

PACS: 62.20.Fe, 62.20.Hg

UDC: 539.374+669.715

## Морфологія волокнистих структур, що утворилися в ході надпластичної деформації сплаву 01420Т із вихідною бімодальною зерною структурою

В.П. Пойда<sup>1</sup>, Д.Є. Мила<sup>2, 1</sup>, А.В. Пойда<sup>2</sup>, С.І. Петрушенко<sup>1</sup>

*volodymyr.poyda@karazin.ua*

<sup>1</sup>Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна, Україна, 61022, м. Харків, пл. Свободи, 4

<sup>2</sup>Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України Україна, 61002, м. Харків, вул. Чернишевська, 28, а/с 8812

ORCID: [0000-0001-7970-7145](https://orcid.org/0000-0001-7970-7145), [0000-0003-2919-741X](https://orcid.org/0000-0003-2919-741X), [0000-0002-0558-5939](https://orcid.org/0000-0002-0558-5939), [0000-0002-7727-9527](https://orcid.org/0000-0002-7727-9527)

DOI: 10.26565/2222-5617-2021-35-01

Вивчена морфологія волокнистих структур, які утворилися в робочих частинах зразків сплаву 01420Т із вихідною бімодальною зерною структурою, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичної деформації при температурі  $T = 520^\circ\text{C}$ , напруженні плинину  $\sigma = 4,5$  МПа. Максимальне видовження зразків, продеформованих до зруйнування  $\delta$  складає 670%. Висунуто передбачення щодо конкретного вигляду волокнистих структур, які були виявлені в зразках дослідженого сплаву 01420Т, вірогідно залежить від об'єму метастабільної рідко-твердої фази, яка була зосереджена у вигляді включень на деяких границях зерен і здійснювала в'язкий плин у ході надпластичної деформації, її зсувної в'язкості, характеристик її поверхневого натягу, ступеню динамічного окислення розплаву та кінетики розвитку цього процесу. Остаточний вигляд волокон та їх форма, вірогідно, залежить не лише від характеру в'язкого плинину рідко-твердого матеріалу, але й від процесу його кристалізації під час охолодження зразка на повітрі до кімнатної температури після завершення механічних випробувань. Встановлено що за зовнішнім виглядом усі волокнисті структури, які були виявлені в робочих частинах зразків, умовно можна поділити на такі: циліндричні волокна; конусоподібні волокна; циліндричні волокна, на яких є потовщення або ж одне чи кілька краплеподібних утворень; стрічкоподібні волокна; волокна, які мають вид сталактитів або сталагмітів. Розглянуті причини утворення тріщин на стрічкоподібних волокнах. Передбачено що вони утворилися внаслідок релаксації внутрішніх напружень, які не в повній мірі були зведені до мінімуму в ході рекристалізації, що здійснювалась під час охолодження зразка. Розглянуті причини утворення крапель на волокнах. Висунуто передбачення щодо волокнистих структур, схожі на сталактити та сталагміти, утворилися з в'язкого матеріалу, який у ході надпластичної деформації в результаті проходження кристалізації, що здійснювалась у локальних мікрооб'ємах волокон, поступово перетворювався з рідко-твердого у твердо-рідкий. Це приводило до того, що в закристалізованому мікрооб'ємі цього волокна в'язкий однорідний плин матеріалу вірогідно перетворився в локалізований плин, який характерний для пластичного плинину, що здійснюється у результаті переміщення дислокацій у твердій фазі, і приводить до утворення волокон-сталагмітів.

**Ключові слова:** надпластична деформація, бімодальна структура, границі зерен, пористість, волокнисті структури.

## Morphology of fibrous structures formed in the course of superplastic deformation of the 01420T alloy with the original bimodal grain structure

V.P. Poyda<sup>1</sup>, D.E. Milaya<sup>2, 1</sup>, A.V. Poyda<sup>2</sup>, S.I. Petrushenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup>V.N. Karazin Kharkov National University, Svoboda square, 4, Kharkov, Ukraine, 61022

<sup>2</sup>National Scientific Center "Kharkiv Institute of Physics and Technology" NAS of Ukraine Academichna street, 1, Kharkov, Ukraine, 61108

The morphology of the fibrous structures formed in the working parts of the 01420T alloy samples with the initial bimodal grain structure, deformed to fracture under optimal conditions of superplastic deformation at a temperature  $T = 520^{\circ}\text{C}$  and flow stress  $\sigma = 4,5 \text{ MPa}$  is investigated. The maximum elongation of specimens deformed to failure  $\delta$  is 670%. It has been suggested that the specific type of fibrous structures found in the specimens of the investigated alloy 01420T probably depends on the volume of the metastable liquid-solid phase, which was concentrated in the form of inclusions at some grain boundaries and made a viscous flow during superplastic deformation, its shear viscosity, the characteristics of its surface tension, the degree of dynamic oxidation of the melt, and the kinetics of the development of this process. The final view of the fibers and their shape, likely, depends not only on the nature of the viscous flow of the liquid-solid material, but also on the process of its crystallization during the cooling of the specimen in air to room temperature after mechanical tests. It was found that in view, all fibrous structures found in the working parts of the specimens can be conditionally divided into the following: cylindrical fibers; tapered fibers; cylindrical fibers on which there is a thickening or one or more drop-like formations; ribbon-like fibers; fibers that look like stalactites or stalagmites. The reasons for the formation of cracks on ribbon-like fibers are considered. It is assumed that they were formed as a result of relaxation of internal stresses, which were not fully minimized in the course of recrystallization, which was carried out when the sample was cooled. The reasons for the formation of droplets on the fibers are considered. It has been suggested that fibrous structures similar to stalactites and stalagmites were formed from a viscous material, which, in the course of superplastic deformation, as a result of crystallization, occurred in local microvolumes of fibers, gradually turned from liquid-solid to solid-liquid. This led to the fact that in the crystallized microvolume of this fiber, the viscous homogeneous flow of the material probably turned into a localized flow, which is characteristic of the plastic flow carried out as a result of displacement of dislocations in the solid phase, and leads to the formation of stalagmitic fibers.

