technology, 1(149), 71 (2024). <https://doi.org/10.46813/2024-149-071>
10. S. A. Saltykov. Stereometric metallography, Metallurgy, M. (1976), 272 p. (In Russian).
11. R. C. Gifkins. Metall. Trans. A, 7, 1225 (1976). <https://doi.org/10.1007/BF02656607>
12. R. I. Kuznetsova. Phys. Met. Metallogr., 45, 641 (1978) (in Russian).

SUPERPLASTICITY OF MEDIUM STRENGTH DEFORMABLE ALUMINUM ALLOY 1201

V. P. Poyda¹, A. V. Poyda²

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

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

E-mail: volodymyr.poyda@karazin.ua

Received on October 07, 2025. Reviewed on November 15, 2025.

Accepted for publication on November 19, 2025.

The article presents the results of an experimental study of the superplasticity of medium-strength deformable aluminum alloy 1201 of the Al-Cu-Mn system, which is used for the manufacture of welded containers, cylinders and other constructions intended for operation at low (up to – 269 °C), room and elevated temperatures. The temperature-strain rate conditions under which samples of alloy 1201, deformed in the creep mode at high homologous temperatures, exhibit the effect of structural superplasticity have been determined, and the structural changes that occur in the working parts of samples of this alloy during superplastic deformation have been investigated. The influence of the phase composition on the structural state of the samples and on the stability of their grain structure at high homologous temperatures was analyzed. The average grain size in samples of alloy 1201 prepared for mechanical testing is 20 μm. This indicates that under industrial production conditions, the entire volume of deformed semi-finished products of alloy 1201, from which samples for mechanical testing were made, underwent almost complete recrystallization, the purpose of which was the formation of a fine-grained grain structure. During deformation of samples at high homologous temperatures, there is no increase in the average grain size. It has been established that during superplastic deformation in samples of alloy 1201, intensive grain boundary sliding occurs, and grain boundary cavities also nucleate, grow, and coalesce. Their origin is probably associated with the relaxation of local stresses that arise during grain boundary sliding at triple grain junctions, as well as near clusters of intermetallic particles localized at grain boundaries. During superplastic deformation, grain boundary cavities likely create the opportunity for grains to perform intensive movements in the working part of the sample by grain boundary sliding. The accumulation of grain boundary cavities during superplastic deformation in the working part of the samples and their merging into magistral cracks leads to the failure of the samples, which occurs without neck formation.

Keywords: superplastic deformation, grain boundary sliding, intermetallic particles, cavitation.