

Механізми утворення та розвитку пор у ході надпластичної деформації високоміцного алюмінієвого сплаву 1933 із бімодальною зерновою структурою

В.П. Пойда¹, Д.Є. Мила^{2,1}, А.В. Пойда², В.В. Брюховецький², С.І. Петрушенко¹,
С.В. Дукаров¹

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

*2 Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, вул. Чернишевського 28, 61002, Харків, Україна
vpoyda@ukr.net*

ORCID: 0000-0001-7970-7145, 0000-0002-0558-5939, 0000-0002-2255-8473, 0000-0002-7727-9527,
0000-0002-3527-3661

DOI: 10.26565/2222-5617-2020-32-02

Розглянуто механізми утворення та росту пор у ході високотемпературної надпластичної деформації високоміцного алюмінієвого сплаву 1933 із бімодальною зерновою структурою. Надпластичне деформування зразків було проведено при температурі $T = 520^\circ\text{C}$, напруженні плин $\sigma = 5,5$ МПа, швидкості істинної деформації $\dot{\epsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$. Зразки сплаву 1933, надпластично продеформовані у таких умовах до моменту зруйнування, накопичують деформацію, відносний ступінь якої складає 230%. Показано, що в надпластично продеформованих зразках сплаву 1933 зерногранична пористість зароджується внаслідок утворення клиновидних тріщин на багатокутових та на малокутових границях зерен, перпендикулярних напрямку розтягування зразків, а також завдяки виникненню тонких продовгуватих мікротріщин на малокутових границях зерен, паралельних напрямку розтягування. Встановлено, що пори утворюються і ростуть переважно внаслідок розвитку зернограничного проковзування. Воно відбувається як на багатокутових, так і на малокутових границях зерен, які є твердими, або ж містять осередки в'язкої рідкої фази, що утворилася завдяки часткового плавлення сплаву, нагрітого до високої гомологічної температури. В ході зміни форми та росту зернограничних пор на окрайках зерен та на границях тих зерен, які містять локальні осередки рідкої фази, що утворилася внаслідок часткового плавлення сплаву 1933 при нагріванні його зразків до температури випробувань, внаслідок в'язкого плин осередків в'язкої рідкої фази виникають і ростуть волокнисті структури. Встановлено, що за зовнішнім виглядом усі волокнисті структури, які утворилися в зразках сплаву 1933 у ході надпластичної деформації, умовно можна поділити на такі три типи: 1-й тип – тонкі циліндричні волокна; 2-й тип – конусоподібні волокна; 3-й тип – волокна, які мають стрічкоподібний вигляд. Показано, що локалізація пластичного плин у ультрадрібних та в крупних зернах, із яких складаються перетинки між несущільностями у найбільш послабленому внаслідок накопичення пористості мікрооб'ємі зразка, приводить до їх зруйнування. Внаслідок цього відбувається об'єднання зернограничних пор та тонких продовгуватих мікротріщин у магістральну тріщину, розвиток якої в робочій частині зразка сплаву 1933 у напрямку, перпендикулярному до напрямку його розтягування, приводить до його зруйнування.

Ключові слова: надпластична деформація, сплав 1933, зернова структура

Mechanisms of cavity formation and development during superplastic deformation of high-strength aluminum alloy 1933 with bimodal grain structure

V.P. Poyda, D.Ye. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, S.I. Petrusenko,
S.V. Dukarov

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

*2 Institute of Electrophysics & Radiation Technologies, National Academy of Sciences of Ukraine, 28 Chernyshevsky st., 61002
Kharkiv, Ukraine*

The mechanisms of cavity formation and growth during high-temperature superplastic deformation of high-strength aluminum alloy 1933 with bimodal grain structure are considered. Superplastic deformation of the samples was performed at a temperature $T = 520^\circ\text{C}$, flow stress $\sigma = 5,5$ MPa, true strain rate $\dot{\epsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Samples of alloy 1933, superplastically deformed under such conditions, by the time of fracture, accumulate deformation, the relative degree of which is 230%. It is shown that, in superplastically deformed samples of alloy 1933, grain-boundary cavities originate due to the formation of wedge-shaped cracks at high-angle and low-angle grain boundaries perpendicular to the fracture direction of samples, as well as due to the appearance of thin elongated microcracks

© Пойда В.П., Мила Д.Є., Пойда А.В., Брюховецький В.В., Петрушенко С.І.,
Дукаров С.В., 2020

at low-angle grain boundaries parallel to tension direction. It is revealed that cavities form and grow mainly due to the development of grain boundary sliding. It takes place both at high-angle and low-angle grain boundaries, which are solid, or contain areas of viscous liquid phase, which was formed as a result of partial melting of an alloy heated to a high homologous temperature. During the shape changing and growth of grain-boundary cavities at the solid grain boundaries and at the boundaries of those grains that contain local foci of the liquid phase formed as a result of partial melting of the 1933 alloy upon heating of its samples to the test temperature, fibrous structures arise and grow due to the viscous flow of foci of the liquid phase. It has been revealed that all fibrous structures that were formed in samples of the 1933 alloy during superplastic deformation can be conditionally divided into three types: type 1 – thin cylindrical fibers; 2nd type – cone-shaped fibers; type 3 – fibers that have a ribbon-like view. It is shown that the localization of plastic flow in ultrafine and coarse grains, of which the bridges between discontinuities in the microvolume of the sample, from which is consist the most weakened due to the accumulation of cavities, lead to their failure. As a result, grain-boundary cavities and thin elongated microcracks combine into a main crack, the development of which in the working part of the 1933 alloy sample in the direction perpendicular to the tension direction leads to its destruction.

Keywords: superplastic deformation, alloy 1933, grain structure

Механизмы образования и развития пор в ходе сверхпластической деформации высокопрочного алюминиевого сплава 1933 с бимодальной зеренной структурой

В.П. Пойда, Д.Е. Милая, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, С.И. Петрушенко, С.В. Дукаров

1 Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина, м. Свободы 4, 61022, Харьков, Украина

2 Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины, ул. Чернишевского 28, 61002, Харьков, Украина

Рассмотрены механизмы образования и роста пор в ходе высокотемпературной сверхпластической деформации высокопрочного алюминиевого сплава 1933 с бимодальной зеренной структурой. Сверхпластичное деформирование образцов было проведено при температуре $T = 520^\circ\text{C}$, напряжении течения $\sigma = 5,5$ МПа, скорости истинной деформации $\dot{\epsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Образцы сплава 1933, сверхпластично продеформированные в таких условиях, к моменту разрушения, накапливают деформацию, относительная степень которой составляет 230%. Показано, что в сверхпластично продеформированных образцах сплава 1933 зернограничная пористость зарождается вследствие образования клиновидных трещин на большеугловых и на малоугловых границах зерен, перпендикулярных направлению разрушения образцов, а также вследствие возникновения тонких вытянутых микротрещин на малоугловых границах зерен, параллельных направлению растяжения. Установлено, что поры образуются и растут преимущественно вследствие развития зернограничного проскальзывания. Оно осуществляется как на большеугловых, так и на малоугловых границах зерен, которые являются твердыми, или же содержат очаги вязкой жидкой фазы, которая образовалась вследствие частичного плавления сплава, нагретого до высокой гомологической температуры. В ходе изменения формы и роста зернограничных пор на кромках зерен и на границах тех зерен, которые содержат локальные очаги жидкой фазы, образовавшейся вследствие частичного плавления сплава 1933 при нагревании его образцов до температуры испытаний, вследствие вязкого течения очагов жидкой фазы возникают и растут волокнистые структуры. Установлено, что по внешнему виду все волокнистые структуры, которые образовались в образцах сплава 1933 в ходе сверхпластической деформации, условно можно поделить на такие три типа: 1-й тип – тонкие цилиндрические волокна; 2-й тип – конусообразные волокна; 3-й тип – волокна, которые имеют лентообразный вид. Показано, что локализация пластического течения в ультрамелких и в крупных зернах, из которых состоят перемишки между несплошностями в наиболее ослабленном вследствие накопления пористости микрообъеме образца, приводит к их разрушению. Вследствие этого осуществляется объединение зернограничных пор и тонких продолговатых микротрещин в магистральную трещину, развитие которой в рабочей части образца сплава 1933 в направлении, перпендикулярном к направлению его растяжения, приводит к его разрушению.