**Keywords:** superplastic deformation, bimodal structure, grain boundaries, cavitation, fibrous structures.

## ВСТУП

Встановлення фізичної природи надпластичної деформації є однією з найбільш актуальних завдань фізики міцності і пластичності [1,2]. Серед матеріалів, які проявляють ефект надпластичності, особливе місце займають багатокомпонентні алюмінієві сплави, в яких у результаті проведення термомеханічної обробки можна сформувати ультрадрібнозернисту структуру, стабільну до огрубіння у ході надпластичного плину [1-3]. До цих матеріалів належать і алюмінієві сплави системи Al-Mg-Li-Zr, які мають підвищений питомий модуль пружності та знижену у порівнянні з алюмінієм густину [4-5]. Серед конструкційних алюмінієво-літійових сплавів особливе місце займає сплав марки 01420 [4-6]. Вивчення особливостей прояву ефекту надпластичності зразками цього сплаву, розпочате в наукових працях [7-10], продовжується і у наш час. У працях [11-14] був вивчений структурний стан і фазовий склад та встановлені температурно-швидкісні умови, за яких зразки сплаву 01420T з вихідною бімодальною зерною структурою проявляють ефект високотемпературної структурної надпластичності. Було встановлено, що в ході надпластичної деформації в робочій частині зразків цього сплаву утворюються та в результаті здійснення в'язкого плину рідко-твердого матеріалу розвиваються волокнисті структури. Вони були виявлені у результаті проведення металографічних та електронно-мікроскопічних досліджень деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні надпластично продеформованих зразків та їх зламів.

Метою досліджень, результати яких описані в статті, було вивчення морфологічних особливостей волокнистих структур, що утворилися у ході надпластичного плину зразків сплаву 01420T з вихідною бімодальною зерною структурою.

## МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки для механічних випробувань були виготовлені із промислового напівфабрикату сплаву 01420T, що має такий хімічний склад: Al; 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 [4,5]. Вони мали довжину робочої частини 10 мм і поперечний переріз, площа якого становила  $3,0 \times 5,00 \text{ mm}^2$ . Механічні випробування зразків, як і в працях [10-14], проведені на повітрі в режимі повзучості при постійному напруженні плину. Вони були здійснені в температурно-швидкісних умовах, які, як було показано в працях [13,14], є оптимальними умовами для здійснення надпластичної деформації сплаву 01420T, а саме при напруженні плину  $\sigma = 4,5 \text{ МПа}$  і температурі  $T = 520^{\circ}\text{C}$ .

Поверхню робочої частини зразків шліфували та механічно полірували. Остаточне полірування поверхні зразків здійснювали з використанням алмазної пасти, зернистість якої була 1/0. Реперні риси на відполіровану поверхню зразків наносили з використанням алмазної пасти 10/7.

Для того щоб виявити границі зерен використовували універсальний хімічний травник, який мав такий склад: 17 мл  $\text{HNO}_3$ , 5 мл  $\text{HF}$ , 78 мл  $\text{H}_2\text{O}$ .

Мікроструктуру зразків досліджували з використанням світлової та растрової електронної мікроскопії. Середній розмір зерен визначали за мікрофотографіями, отриманими з використанням світлового мікроскопа MIM 6, оснащеного цифровою фотокамерою Pro-MicroScan, за методом випадкових січних [15]. Вивчення особливостей деформаційного рельєфу зразків та морфології волокнистих структур, що утворилися у ході надпластичної деформації, а також визначення хімічного складу локальних ділянок зерен та волокнистих структур виконані з використанням растрових електронних мікроскопів JEOL JSM-840

та Tescan VEGA 3 LMH, який оснащений приставкою для проведення енергодисперсійного рентгенівського мікроаналізу Bruker XFlash 5010.

### РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис. 1 представлено зображення одного із зразків сплаву 01420Т, надпластично продеформованого в оптимальних умовах до зруйнування у порівнянні з недеформованим зразком. За зовнішнім видом його робочої частини можна стверджувати, що на макроскопічному рівні надпластичний плин зразка був стабільним і відбувався аж до його квазікрихкого зруйнування без помітної локалізації деформації. Відносне видовження зразка до зруйнування  $\delta$  становить 670%.

Слід зазначити що надпластична деформація зразків сплаву 01420Т, що були продеформовані до зруйнування в оптимальних умовах, вірогідно здійснювалась стабільно завдяки тому, що переважна більшість зерен у робочій частині зразків, підготовлених до випробування, були ультрадрібними і рівновісними (див. рис. 2, а). Середній розмір ультрадрібних зерен

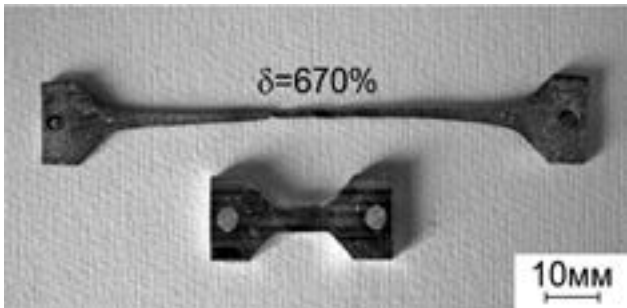


Рис.1. Загальний вигляд зразка сплаву 01420Т, що був надпластично продеформований до зруйнування при  $T = 520^{\circ}\text{C}$  і напруженні плину  $\sigma_{\text{opt}} = 4,5 \text{ МПа}$  на 670% у порівнянні з недеформованим зразком.

складав приблизно 5 мкм. У недеформованих зразках також була деяка кількість великих не повністю рикристалізованих зерен, які були зосереджені в смугах і мали середній розмір приблизно 25 мкм. У ході надпластичного плину завдяки здійсненню динамічної рекристалізації зеренова структура із бімодальної перетворилася у майже однорідну (див. рис. 2, б) із середнім розміром зерна приблизно 10 мкм.

Нарис.3 наведений типовий вигляд деформаційного рельєфу, який утворився на поверхні робочої частини зразка сплаву 01420Т, продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Видно, що на мікроскопічному рівні надпластичний плин зразка був локально неоднорідним. У ході надпластичної деформації в робочій частині зразка здійснювалось зернограничне проковзування зерен (ЗГП) та відбувалися їх повороти. У праці [14] проаналізовані особливості розвитку деформаційних

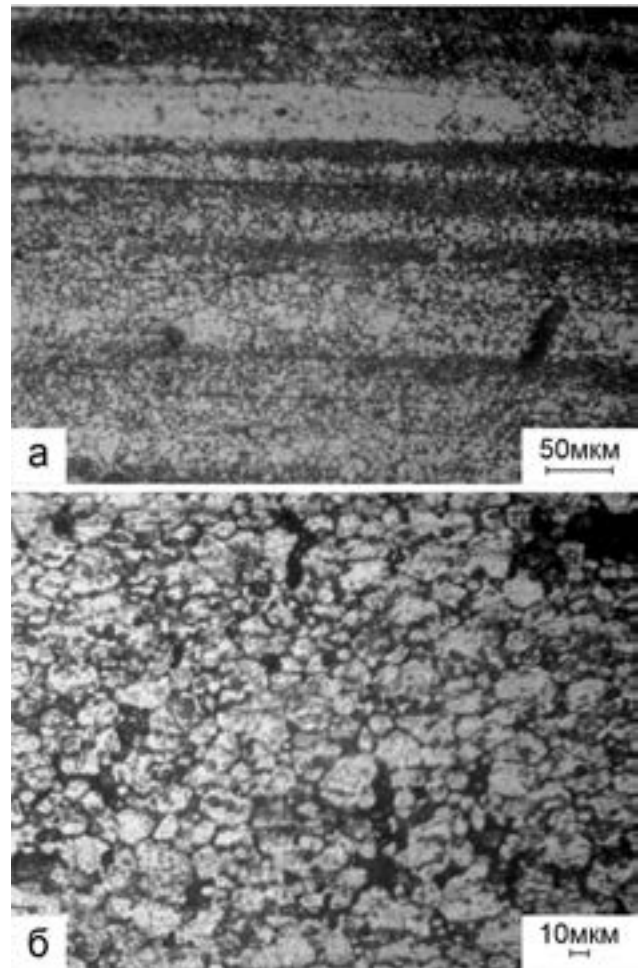


Рис.2. Характерний вид вихідної мікроструктури робочої частини зразка сплаву 01420Т (а) та мікроструктури зразка цього ж сплаву, продеформованого до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності (б). Напрямок розтягування зразка горизонтальний.

та акомодційних механізмів у ході надпластичної деформації зразків сплаву 01420Т, яка здійснювалась за наявності на деяких ділянках границь зерен в'язкої метастабільної рідко-твердої фази. Одночасна самоузгоджена дія цих механізмів забезпечує стабільне проходження надпластичної деформації зразків сплаву 01420Т.

Структурні дослідження показали що на границях зерен у результаті релаксації напружень, які виникали під час переміщення зерен, утворювались клиновидні тріщини. У процесі надпластичного плину клиновидні тріщини перетворювались у зернограничні пори та магістральні тріщини. Вивчення поверхні зразків та фрактограм їх зламів, проведене з використанням світлового та растрового електронного мікроскопа, показало, що в порах і в тріщинах, а також на поверхні зламів зосереджені волокнисті структури (рис.4 – рис.9).

У працях [11-14,16,17] було показано, що утворення

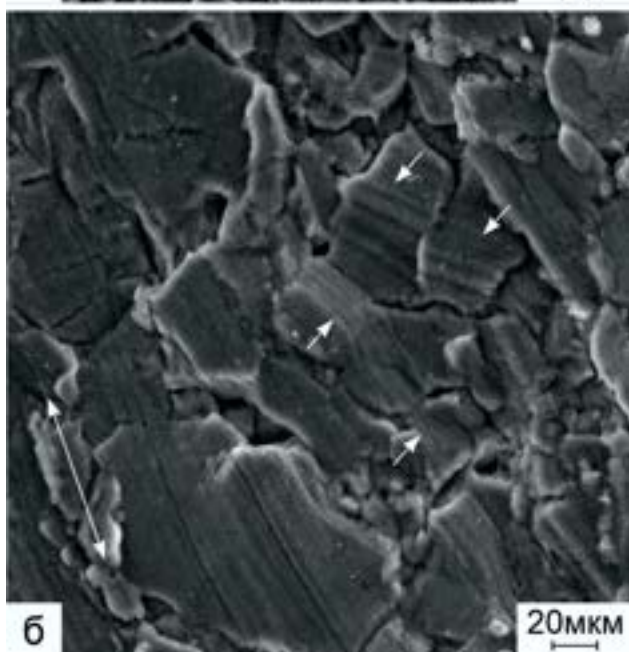
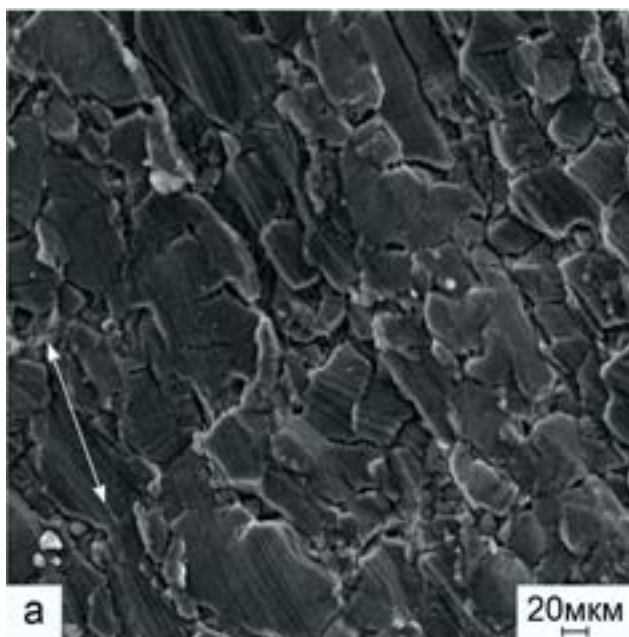


Рис.3. Характерний вигляд деформаційного рельєфу, що утворився на поверхні робочій частини зразків сплаву 01420Т, які були продеформовані до зруйнування в температурно-швидкісних умовах, оптимальних для їх надпластичного плину. Короткими стрілками на Рис. 3 б відмічені зміщення і розриви маркерних рисок, що утворились у результаті ЗГП. Напрямок розтягування зразка вказаний довгою стрілкою. Растрова електронна мікроскопія.

і розвиток волокнистих структур у ході надпластичної деформації зразків алюмінієвих сплавів, легованих Mg, відбувається у результаті в'язкого плину рідко-твердої фази, яка утворилася внаслідок часткового плавлення сплаву при температурі випробувань зі швидкістю, яка, вірогідно, визначається швидкістю розкриття

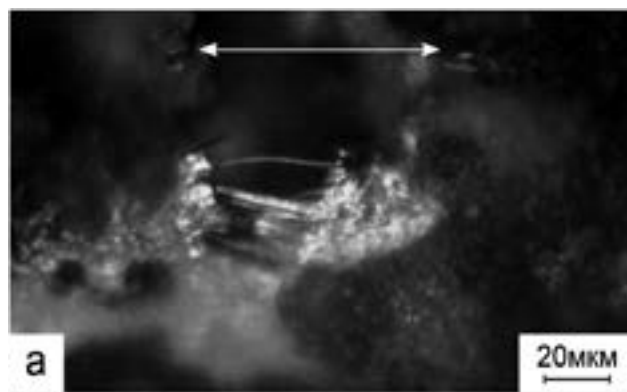


Рис.4. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Стрілками вказано напрямок розтягування зразків. Світлова мікроскопія.