Ключевые слова: сверхпластической деформация, сплав 1933, зерновая структура

Вступ

Високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu, які у порівнянні із звичайними конструкційними алюмінієвими сплавами мають підвищену міцність [1-3], широко використовуються у літакобудуванні та в інших галузях промислового виробництва. Так як ці сплави мають низьку технологічну пластичність, то для виготовлення з них деталей, які мають складну форму, виробники застосовують сучасні технології обробки матеріалів тиском, що ґрунтуються на використанні ефекту надпластичності (НП) [4].

Встановлено, що у ході надпластичної деформації (НПД) зразків високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu відбувається низка структурних змін [5-20]. В них, зокрема, утворюється та накопичується пористість. Механізми утворення пор та їх росту, особливості зруйнування зразків у ході НПД ще остаточно не встановлені, тому дослідження з даної тематики важливі як для встановлення взаємозв'язку між морфологічними характеристиками зернової та пористої структур багатоконпонентних алюмінієвих сплавів, так і для подальшого поглиблення знань про механізми НПД і процеси, які приводять до руйнування цих матеріалів в умовах

проявлення ними НП. Також потребує подальших досліджень процес утворення і розвитку в приповерхневих порах і тріщинах волокнистих структур. Цей процес має назву мікронадпластичності і є характерним для багатьох алюмінієвих сплавів, що проявляють надпластичність при високих гомологічних температурах [8-10,16-20]. Такі дослідження є важливими, оскільки поки що немає повного розуміння взаємозв'язку між процесом мікронадпластичності та механізмами утворення і розвитку пористості під час надпластичної деформації.

Метою досліджень, результати яких описані в цій статті, було вивчення морфологічних особливостей пористої структури, яка утворюється у ході високотемпературної НПД зразків високоміцного алюмінієвого сплаву 1933, а також встановлення деформаційних механізмів, розвиток яких приводить до накопичення пор, що мають різну морфологію.

Методика експерименту

Сплав 1933 має такий хімічний склад: 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% V; основа Al, % масові [2].

Механічні випробування зразків сплаву 1933 одночасним розтягуванням були виконані на повітрі. Розтягування зразків здійснене у режимі повзучості при сталому напруженні плину за методикою, що була описана в [18]. Надпластичне деформування зразків було проведене в умовах, які, як було встановлено в [21], є оптимальними для проявлення цим сплавом ефекту високотемпературної НП, а саме: при температурі $T = 520^{\circ}\text{C}$, напруженні плину $\sigma = 5,5 \text{ МПа}$, швидкості істинної деформації $\dot{\varepsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$. Зразки сплаву 1933, надпластично продеформовані у таких умовах до моменту зруйнування, накопичують деформацію, відносний ступінь якої складає 230%.

Мікроструктуру вихідних зразків, які були виготовлені з промислових напівфабрикатів сплаву 1933, а також зразків цього сплаву, що були надпластично продеформовані до певних ступенів деформації та до зруйнування, досліджували з використанням світлової мікроскопії (мікроскоп МИМ-6, оснащений цифровою камерою Pro-MicroScan) та растрової електронної мікроскопії (растрові електронні мікроскопи: JEOL JSM-840, Tescan VEGA 3 LMH). Морфологію зеренної та пористої структури, а також кінетику розвитку пор і волокнистих структур досліджували на різних етапах

НПД зразків із використанням методів кількісної металографії [22,23].

Поверхню робочої частини зразків шліфували, а потім механічно полірували з використанням алмазної пасти. Границі зерен, а також скупчення інтерметалідних фаз виявляли з використанням хімічного травлення. Для цього використовували універсальний травник такого складу: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O [24].

Середній розмір зерна $\langle d \rangle$ визначали методом випадкових січних [22,23] за даними, які були одержані шляхом опрацювання світлин мікроструктури сплаву.

Фазовий склад вихідних зразків сплаву 1933 досліджували за методом дифрактометричного аналізу. Його провели з використанням рентгенівського дифрактометра ДРОН-4. Дифрактограми були отримані з використанням фільтрованого $\text{CuK}\alpha$ - випромінювання при напрузі на рентгенівській трубці $U = 40 \text{ кВ}$ і силі струму $I = 10 \text{ мА}$. Їх аналіз був проведений з використанням даних щодо фазового складу сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu, які містяться в книгах [1-3,25-27] та статтях [4-14].

Хімічний склад локальних ділянок зерен і волокнистих структур був проведений з використанням растрового електронного мікроскопа Tescan VEGA 3 LMH, оснащеного приставкою для проведення енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу «Bruker XFlash 5010».

Деформаційний рельєф, який утворюється на поверхні робочої частини зразка у ході НПД за рахунок здійснення зернограничного проковзування (ЗГП), отримували завдяки використанню такої методики. На поверхню робочої частини зразків, яка була попередньо відполірована з використанням алмазної пасти зернистістю 1/0, перпендикулярно напрямку їх розтягування або під кутом 45° до нього з використанням алмазної пасти зернистістю 10/7 наносили маркерні риси. Після нанесення рисок зразки надпластично деформували до необхідного ступеня деформації або ж до зруйнування.

Відносний об'єм пористості у зразках сплаву 1933, надпластично продеформованих до зруйнування, розраховували за даними, одержаними у результаті проведення металографічного аналізу шляхом опрацювання світлин мікроструктури сплаву, використовуючи для цього варіант нерухомого шліфа [22,23]. Проведення вимірювань не менше ніж 100 лінійних відрізків на мікросвітлинах, отриманих від різних ділянок робочої частини зразка, дало

можливість визначити об'ємний склад пористості у зразках з абсолютною похибкою $\pm 2\%$.

Результати та їх обговорення

У результаті проведення металографічних досліджень встановлено, що вихідна зернова структура зразків сплаву 1933, виготовлених із промислового напівфабрикату, є бімодальною (рис.1) і має середній розмір зерна $\langle d \rangle = 15 \pm 1$ мкм. У ній є ультрадрібні зерна, середній розмір зерна яких $\langle d \rangle = 7 \pm 1$ мкм та крупні полігонізовані зерна із середнім розміром зерна $\langle d \rangle = 50 \pm 1$ мкм.

Раніше у працях [19,20] у результаті проведення EBSD аналізу було встановлено що у вихідних зразках сплаву 1933 границі ультрадрібних зерен є багатокутковими, а границі крупних зерен – малокутовими. Було визначено, що у вихідних зразках сплаву 1933, виготовлених із промислового напівфабрикату, питома доля малокутових границь зерен, які мають розорієнтацію, нижче 10° , складає 65,5%, а питома доля багатокуткових границь зерен, які мають розорієнтацію вище 10° , складає 35,5% [19,20]. Було також показано, що вихідна структура зразків сплаву 1933, підготовлених до проведення механічних випробувань, не повністю рекристалізована, оскільки в ній є розвинута субструктура, яка зосереджена в крупних полігонізованих зернах [20].

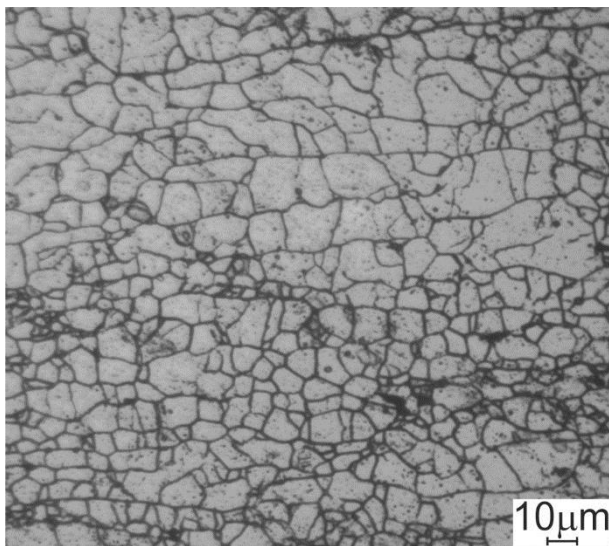


Рис. 1. Характерний вигляд вихідної мікроструктури зразків сплаву 1933.