зернограничних пор та тріщин на границях зерен, перпендикулярних напрямку розтягування зразка.

На рис. 8 показані зображення волокон, одержані з використанням вторинних та зворотно розсіяних електронів, а на рис. 9 показані зображення волокон, отримані при великих збільшеннях. Видно що поверхні волокон та крайків зерен (стінок пор), на границях яких вони утворилися, мають неоднорідний хімічний склад. Вони покриті пухкою оксидною плівкою, що утворилася при підігріванні зразків сплаву 01420Т до температури випробувань  $T = 500^{\circ}\text{C}$  в результаті динамічного окислення поверхні твердих зерен, а також поверхні включень метастабільної рідкої фази в результаті проходження часткового плавлення, причини якого були розглянуті в працях [14,15].

Проведення мікрорентгеноспектральних досліджень хімічного складу різних частин поверхні зразків, яка межує з волокнами, а також поверхонь волокнистих структур показало що концентрація Mg в них підвищена у порівнянні з його середньою концентрацією у сплаві. Так, зокрема, встановлено що концентрація Mg в ділянці, яка позначена на рис. 8, в цифрою 1, складає 13,16%, а в ділянці, позначеній на рис. 8 в цифрою 2, складає 11,98%.

Можна вважати, що поверхня робочій частини зразків сплаву 01420Т, нагрітих до температури випробування  $T = 520^{\circ}\text{C}$ , була покрита пухкою оксидною плівкою, яка складається з оксидів  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , MgO, а

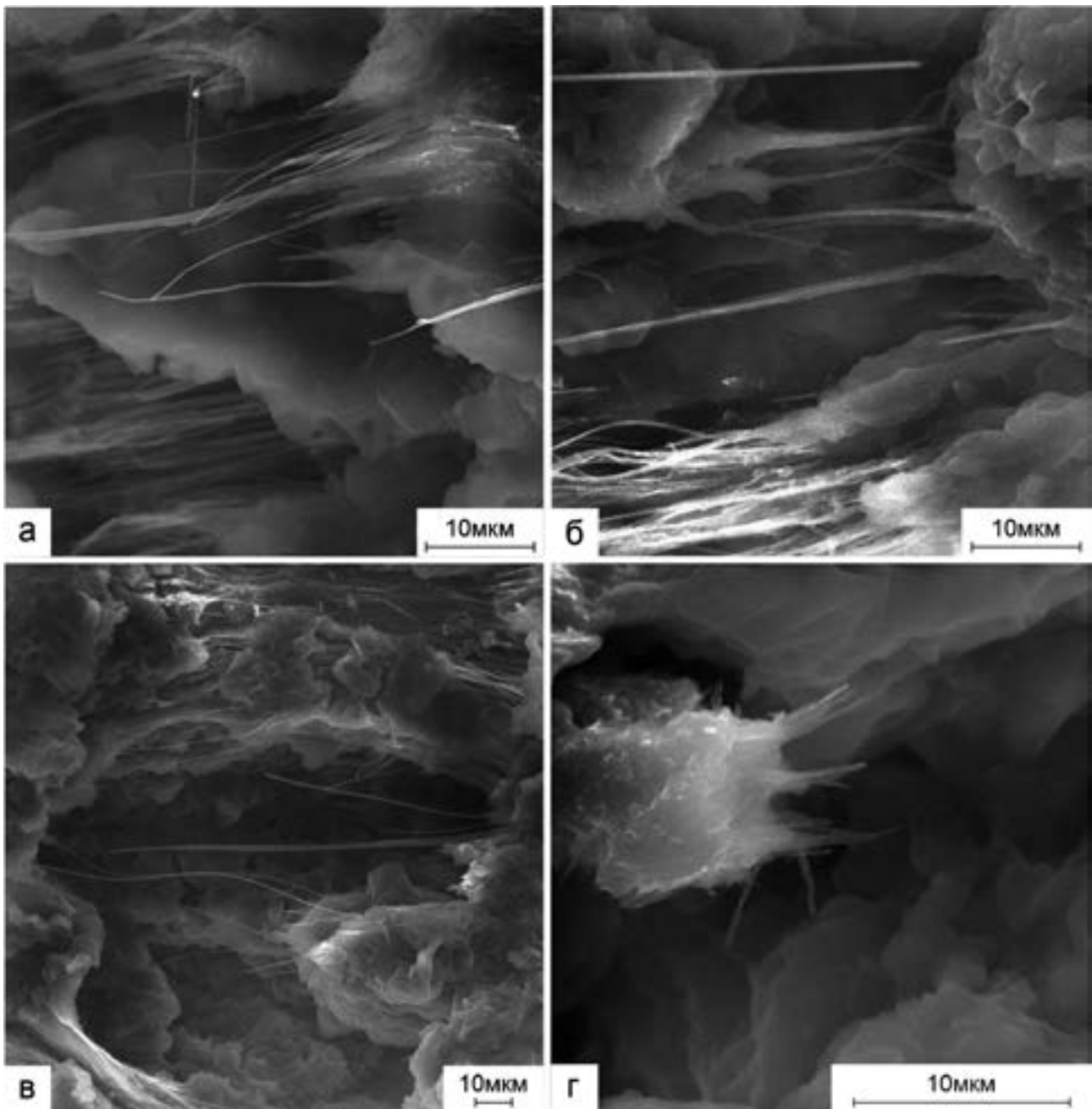


Рис.5. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Напрямок розтягування зразків горизонтальний. Растрова електронна мікроскопія.

також із магнезійної шпінелі  $MgAl_2O_4$ . Такий склад оксидної плівки характерний для багатокомпонентних алюмінієвих сплавів, що мають у своєму складі магній [18-20,27].

В працях [12,16,17] було розглянуто вплив дуже дрібних частинок оксидних плівок на в'язкість рідко-твердого матеріалу, що утворюється внаслідок часткового плавлення сплаву.

Вивчення морфології волокнистих структур та особливостей їх розташування в порах та в тріщинах показало що волокна в них, в основному, орієнтовані паралельно напрямку осі розтягування зразків (див. рис. 4, рис. 5 та рис. 6). Їхні кінці прикріплені до

внутрішніх поверхонь пор і тріщин. Волокна ніби стягують між собою зерна, між якими знаходяться пори. Довжина волокон, які прикріплені до стінок несучільностей, приблизно дорівнює розміру тих пор і тріщин в напрямку осі розтягування, в яких вони були виявлені. У деяких несучільностях є лише одне або ж кілька волокон, а в деяких порах є дуже багато волокон, які об'єднані в пучки (див. рис. 6).

Вивчення морфології характерних видів волокнистих структур, які були виявлені в надпластично продеформованих зразках сплаву 01420Т, дає підставу зробити такі узагальнення щодо їх основних морфологічних характеристик.



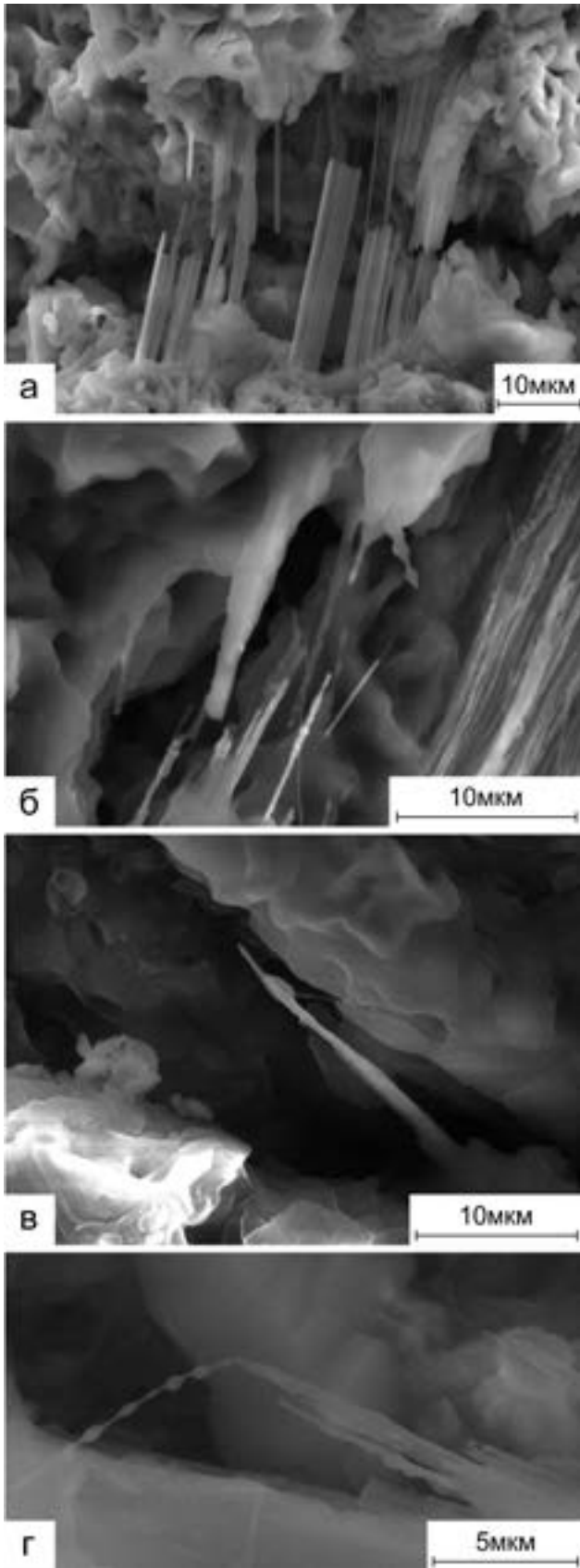


Рис.6. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Стрілками вказано напрямок розтягування зразків. Растрова електронна мікроскопія.

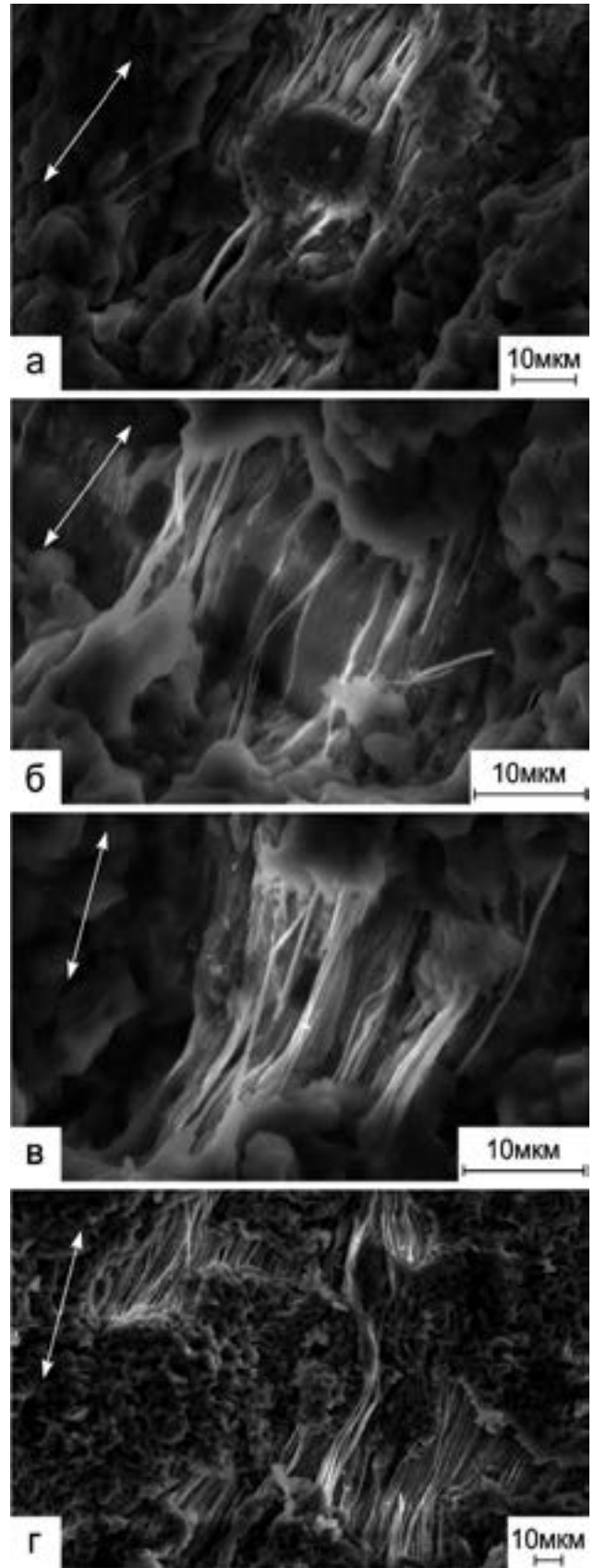


Рис.7. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Растрова електронна мікроскопія.