У праці [19] у результаті проведення дослідження хімічного складу характерних ділянок поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, підготовлених до проведення механічних випробувань, виконаних з

використанням методу енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу, було встановлено, що атоми легуючих елементів (Mg, Zn) знаходяться переважно в твердому розчині на основі алюмінію (α_{Al} -фаза). Вони, в основному, рівномірно розміщені як в серцевині, так і в приграничній області зерен. Підвищена ж концентрація атомів магнію була виявлена лише в так званих «зонах підвищеного травлення», які, зазвичай утворюються при хімічному травленні алюмінієвих сплавів, легованих магнієм [28-30]. Ці зони на шліфах виглядають у вигляді темних скупчень (див. рис.1), які, вірогідно, складаються з оксидів магнію та інтерметалідних частинок, що містять магній [28-30]. Встановлено, що ділянки, які містять підвищену концентрацію атомів магнію, знаходяться на окремих ділянках малокутових і багатокуткових границь зерен та в серцевині деяких зерен.

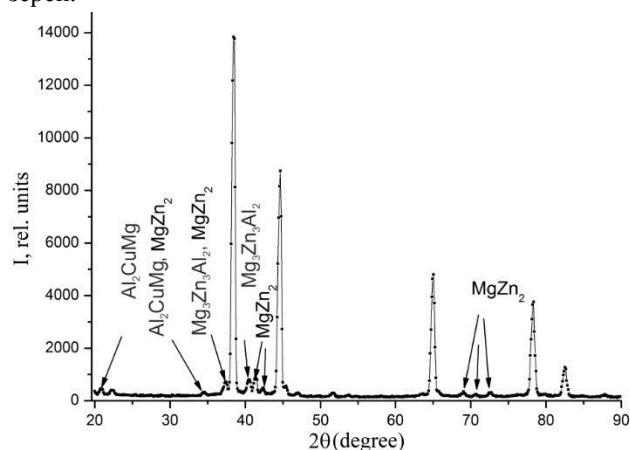


Рис. 2. Фрагменти дифрактограми вихідного зразка сплаву 1933.

На рис.2 наведений фрагмент дифрактограми вихідного зразка сплаву 1933, яка була отримана у результаті проведення дифрактометричних досліджень. Встановлено, що інтенсивні дифракційні піки на дифрактограмі відповідають твердому розчину на основі алюмінію (α_{Al} -фази). На ній також є малоінтенсивні дифракційні піки, які відповідають η -фазі ($MgZn_2$), T-фазі ($Mg_3Zn_3Al_2$) та S-фазі (Al_2CuMg). Низку малоінтенсивних піків на дифрактограмі ідентифікувати не вдалося. Можна завбачити, що деякі з них відповідають фазі Al_3Zr .

Як відомо [1,3], в структурі напівфабрикатів сплаву 1933, які пройшли термомеханічну обробку, завжди присутні нерівноважні евтектичні складові, якими є квазібінарні, потрійні та четвірні евтектики. Вони складаються із суміші кристалів твердого розчину на основі алюмінію (α_{Al}) та інтерметалідних частинок S-фази, T-фази та η -фази.

На рис.3 і 4 показані характерні види деформаційного рельєфу поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, які були надпластично продеформовані до певних ступенів деформації та до зруйнування в оптимальних температурно-швидкісних умовах.

Вивчення деталей деформаційного рельєфу дає можливість розглянути кінетику утворення та розвитку пористості в ході НПД зразків досліджуваного сплаву 1933.

Можна зробити висновок про те, що НПД зразків сплаву 1933 при температурі $T = 520^{\circ}\text{C}$ відбувається за наявності на границях окремих зерен осередків метастабільної в'язкої рідкої фази, яка утворилася у результаті часткового плавлення сплаву. Побічним свідченням цього, як було встановлено у працях [6-11,15-20], є наявність у робочій частині та на поверхні зламів продеформованих до зруйнування зразків

характерних волокнистих структур, які зосереджені в порах та тріщинах (див. рис.5).

На деформаційному рельєфі, який утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 1933 можна також побачити зерна, які мають оплавлені крайки (див. рис.3, d, рис.4, a, c, d та рис.6). Деякі із цих зерен мають краплевидну форму. На крайках оплавлених зерен, які орієнтовані перпендикулярно до напрямку розтягування зразка, є невеликі волокна і бахрома. Це свідчить про те, що крайки зерен, їх «мантія» перебуваючи у рідко-твердому стані, в'язко деформувалися. Схожий вигляд мали зерна сплавів 1420 та 7475, які теж проявили НП за наявності у їх робочих частинах деякої кількості осередків метастабільної рідкої фази [14,31-33].

У результаті визначення хімічного складу матеріалу, з якого складається волокно, зображене на рис.5, d, проведеного за методом енергодисперсійного

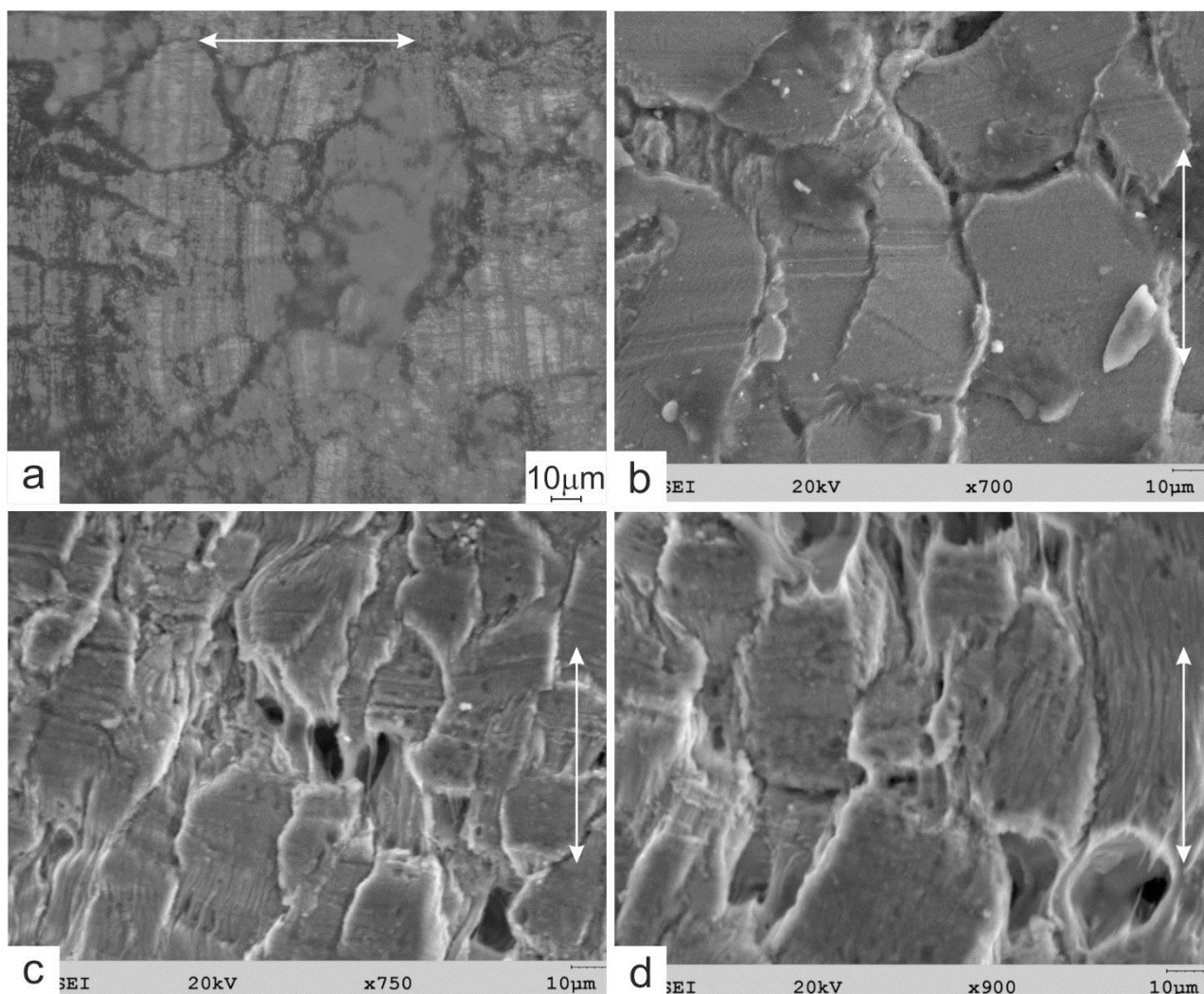


Рис. 3. Характерні види деформаційного рельєфу, який утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, продеформованих на 50% (а) та до зруйнування в оптимальних умовах СНП (b, c, d). Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками. а – світлова мікроскопія; b, c, d – растрова електронна мікроскопія.