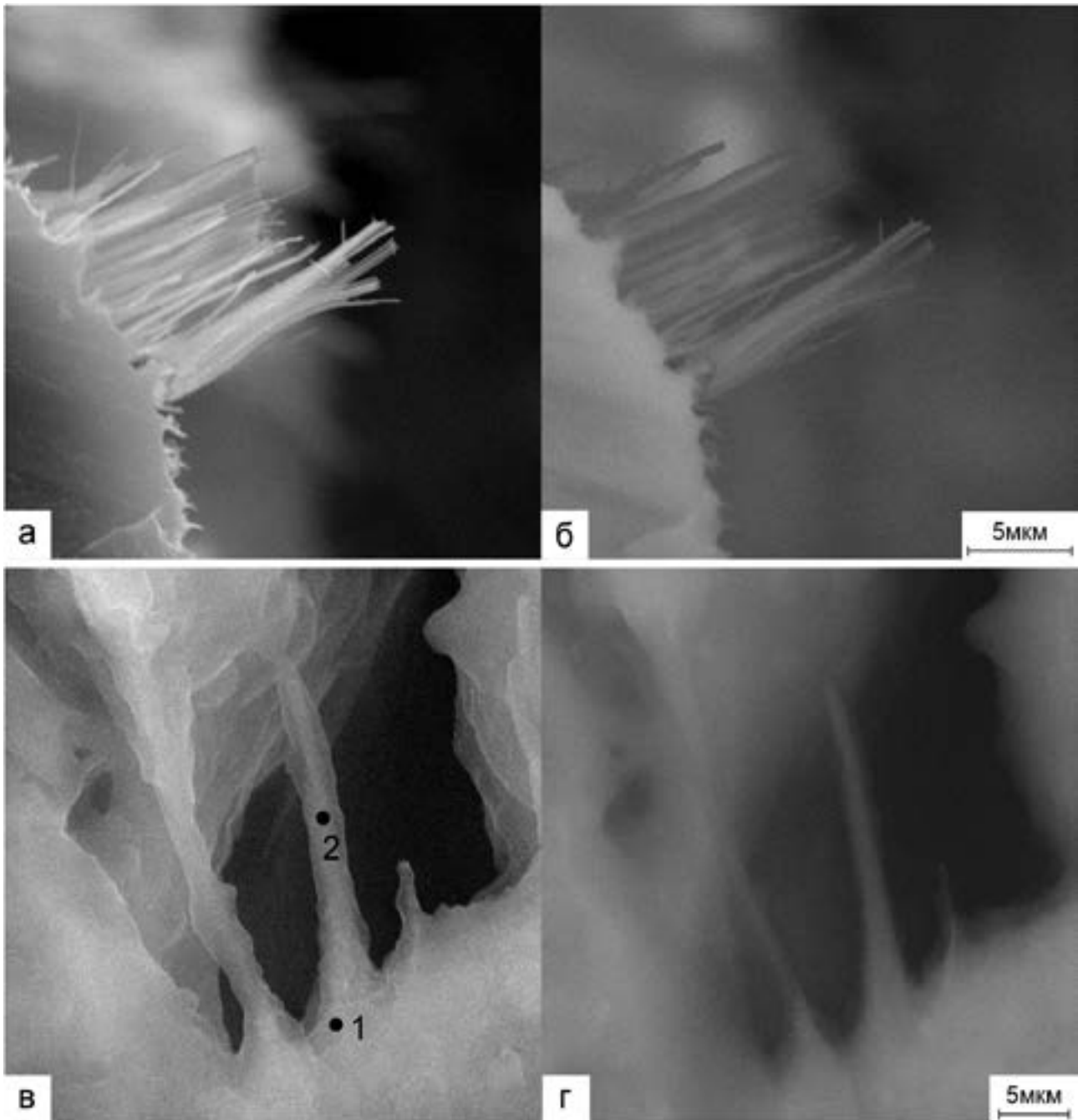


Рис.8. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності, одержані з використанням вторинних (а, в) та зворотно розсіяних (б, г) електронів. Цифрами 1 і 2 на рис.8, в позначено локальні ділянки зразка, в яких було визначено вміст Mg. Растрова електронна мікроскопія.

За зовнішнім виглядом всі волокнисті структури, які були виявлені в надпластично продеформованих зразках сплаву 01420Т, умовно можна поділити на такі типи: циліндричні волокна; конусоподібні волокна; циліндричні волокна, на яких є потовщення або ж одне чи кілька краплеподібних утворень; стрічкоподібні волокна; волокна, які мають вид сталактитів або сталагмітів.

Волокнисті структури, які мають схожу морфологію, були, зокрема, виявлені і авторами праць [21-27]. Вони досліджували структурні

зміни, що відбуваються у ході високотемпературної та високошвидкісної надпластичної деформації багатокомпонентних алюмінієвих сплавів.

Розглянемо на якісному рівні деякі причини виявлених у ході досліджень відмінностей морфології волокнистих структур та вкажемо на деякі чинники, дія яких, вірогідно, визначала морфологію волокон.

Можна передбачити, що конкретний вигляд волокнистих структур, які були спостережені в зразках дослідженого сплаву 01420Т, перш за все залежить від об'єму метастабільної рідко-твірдої фази, яка