рентгенівського мікроаналізу, було встановлено (див. Таблицю 1), що концентрація магнію у середній частині волокна (у ділянці, позначеній цифрою 1) та біля основи волокна (у ділянці, позначеній цифрою 2), підвищена у порівнянні з його середньою концентрацією у сплаві і дорівнює 10,06 мас.% та 6,60 мас.%, відповідно.

Таблиця 1

Хімічний елемент	Масова частка, %	
	Точка №1	Точка №2
Алюміній	89,79	87,71
Магній	6,56	8,6
Мідь	0,88	0,55
Цинк	3,50	3,13

Таблиця 2

Хімічний елемент	Масова частка, %	
	Точка №3	Точка №4
Алюміній	89,79	
Магній	6,56	
Мідь	0,39	
Цинк	3,26	

Підвищену концентрацію магнію у порівнянні із середньою концентрацією атомів магнію у сплаві (див. таблицю 2) містить також і ділянка оплавленого крайка зерна, яка позначена на рис.6 цифрою 3.

Таким чином, у результаті дослідження хімічного складу локальних ділянок волокнистих структур та крайків зерен, з якими вони з'єднані, встановлено, що вони містять підвищену концентрацію атомів магнію,

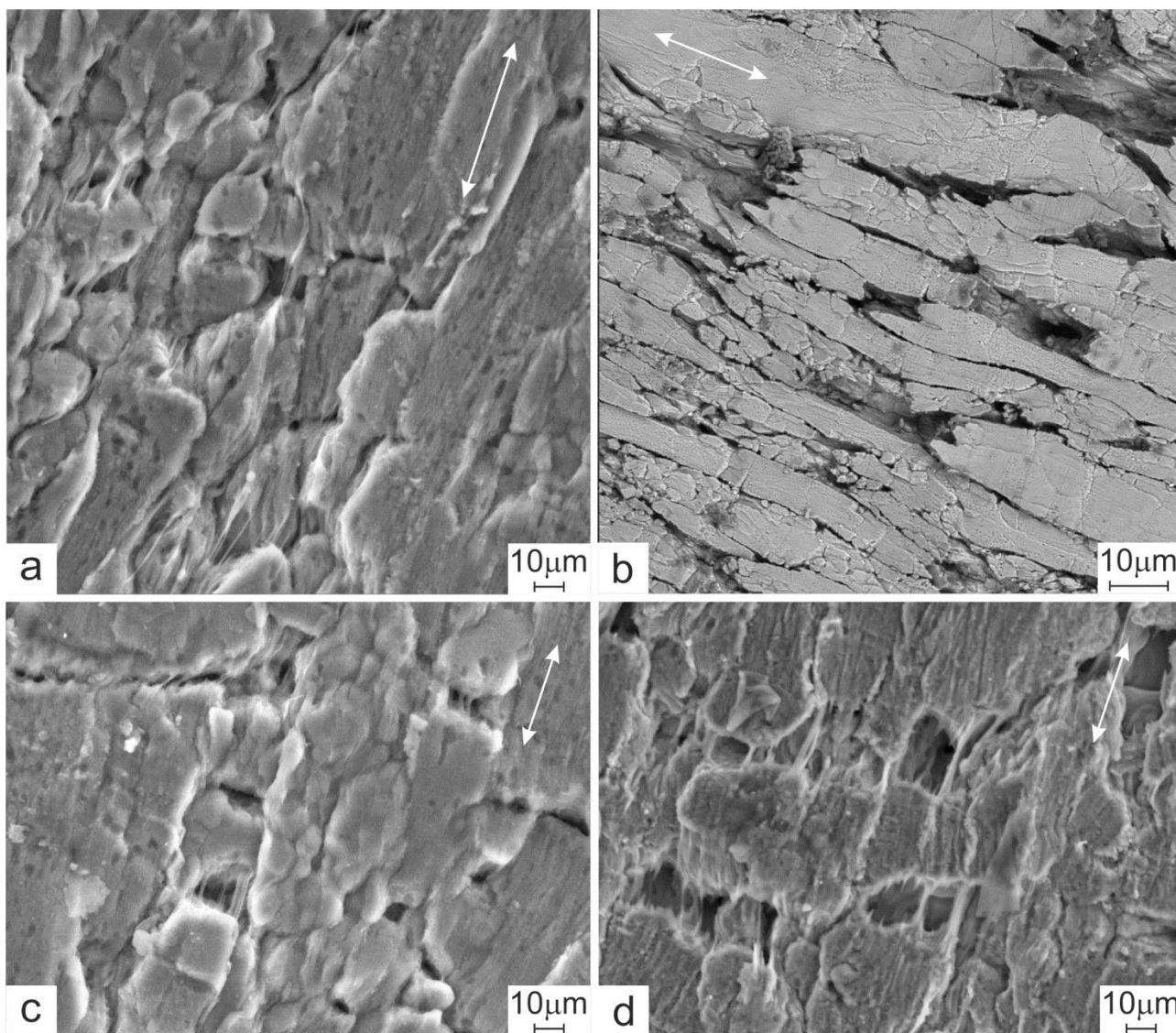


Рис. 4. Характерні види деформаційного рельєфу, який утворився на поверхні робочої частини зразків сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками. Растрова електронна мікроскопія.

наявність яких знижує температуру плавлення твердого розчину на основі алюмінію [31-33]. Це може бути однією з причин часткового плавлення сплаву 1933, зразки якого нагріті до температури випробувань 520°C, при якій відбувається його НПД. Рідка фаза у сплаві може також утворитись і внаслідок плавлення нерівноважних евтектичних складових при нагріванні зразків до температури випробувань [34]. Як відомо [9,31-33], наслідком часткового плавлення багатокомпонентних алюмінієвих сплавів, що містять у своєму складі магній, є утворення в робочій частині їх зразків, нагрітих до високих гомологічних температур, при яких вони проявляють ефект високотемпературної НП, а саме в локальних ділянках багатокутових та малокутових границь зерен, а також

в приграничних ділянках зерен (в їх окрайках) осередків рідкої фази.

Детальне вивчення поверхні робочої частини надпластично продеформованих зразків сплаву 1933, і, зокрема, поверхонь волокнистих структур, а також поверхонь і окрайків зерен, показує що вони покриті пухкою оксидною плівкою, яка, як було встановлено в працях [35-37], складається із оксидів MgO і Al_2MgO_4 . Можна завбачити, що рідка фаза, яка утворилась у результаті часткового плавлення сплаву 1933, є в'язкою, оскільки вона, вірогідно, є суспензією, яка складається із розплавленого твердого розчину на основі алюмінію, що містить мікроскопічні шматочки оксидів магнію та алюмінію, наявність яких у розплаві, як вказано в [38], суттєво підвищує його в'язкість.

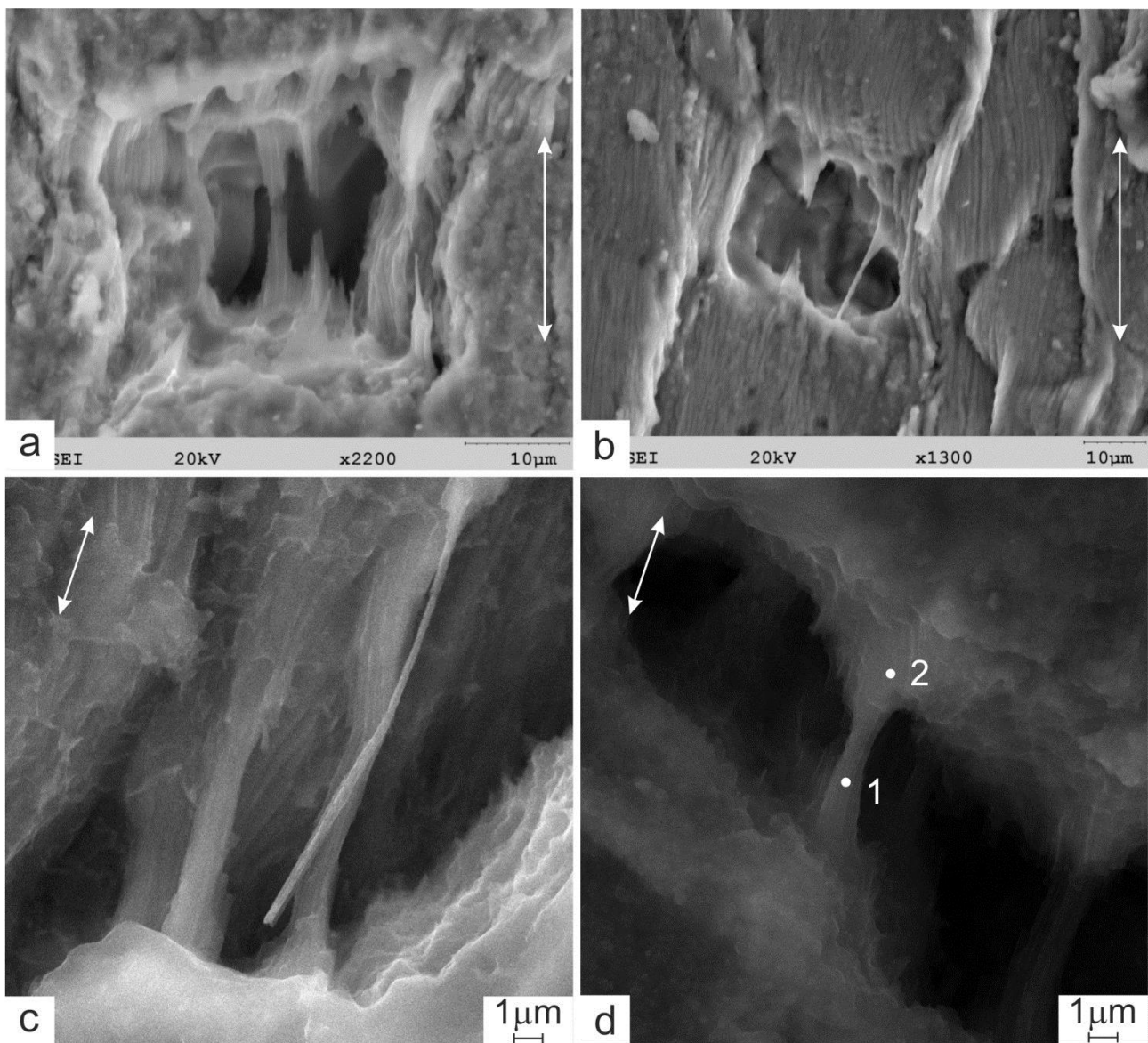


Рис. 5. Характерні види волокнистих структур, що утворилися в робочій частині зразків сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Стрілками вказано напрямки розтягнення зразків. Цифрами 1 і 2 на рис. 5 d позначені ділянки, в яких визначався хімічний склад волокна.

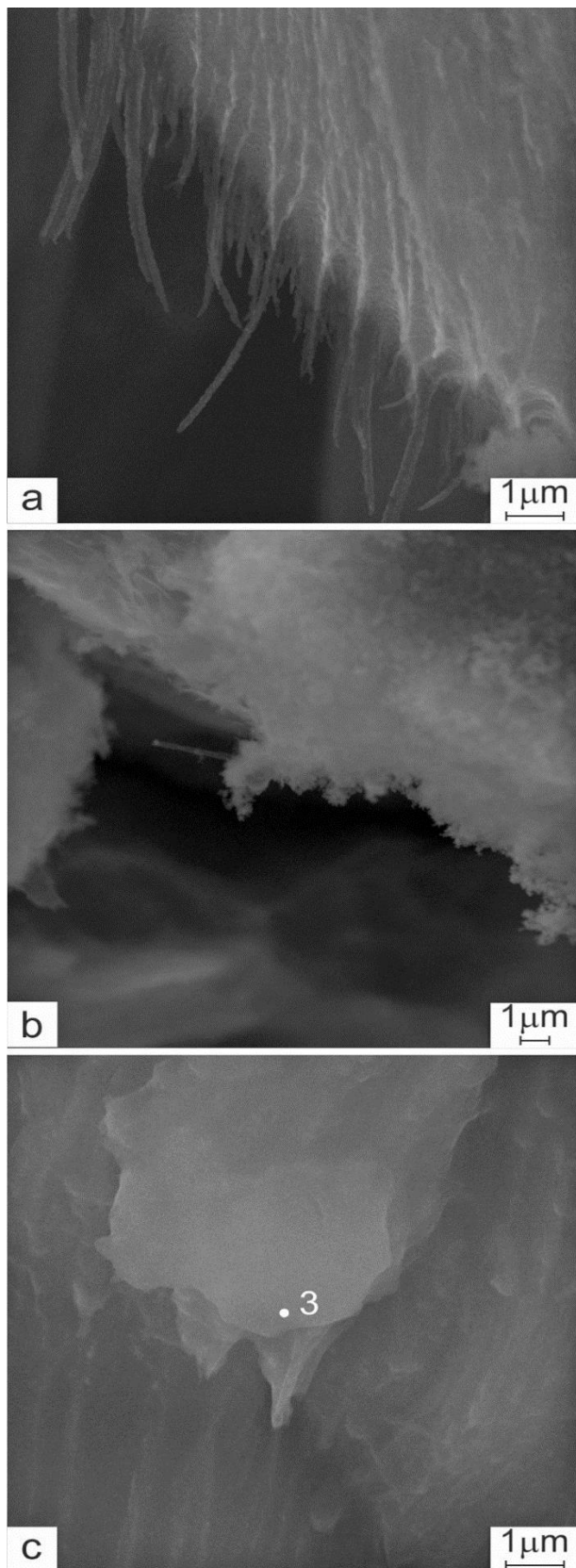


Рис. 6. Характерний вигляд деталей мікроструктури робочої частини зразків сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Цифрою 3 на рис.6 с позначена ділянка, в якій визначався хімічний склад зерна.

Вплив наявності рідкої фази на розвиток деформаційних та акомодацийних процесів у ході НПД зразків сплаву 1933 з вихідною бімодальною структурою на якісному рівні був розглянутий в працях [17-21].

Було показано що у ході НПД зразків сплаву 1933 одночасно та самоузгоджено діють такі основні механізми деформації: ЗГП, яке інтенсивно розвивається на границях зерен, що складаються з ділянок, зайнятих твердою та рідкою фазами, ковзання та переповзання граткових дислокацій, а також дифузійна повзучість.

У працях [17-21] було встановлено, що інтенсивне проковзування в робочій частині зразків сплаву 1933 у ході НПД здійснюють не лише ультрадрібні зерна, але й крупні полігонізовані зерна, які мають малокутові границі зерен, орієнтовані паралельно осі розтягування зразка.

Вказані вище особливості механізмів НПД зразків сплаву 1933 визначають механізми утворення та розвитку в них пористості в ході надпластичного плинину.

Можна завбачити що потрійні стики зерен та частинки інтерметалідних фаз, які знаходяться на границях зерен, є концентраторами напружень, що виникають під час взаємного проковзування зерен у ході надпластичного плинину зразків сплаву 1933. Релаксація цих напружень приводить до утворення у потрійних стиках зерен осередків руйнування у вигляді клиновидних тріщин, які поширюються по границях ультрадрібних і крупних зерен, перпендикулярних до напрямку розтягування зразка (див. рис.3 і рис.4). У ході НПД клиновидні тріщини в результаті переміщення зерен за механізмом, описаним у праці [39], перетворюються в зернограничні пори. Про те, що ЗГП та спричинені ним повороти зерен дають визначальний внесок у механізм розвитку цих пор, свідчить наявність у маркерних рисок, які проходять через серцевину та границі зерен, що оточують пори, розривів та значних зсувів, які утворилися внаслідок взаємного проковзування зерен (див. рис.3).

При розкритті клиновидних тріщин і зернограничних пор розпочинається утворення і розвиток волокнистих структур внаслідок в'язкого плинину осередків в'язкої рідкої фази, що утворилася в результаті часткового плавлення на крайках зерен, перпендикулярних осі розтягування зразка.