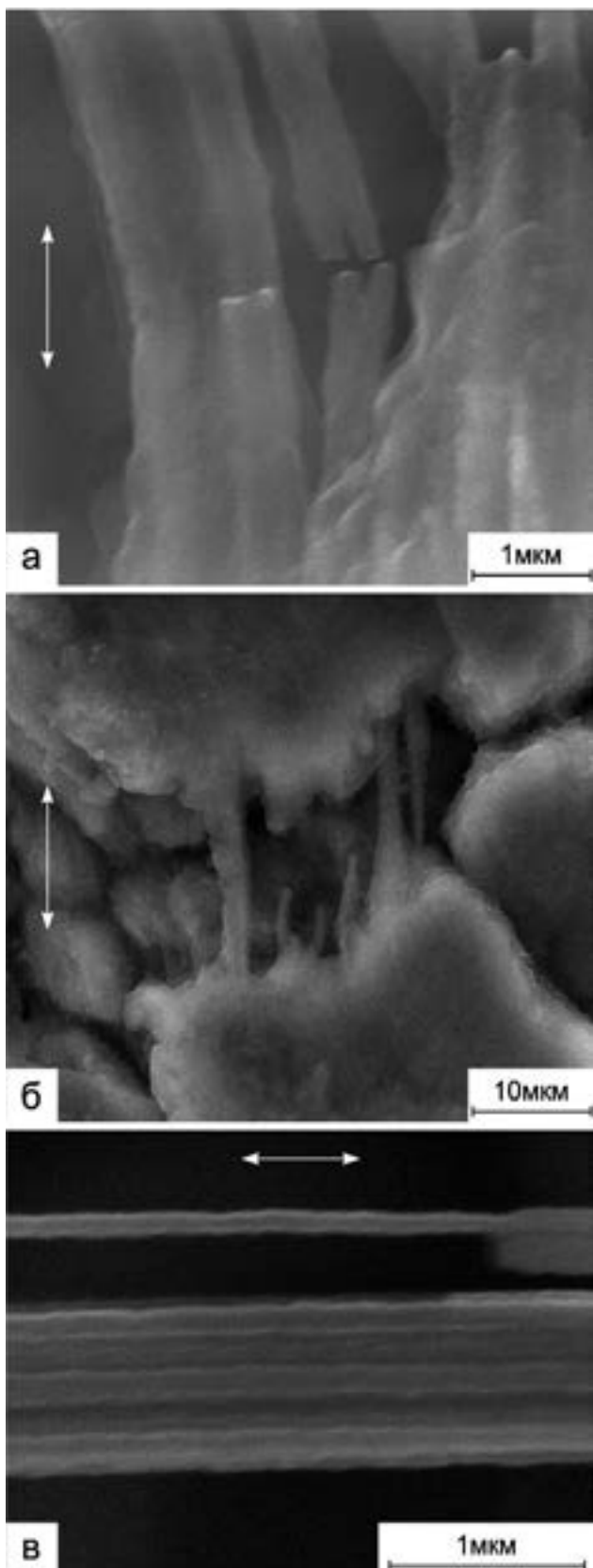


Рис.9. Види волокнистих структур у робочій частині зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах надпластичності. Напрямок розтягування вказаний стрілками. Растрова електронна мікроскопія.

перебувала у вигляді включень на деяких границях зерен і здійснювала в'язкий плин у ході надпластичної деформації, а також від величини її зсувної в'язкості, характеристик її поверхневого натягу, ступеня динамічного окислення розплаву та кінетики розвитку цього процесу.

Було встановлено, що тонкі циліндричні волокна мають приблизно однакову товщину. Вони, в основному, є прямолінійними. Однак серед них є і зігнуті (див. рис. 6). На деяких із циліндричних волокон є округлі потовщення та краплевидні утворення, так звані краплі-сателіти (див. рис. 7, в, з). У працях [16, 17, 22, 26, 27] їх авторами були висловлені припущення про те, що утворення крапель на волокнах є, вірогідно, наслідком дії сил поверхневого натягу, а округлі потовщення на них утворились внаслідок обтікання рідко-твердим матеріалом частинок інтерметалідів та скупчень оксидів.

Визначено що площа поперечного перерізу конусоподібних волокон становить кілька мікромметрів, а площа перерізу їх гострих кінців, які є зонами, де відбулася локалізація деформації, є дуже малою.

Остаточний вигляд волокон та їх форма вірогідно залежить не лише від характеру в'язкого плину рідко-твердого матеріалу, але й від процесу його кристалізації під час охолодження зразка на повітрі до кімнатної температури після завершення механічних випробувань. Так, зокрема, можна передбачити що тріщини на деяких стрічкоподібних волокнах (див. рис. 9, а) вірогідно утворилися внаслідок релаксації внутрішніх напружень, які не в повній мірі були зведені до мінімуму в ході рекристалізації, що здійснювалась під час охолодження зразка.

Можна передбачити що волокнисті структури, що за своїм виглядом схожі на сталактити та сталагміти (див. рис. 7, б), вірогідно утворилися з в'язкого матеріалу, який у ході надпластичної деформації в результаті проходження кристалізації, що здійснювалась у локальних мікрооб'ємах волокон, поступово перетворювався з рідко-твердого у твердо-рідкий. Внаслідок цього в закристалізованому мікрооб'ємі волокна в'язкий однорідний плин матеріалу вірогідно перетворився в локалізований плин, який характерний для пластичного плину, що здійснюється у результаті переміщення дислокацій у твердій фазі. Саме це, вірогідно, й привело до утворення волокон, схожих на сталактити та сталагміти.

#### ВИСНОВКИ

1. Проведені механічні випробування та структурні дослідження зразків сплаву 01420Т, які були продеформовані до зруйнування у оптимальних умовах надпластичної деформації при  $T = 520^{\circ}\text{C}$  і напруженні плину  $\sigma_{\text{онт}} = 4,5$  МПа.

2. Встановлено що на макроскопічному рівні



надпластичний плин зразків сплаву 01420Т відбувався стабільно і однорідно, а на мікроскопічному рівні він був локально неоднорідним.

3. Вивчена морфологія волокнистих структур, які утворилися у ході надпластичного плину зразків сплаву 01420Т, продеформованих до зруйнування в оптимальних умовах. Встановлено, що за зовнішнім виглядом усі волокнисті структури, які були виявлені в робочих частинах зразків, умовно можна поділити на такі: циліндричні волокна; конусоподібні волокна; циліндричні волокна, на яких є потовщення або ж одне чи кілька краплеподібних утворень; стрічкоподібні волокна; волокна, які мають вид сталактитів або сталагмітів.

4. На якісному рівні розглянуті деякі причини виявлених у ході досліджень відмінностей морфології волокнистих структур та вказані чинники, дія яких, вірогідно, визначала остаточний вигляд волокон.

#### ЛІТЕРАТУРА

1. 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.
2. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов, Металлургия, М. (1978). 730с.
3. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 7606140, 1 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
4. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Наукова думка, Киев. (1992). 192с.
5. В.Н. Щерба. Прессование алюминиевых сплавов, Интернет Инжиниринг, М. (2001). 768с.
6. И.Н. Фридляндер, В.С. Сандлер. МТМ, 8, 29 (1988).
7. И.Н. Фридляндер, Е.В. Эхина, Т.М. Куныявская, В.Л. Ликин. МТМ, 2, 62 (1985).
8. М.К. Rabinovich, М.В. Markushev, М.У. Murashkin. Met. Sci. and Heat. Treatment, 39, №3–4, 172 (1997). <https://doi.org/10.1007/BF02469074>
9. И.И. Новиков, В.К. Портной, И.Л. Константинов, Н.И. Колобнев, Металловедение алюминиевых сплавов, Наука, М., 84 (1985).
10. Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда, В.М. Андронов, В.В. Брюховецкий. Вісник Харківського державного університету. Серія «Фізика», В.2, № 418, С.38 (1998).
11. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюхо-вещький, Р.И. Кузнецова, О.П. Кришталь, О.Л. Самсоник, Д.Є. Педун, Кафарані Алі Махмуд. Вісник ХНУ. Серія «Фізика», В.13, № 914, С.86 (2010).
12. В.П. Пойда, Д.Є. 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).

13. D.E. Milaya, V.P. Poyda, V.V. Bryukho-vetskiy, A.V. Poyda. // Вісник ХНУ, серія «Фізика», В.29, 29 (2016).
14. Д.Є. Мила, В.П. Пойда, В.В. Брюхо-вещький, А.В. Пойда. Металофізика та новітні технології, Т.42, №4, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511>
15. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография, Металлургия, М. (1976), 272с.
16. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда, В.Ф. Клепиков. Металлофізика и новейшие технологии, Т.25, №1, 117 (2003).
17. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов. Физика металлов и материаловедение, Т.103, №4, 433 (2007). <https://doi.org/10.1134/S0031918X07040151>
18. Н.С. Герчикова Тонкая структура и коррозионное растрескивание алюминиевых сплавов, Металлургия, М. (1982), 128с.
19. М.В. Мальцев, Ю.Д. Чистяков, М.И. Цыпин. ДАН СССР, Т.49, №5, 813 (1954).
20. В.И. Добаткин, Р.М. Габидуллин, Б.А. Колачев, Г.С. Макаров, Металлургия, М. (1976) 264с.
21. M.G. Zelin, S. Guillard Materials. Science and Technology, V.15, 309 (1999). <https://doi.org/10.1179/026708399101505734>
22. 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)
23. C.L. Chen, M.J. Tan, Materials Science and Engineering, A338, 243 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00083-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00083-7)
24. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi, Interface Sci, V.4, №3, 4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
25. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum, V.551-552, 645 (2007). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.645>
26. W.D. Cao X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., Vol. 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. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 459 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031>

#### REFERENCES

1. 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.
2. О.А. Kaibyshev. Superplasticity of industrial alloys, Metallurgy, Moscow (1978). 730p.
3. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 7606140, 1 (2018). <https://doi.org/10.1155/2018/7606140>

- [org/10.1155/2018/7606140](https://doi.org/10.1155/2018/7606140)
4. I.N. Friedlander, K.V. Chuistov, A.L. Berezina, N.I. Kolobnev. Naukova Dumka, Kyiv. (1992). 192p.
5. V.N. Shcherba. Pressing of aluminum alloys, Internet Engineering, M. (2001). 768p.
6. I.N. Fridlyander, V.S. Sandler. MiTOM, 8, 29 (1988).
7. I.N. Fridlyander, E.V. Ekhina, T.M. Kunyavskaya, V.L. Likin. MiTOM, 2, 62 (1985).
8. M.K. Rabinovich, M.V. Markushev, M.Y. Murashkin. Met. Sci. and Heat. Treatment, 39, №3-4, 172 (1997). <https://doi.org/10.1007/BF02469074>
9. I.I. Novikov, V.K. Portnoy, I.L. Konstantinov, N.I. Kolobnev, Metal Science of Aluminum Alloys, Nauka, Moscow, 84 (1985).
10. R.I. Kuznetsova, V.P. Poida, V.M. Andronov, V.V. Bryukhovetsky. Vestnick of Kharkiv State University. Series "Physics", V.2, No. 418, P.38 (1998).
11. V.P. Poyda, A.V. Poyda, V.V. Bryukho-vetsky, R.I. Kuznetsova, O.P. Kryshnal, O.L. Samsonik, D.Ye. Pedun, Kafarani Ali Mahmud. Vestnick of Kharkiv State University. Series "Physics", V.13, No.914, P.86 (2010).
12. 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 damage and radiation materials science", No.4 (92), 139 (2014).
13. D.E. Milaya, V.P. Poyda, V.V. Bryukho-vetskiy, A.V. Poyda. // Vestnick of Kharkiv State University. Series "Physics", V.29, 29 (2016).
14. D.E. Milaya, V.P. Poyda, V.V. Bryukho-vetskiy, A.V. Poyda. Metallofizika i noveyshiye tekhnologii, V.42, No. 4, 511 (2020). <https://doi.org/10.15407/mfint.42.04.0511>
15. S.A. Saltykov. Stereometric metallography, Metallurgy, M. (1976), 272p.
16. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, R.I. Kuznetsova, A.V. Poyda, V.F. Klepikov. Metallofizika i noveyshiye tekhnologii, V.25, №1, 117 (2003).
17. V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetskiy, A.V. Poyda, R.I. Kuznetsova, V.F. Klepikov, D.L. Voronov. Fizika metallov i metallovedeniye, V.103, №4, 433 (2007). <https://doi.org/10.1134/S0031918X07040151>
18. N.S. Gerchikova Fine structure and corrosion cracking of aluminum alloys, Metallurgy, M. (1982), 128p.
19. M.V. Maltsev, Yu.D. Chistyakov, M.I. Tsy-pin. DAN USSR, Vol.49, No.5, 813 (1954).
20. V.I. Dobatkin, R.M. Gabidullin, B.A. Kolachev, G.S. Makarov, Metallurgiya, M. (1976) 264p.
21. M.G. Zelin, S. Guillard Materials. Science and Technology, V.15, 309 (1999). <https://doi.org/10.1179/026708399101505734>
22. 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)
23. C.L. Chen, M.J. Tan, Materials Science and Engineering, A338, 243 (2002). [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00083-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00083-7)
24. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi, Interface Sci, V.4, №3, 4, 357 (1996). <https://doi.org/10.1007/BF00240254>
25. M. Wang, H.Z. Guo, Y.J. Liu. Materials Science Forum, V.551-552, 645 (2007). <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.551-552.645>
26. W.D. Cao X.P. Lu, H. Conrad. Acta Mater., Vol. 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. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib and James R. Ciulika. Scripta Materialia, 60, 459 (2009). <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.031>