Встановлено, що за зовнішнім виглядом (за морфологією) всі волокнисті структури, які утворилися в зразках сплаву 1933 у ході НПД (див. рис.5), умовно можна поділити на такі три типи: 1-й

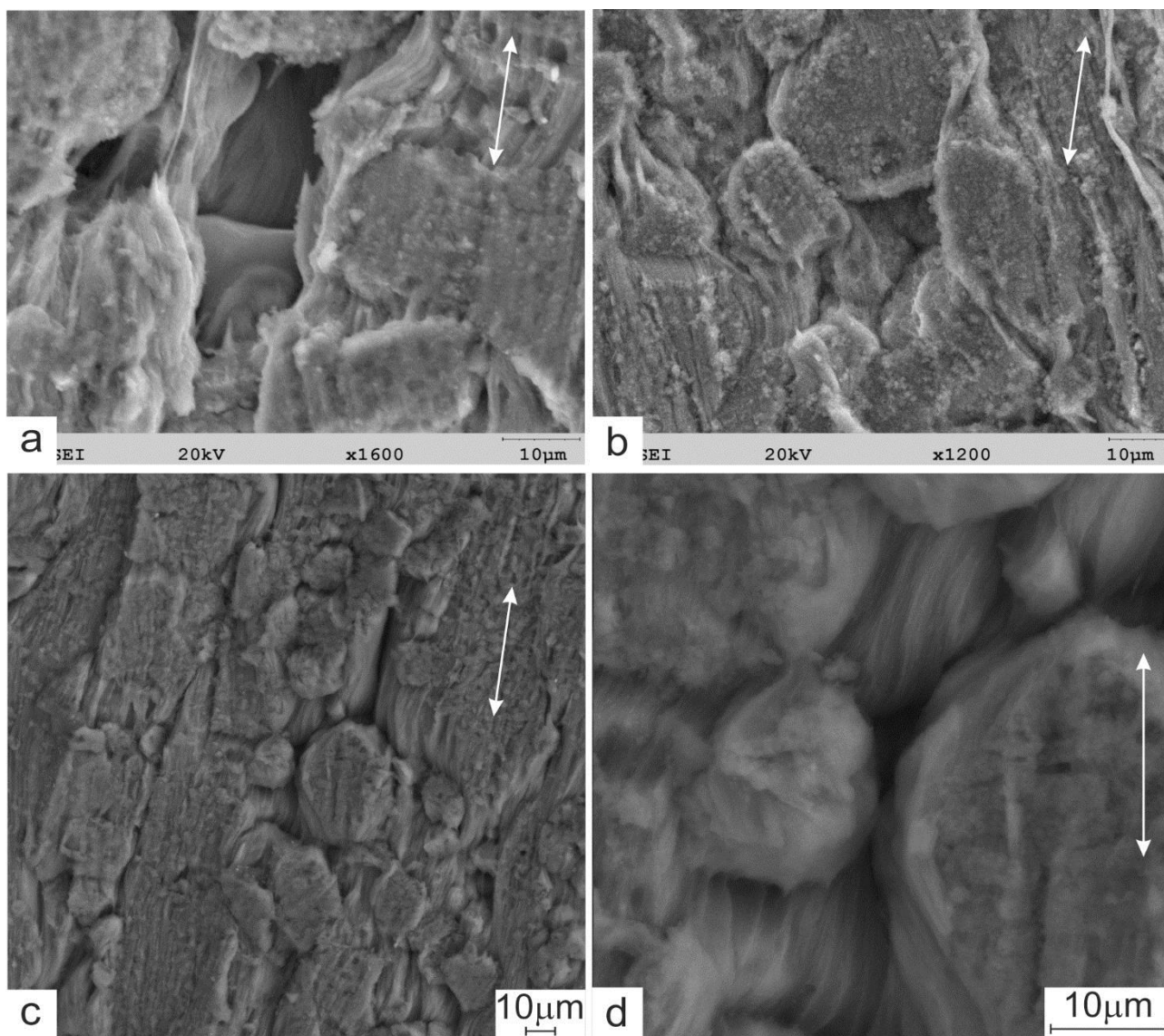


Рис. 7. Характерний вигляд мікроструктури робочої частини зразків сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками.

тип – тонкі циліндричні волокна; 2-й тип – конусоподібні волокна; 3-й тип – волокна, які мають стрічкоподібний вигляд. Особливості механізму утворення волокнистих структур з різною морфологією були розглянуті у працях [40-42].

На рис.7 і 8, а також на рис.9 представлені характерні види пористої структури, що утворилася в зразках сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Можна завбачити, що морфологія зернограничних пор, які утворюються та розвиваються за описаним вище механізмом, визначається морфологією проковзуючих зерен, з якими межують ці пори. Встановлено що пори, які утворилися на границях ультрадрібних рівновісних зерен, мають приблизно однакові розміри як у напрямку паралельному, так і в напрямку, перпендикулярному до осі розтягування зразка. Ті ж

пори, що утворилися на границях крупних зерен, перпендикулярних до напрямку розтягування зразка, мають, як і ці зерна, переважно витягнуту форму.

Металографічні дослідження показали, що на малокутових границях, які розділяють крупні зерна, орієнтовані паралельно напрямку розтягування зразка, локалізовані тонкі продовгуваті мікротріщини (див. рис.7 с, d та рис.9, с), які, вірогідно, виникли внаслідок відриву зерен при їх взаємному проковзуванні під дією напружень зсуву за рахунок відносного зміщення шарів в'язкої рідко-твёрдої фази. Ця фаза, вірогідно, розташована у вигляді несучільних плівок на малокутових границях зернах між крупними кристалітами.

Локалізація пластичного плину в ультрадрібних та в крупних зернах, із яких складаються перетинки між несучільностями у найбільш послабленому внаслідок

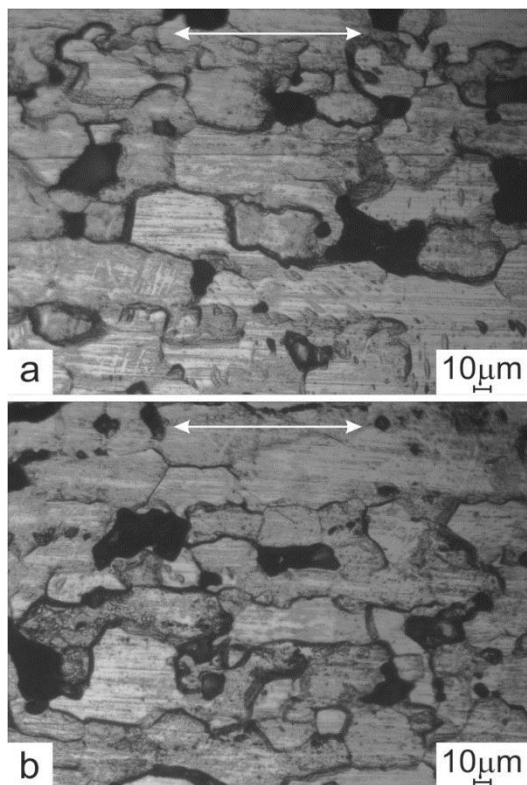


Рис. 8. Характерні види пористої структури в зразках сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Напрямок розтягування зразків горизонтальний.

накопичення пористості мікрооб'ємі зразка, приводить до їх зруйнування. Наслідком цього є об'єднання зернограничних пор та тонких мікротріщин у магістральну тріщину (див. рис.9, d), поширення якої в напрямку, перпендикулярному до напрямку розтягування зразка сплаву 1933, приводить до його зруйнування.

Встановлено, що зруйнування зразків сплаву 1933, продеформованих у температурно-швидкісних умовах, які є оптимальними для проявлення ними високотемпературної НПД, здійснюється при накопиченні в них відносного об'єму пористості, який складає $6 \pm 2\%$.

Висновки

1. Встановлені морфологічні особливості пористої структури, яка утворюється у ході високотемпературної НПД зразків високоміцного алюмінієвого сплаву 1933 системи Al-Zn-Mg-Cu.

2. Встановлено, що в надпластично продеформованих зразках сплаву 1933, які мають вихідну бімодальну структуру, пористість зароджується внаслідок утворення клиновидних тріщин на багатокутових та на малокутових границях зерен, перпендикулярних напрямку

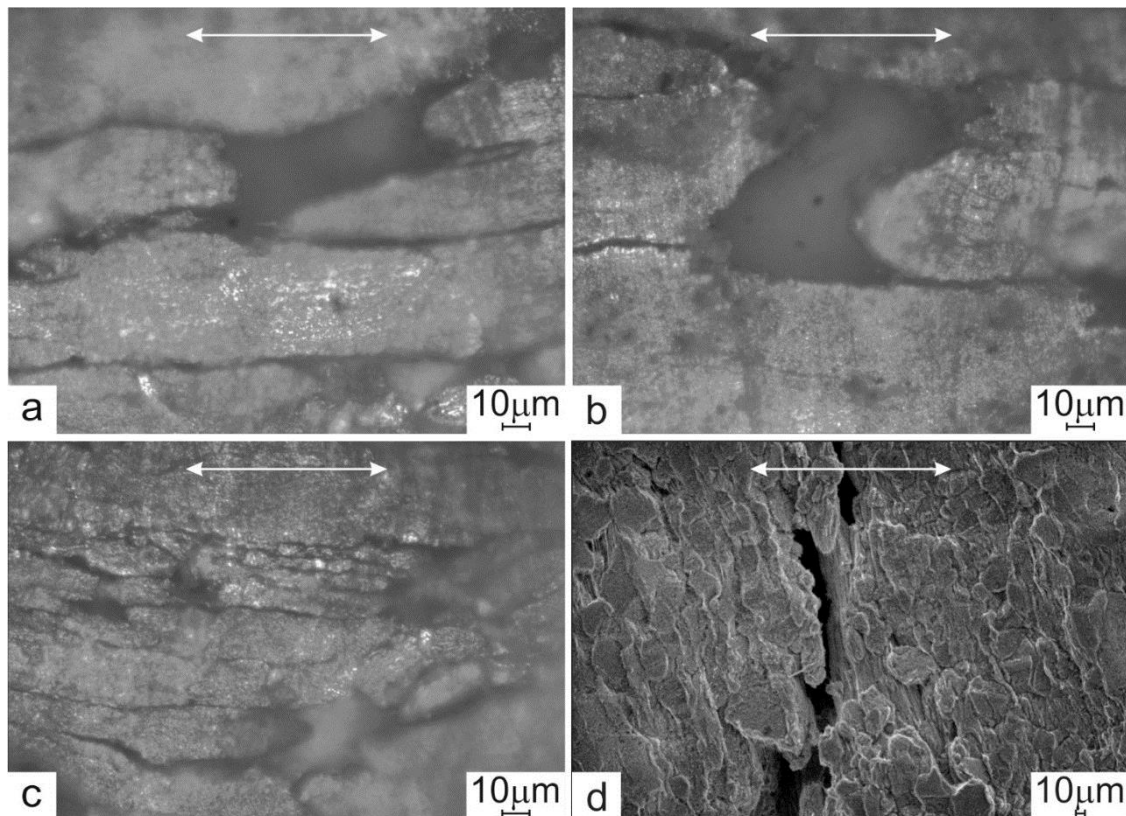


Рис. 9. Характерні види пористої структури (рис. 9, a, b, c) та магістральної тріщини (рис.9, d), що утворилися в робочій частині зразків сплаву 1933, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах СНП. Напрямок розтягування зразків вказаний стрілками. Рис. 9, a, b, c – світлова мікроскопія; рис.9, d – растрова електронна мікроскопія.

розтягування зразків, а також завдяки виникненню тонких продовгуватих мікротріщин на малокутових границях зерен, паралельних напрямку розтягування.

3. Показано, що внаслідок розвитку ЗГП у ході НПД зразків сплаву 1933 клиновидні тріщини перетворюються у зернограничні пори, розміри яких корелюють із розмірами зерен, які з ними межують.

4. Встановлено, що у ході зміни форми та росту зернограничних пор, яке відбувається завдяки здійсненню ЗГП, на крайках та на границях тих зерен, що містять локальні осередки рідкої фази, які утворилися внаслідок часткового плавлення сплаву 1933 при нагріванні його зразків до температури випробувань, виникають та розвиваються волокнисті структури з різною морфологією.

5. Локалізація пластичного плину в ультрадрібних та в крупних зернах, із яких складаються перетинки між несучільностями у найбільш послабленому внаслідок накопичення пористості мікрооб'ємі зразка, приводить до об'єднання зернограничних пор та тонких мікротріщин у магістральну тріщину, поширення якої в напрямку, перпендикулярному до напрямку розтягування зразка сплаву 1933, приводить до його зруйнування.

References

1. V.I. Elagin, V.V. Zakharov, M.M. Drits. *Structure and properties of alloys of the Al-Zn-Mg system*, (Metallurgy, Moscow, 1982), 224p. [In Russian]
2. V.M. Beletsky, G.A. Krivov. *Aluminum alloys (composition, properties, technology, application)* (Коминтех, Kiev, 2005), 315p. [In Russian]
3. A.M. Zakharov. *Industrial alloys of non-ferrous metals*. (Metallurgy, Moscow, 1980), 256p. [In Russian]
4. K.A. Padmanabhan, R.A. Vasin, F.U. Enikeev. Springer Science & Business Media, 359 (2012).
5. Dong H. Shin, Kyung-Tae Park. *Materials Science and Engineering*. **A268**, 55 (1999).
6. H. Conrad, W.D. Cao, X.P. Lu, A.F. Sprecher. *Materials Science and Engineering*. **A138**, 247 (1991).
7. Jiang Xinggang, Cui Jianzhong, Ma Longxiang. *Materials Science and Engineering*. **A157**, 37 (1992).
8. M.G. Zelin, S. Guillard, *Materials Science and Technology*, **Vol.15**, 309 (1999).
9. C.L. Chen, M.J. Tan, *Materials Science and Engineering*, **A298**, 235 (2001).
10. C.L. Chen, M.J. Tan. *Materials Science and Engineering*, **A338**, 243 (2002).
11. Guangyu Li, Hua Ding, Jian Wang, Wenjing Zhang, Ning Zhang, Hongliang Hou. *Materials Science And Technology*, **35**, 8, 939 (2019) 10.1080/02670836.2019.1597485.
12. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu, *Materials Science Forum*, **551-552**, 645 (2007).
13. Dong H. Shin, Kyung-Tae Park, *Materials Science and Engineering*, **A268**, 55 (1999).
14. Jiang Xinggang, Cui Jianzhong, Ma Longxiang, *Materials Science and Engineering*, **A157**, 37 (1992).
15. D.E. Pedun, V.P. Poyda, T.F. Sukhova, A.P. Samsonik, V.V. Litvinenko, E.L. Spiridonov, Visnik KhNU seria "Fizika", **1019**, **16** 63 (2012). [In Russian]
16. D.E. Pedun, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetsky, A.V. Poyda, A.P. Kryshstal, T.F. Sukhova, A.L. Samsonik, V.V. Litvinenko, E.A. Spiridonov, *Metallophysics and advanced technologies*, **34**, **10**, 1397 (2012). [In Russian]
17. V.P. Poyda, D.Ye. Pedun, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.V. Sukhov, A.L. Samsonik, V.V. Litvinenko. *Fizika metallov i metallovedeniye*, **114**, **9**, 848 (2013) [In Russian]
18. A.V. Poyda, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, D.E. Mila, A.V. Zavdovev, *Metallophysics and advanced technologies*. **39**, **10**, 1345 (2017). [In Russian]
19. V.V. Bryukhovetsky, A.V. Poyda, V.P. Poyda, D.E. Milaya, *Problems of atomic science and technology, Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*, **№2**, 94 (2018).
20. A.V. Poida, A.V. Zavdoveev, V.P. Poida, V.V. Bryukhovetskiy, D.E. Mylaya, *Reports of the NAS of Ukraine*, **2** 54 (2016). [in Ukrainian]
21. V.P. Poyda, *Metallophysics and advanced technologies*, **12**, **1**, 44 (1990). [in Russian]
22. S.A. Saltykov. *Stereometric metallography*. (Metallurgy, Moscow, 1976), 272 p. [in Russian]
23. A.M. Wasserman, W.A. Danilkin, O.S. Korobov et al. *Methods of control and research of light alloys: Handbook*. (Metallurgy, Moscow, 1985), 510p. [in Russian]
24. M. Beckert, H. Klemm. *Methods of metallographic etching: Ref. ed.* (Metallurgy, Moscow, 1988), 400p. [in Russian]
25. M.E. Dritz, N.R. Bochvar, E.S. Kander et al. *State diagrams of systems based on aluminum and magnesium. Directory*. (Science, Moscow, 1977), 226p. [in Russian]
26. L.F. Mondolfo. *Structure and properties of aluminum alloys*. (Metallurgy, Moscow, 1979), 640p. [in Russian]
27. L.I. Mirkin. *Handbook of X-ray diffraction analysis of polycrystals* (St. Publ. House of Phys. and Math. Literature, Moscow, 1963), 864p. [in Russian]
28. I.I. Novikov, V.S. Zolotarevskyy. *Dendritic liquation in alloys*. (Science, Moscow, 1966), 155p. [in Russian]
29. V.S. Zolotarevskyy, *Structure and strength of cast aluminum alloys*. (Metallurgy, Moscow, 1981), 192p. [in Russian]
30. N.S. Gerchikova. *Fine structure and stress corrosion cracking of aluminum alloys* (Metallurgy, Moscow, 1982), 128p. [in Russian]
31. Y. Takayama, T. Tozawa, H. Kato, *Acta Mater*, **47**, **4**, 1263 (1999).
32. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi, *Interface Sci*, **4**, **3-4**, 357 (1996).
33. V.P. Poyda, D.Ye. Milaya, A.V. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.V. Sukhov. *Problems of atomic science and technology, Series "Physics of Radiation Effect and Radiation Materials Science"*, **4** (**92**), 139 (2014).
34. I.I. Novikov. *Hot brittleness of non-ferrous metals and alloys*. (Science, Moscow, 1966), 299p. [in Russian]
35. M.V. Maltsev, Yu.D. Chistyakov, M.I. Tsynging. *DAN USSR*, **49**, **5**, 813 (1954).
36. V.I. Dobotkin, R.M. Gabidullin, B.A. Kolachev, G.S. Makarov. *Gases and oxides in wrought aluminum alloys*. (Metallurgy, Moscow, 1976), 264p. [in Russian]
37. D.E. Myla, V.V. Bryukhovetsky, V.V. Lytvynenko, V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, V.T. Uvarov,

- Yu.F. Lonin, A.G. Ponomarev, *Problems of Atomic Science and Technology*, **2** (126), 33 (2020).
38. А.М. Korolkov. Casting properties of metals and alloys. (Science, Moscow, 1967), 199p. [in Russian]
 39. R.I. Kuznetsova, V.V. Bryukhovetskiy, V.P. Poyda, T.F. Sukhova, *Metallophysics and advanced technologies*, **17**, **8**, 64 (1995). [in Russian]
 40. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, *Metallophysics and advanced technologies*, **25**, **1**, 117 (2003). [in Russian]
 41. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.I. Kuznetsova, V.F. Klepikov, D.L. Voronov, *Physics of Metals and Metallography*, **103**, **4**, 433 (2007). [in Russian]
 42. D.Ye. Pedun, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.V. Sukhov, A.P. Kryshstal'. *Visnik KhNU seria "Fizika"*, **1075**, **18**, 55 (2013).
- Literature**
1. В.И. Елагин, В.В. Захаров, М.М. Дриц. *Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg*. (Металлургия, Москва, 1982) 224с.
 2. В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение) справочник / Под общей редакцией академика РАН И.Н. Фридляндера* (Коминтех, Киев, 2005), 315с.
 3. А.М. Захаров. *Промышленные сплавы цветных металлов*. (Металлургия, Москва, 1980), 256с.
 4. K.A. Padmanabhan, R.A. Vasin, F.U. Enikeev. *Springer Science & Business Media*, 359, (2012)
 5. Dong H. Shin, Kyung-Tae Park. *Materials Science and Engineering*. **A268**, 55 (1999).
 6. H. Conrad, W.D. Cao, X.P. Lu, A.F. Sprecher. *Materials Science and Engineering*, **A138**, 247 (1991).
 7. Jiang Xinggang, Cui Jianzhong, Ma Longxiang. *Materials Science and Engineering*, **A157**, 37 (1992).
 8. M.G. Zelin, S. Guillard, *Materials Science and Technology*, **15**, 309 (1999).
 9. C.L. Chen, M.J. Tan, *Materials Science and Engineering*, **A298**, 235 (2001).
 10. C.L. Chen, M.J. Tan. *Materials Science and Engineering*, **A338**, 243 (2002).
 11. Guangyu Li, Hua Ding, Jian Wang, Wenjing Zhang, Ning Zhang, Hongliang Hou. *Materials Science And Technology*, **35**, **8**, 939 (2019) DOI:10.1080/02670836.2019.1597485.
 12. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu, *Materials Science Forum*, **551-552**, 645 (2007).
 13. Dong H. Shin, Kyung-Tae Park, *Materials Science and Engineering*, **A268**, 55 (1999).
 14. Jiang Xinggang, Cui Jianzhong, Ma Longxiang, *Materials Science and Engineering*, **A157**, 37 (1992).
 15. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова, А.П. Самсоник, В.В. Литвиненко, Е.І. Спиридонов, *Вісник ХНУ серія «Фізика»*, **1019**, **16**, 63 (2012).
 16. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, А.П. Крышталь, Т.Ф. Сухова, А.Л. Самсоник, В.В. Литвиненко, Е.А. Спиридонов, *Металлофизика и новейшие технологии*, **34**, **10**, 1397 (2012).
 17. В.П. Пойда, Д.Е. Педун, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.Л. Самсоник, В.В. Литвиненко. *Физика металлов и металловедение*, **114**, **9**, 848 (2013).
 18. А.В. Пойда, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.С. Мила, А.В. Завдовеев, *Металлофиз. новейшие технол.* **39**, **10**, 1345 (2017).
 19. V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, V.P. Poyda, D.E. Milaya, *Problems of Atomic Science and*, серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение», **2**, 94 (2018).
 20. А.В. Пойда, А.В. Завдовеев, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Е. Милая, *Доповіді НАН України*, **2** 54 (2016).
 21. В.П. Пойда, *Металлофизика*, **12**, **1**, 44 (1990).
 22. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. (Металлургия, Москва, 1976), 272 с.
 23. А.М. Вассерман, В.А. Данилкин, О.С. Коробов и др. *Методы контроля и исследования легких сплавов: Справочник*. (Металлургия, Москва, 1985), 510с.
 24. М. Беккерт, Х. Клемм. *Способы металлографического травления: Справ. изд. / Пер. с нем.* (Металлургия, Москва, 1988), 400с.
 25. М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. *Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния. Справочник. / Под. ред. Н.А. Абрикосова*. (Наука, Москва, 1977), 226с.
 26. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ.* (Металлургия, Москва, 1979), 640с.
 27. Л.И. Миркин. *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов*. (Государственное издательство физико-математической литературы, Москва, 1963), 864с.
 28. И.И. Новиков, В.С. Золотаревский. *Дендритная ликвация в сплавах*. (Наука, Москва, 1966), 155с.
 29. В.С. Золотаревский, *Структура и прочность литых алюминиевых сплавов*. (Металлургия, Москва, 1981), 192с.
 30. Н.С. Герчикова. *Тонкая структура и коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов*. (Металлургия, Москва, 1982), 128с.
 31. Y. Takayama, T. Tozawa, H. Kato, *Acta Mater*, **47**, **4**, 1263 (1999).
 32. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi, *Interface Sci*, **4**, **3-4**, 357 (1996).
 33. В.П. Пойда, Д.Е. Милая, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.В. Сухов. *Вопросы атомной науки и техники, серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*, **4** (92), 139 (2014).
 34. И.И. Новиков. *Горячеломкость цветных металлов и сплавов*. (Наука, Москва, 1966), 299с.
 35. М.В. Мальцев, Ю.Д. Чистяков, М.И. Цыпин. *ДАН СССР*, **Т.49**, **№5**, 813 (1954).
 36. В.И. Добаткин, Р.М. Габидуллин, Б.А. Колачев, Г.С. Макаров. *Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах* (Металлургия, Москва, 1976), 264с.
 37. Д.Е. Мила, V.V. Bryukhovetskiy, V.V. Lytvynenko, V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.F. Klepikov, V.T. Uvarov, Yu.F. Lonin, A.G. Ponomarev, *Problems of Atomic Science and Technology*, **2** (126), 33 (2020).
 38. А.М. Корольков. *Литейные свойства металлов и сплавов*. (Наука, Москва, 1967), 199с.
 39. Р.И. Кузнецова, В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова, *Металлофизика и новейшие технологии*, **17**, **8**, 64 (1995).
 40. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда, В.Ф. Клепиков, *Металлофизика и новейшие технологии*, **25**, **1**, 117 (2003).
 41. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов, *Физика металлов и металловедение*, **103**, **4**, 433 (2007).
 42. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.П. Крышталь. *Вісник ХНУ, серія «Фізика»*, **1075**, **18**, 55 (2013).