

УДК 621.7; 621 7.043

DOI <https://doi.org/10.32782/3041-2080/2026-6-10>

ВПЛИВ ПРОКАТКИ ЗІ ЗСУВОМ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ДИСПЕРСНОТВЕРДІЮЧОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ

Пашинська Олена Генріхівна,

доктор технічних наук, старший науковий співробітник,
професор кафедри природничо-наукових та загальноінженерних дисциплін
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»,
провідний науковий співробітник ДонФТІ ім. О.О.Галкіна НАН України
ORCID ID: 0000-0001-7102-1544

Пашинський Володимир Володимирович,

доктор технічних наук, доцент,
завідувач кафедри МПМ
ТОВ «ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «МЕТІНВЕСТ ПОЛІТЕХНІКА»
ORCID ID: 0000-0003-0118-4748

У роботі представлено результати дослідження впливу прокатки зі зсувом на формування структури та властивостей прокату з алюмінієвого дисперснозміцненого сплаву. Досліджено різницю в мікротвердості, параметрах зеренної структури, тонкої структури (рівня мікронапруг, розміру блоків мозаїки та щільності дислокацій) в зразках, отриманих прокаткою зі зсувом (далі – ПЗ) і стандартною прокаткою (далі – СТ) на гладкій бочці при зіставних ступенях деформації. Установлено, що зі збільшенням ступеня деформації мікротвердість матеріалу зростає приблизно однаково, проте при досягненні логарифмічного ступеня деформації $e \geq 2$ в зразках, отриманих за технологією ПЗ, починаються процеси знеміцнення. Падіння мікротвердості на останньому переході може бути пов'язане з перебігом *in-situ* повернення або рекристалізації в процесі деформації. Характеристики форми зерна суттєво відрізняються, а саме у зразках, отриманих за технологією ПЗ, нерівноосність зерен у напрямку вздовж та поперек прокатки менше, ніж у зразках СТ, що також може пояснюватися активацією процесів рекристалізації та повернення під впливом зсувних деформацій. Дослідження тонкої структури методом рентгеноструктурного аналізу показало, що розмір блоків мозаїки змінюється за тими самими закономірностями. Порівняння величини мікронапруг дає змогу зробити такі висновки: для відповідних обробок мікронапруги в поперечному перерізі менше, ніж у поздовжньому, приблизно на 30 % для СТ і на 50 % – для ПЗ; після обробки СТ величина мікронапруг більше, ніж після прокатки ПЗ на 30 % у поперечному перерізі та на 4 % – у поздовжньому. Отримані результати дають змогу стверджувати, що при реалізації технології ПЗ при досягненні ступеня логарифмічної деформації $e \geq 2$ починається розвиток процесу спрямованої рекристалізації під час деформації.

Ключові слова: деформація зі зсувом, розмір зерна, коефіцієнт форми зерна, мікротвердість, анізотропія, мікронапруги, розмір блоків, щільність дислокацій.

Pashynska Olena, Pashynskyi Volodymyr. Influence of shear rolling on the formation of structure and mechanical properties of a dispersion-strengthened aluminum alloy

The paper presents the results of the study of shear rolling influence on the formation of the structure and properties of metal from a dispersion-strengthened aluminum alloy. The difference in microhardness, grain structure parameters, fine structure (microstress level, mosaic block size and dislocation density) in samples obtained by shear rolling (ShR) and standard rolling (StR) on a smooth barrel at different deformation degrees was studied. It was found that with increasing deformation degree, the microhardness of the material increases approximately equally, however, when reaching a logarithmic deformation degree $e \geq 2$ in samples obtained by ShR technology, weakening processes begin. The drop in microhardness at this degree of deformation may be associated with the start of *in-situ* recovery or recrystallization during deformation. The grain shape characteristics differ significantly, namely, in samples obtained by the ShR technology, the biaxiality of grain size in the direction along and across the rolling is less than in the StR samples, which can also be explained by the activation of the recovery and recrystallization processes under the influence of shear deformations. The study of the current structure by the X-ray structural analysis method showed that the size of the mosaic blocks changes according to the same laws. A comparison of the magnitude of microstresses allows us to draw the following conclusions: for the corresponding treatments, the microstress in the cross section is less than in the longitudinal, by approximately 30% for StR and by 50% for ShR; after StR treatment, the magnitude of microstresses is greater than after rolling with shear by 30% in the cross section and by 4% in the longitudinal. The obtained results allow us to state that when implementing the ShR technology, when the logarithmic deformation degree $e \geq 2$ is reached, the development of the directional recrystallization process begins during deformation.

Key words: shear deformation, grain size, grain shape factor, microhardness, anisotropy, microstress, block size, dislocation density.

Вступ. У роботі представлені результати досліджень, метою яких є вивчення впливу схеми деформації при прокатці зі зсувом (далі – ПЗ) на зміну структури та властивостей алюмінієвого сплаву. Такий вид обробки дедалі частіше застосовують для інтенсифікації процесів формозмінення [1] та отримання підвищених механічних характеристик деформованих металевих матеріалів [2]. Установлено, що зміна напруженого стану активує процеси накопичення та перерозподілу дефектів кристалічної будови, що впливає на перебіг процесів повернення та рекристалізації [3]. Численними дослідженнями встановлено, що процес таких структурних перетворень залежить як від внутрішніх факторів (тип кристалічної решітки сплаву, вихідний структурний стан) [4], так і від реалізації типу технологічного процесу для створення зсувних деформацій під час обробки [4; 5]. Так, наприклад, у роботі [6] досліджується можливість математичного моделювання процесів формування структури в процесі інтенсивної пластичної деформації. Але більшість авторів використовує методи експериментального дослідження структурних перетворень для матеріалів з певним типом кристалічної решітки. Автори роботи [7] досліджували перетворення в сплавах на основі магнію, і зроблено висновок, що інтенсивна пластична деформація активує полегшений розвиток динамічної рекристалізації. Однак магній має гексагональну щільно упаковану кристалічну решітку, тоді як значна кількість технічних сплавів має кубічну гранецентровану кристалічну решітку, тому результати роботи [7] не можуть бути прямо перенесені на такі матеріали. У тих же випадках, коли досліджували структурні зміни в металах з ГЦК решіткою, використовувалася гаряча пластична деформація [8], що утруднювало розділення ефектів температурного та деформаційного впливу при обробці. Значний інтерес становить дослідження структурних перетворень за інтенсивної пластичної деформації сплавів на основі алюмінію, який має ГЦК-решітку, але завдяки високій пластичності може бути деформований за температур значно нижчих температури статичної рекристалізації. Так, у роботі [9] досліджено структурні перетворення при інтенсивній пластичній деформації листа з алюмінієвого сплаву, але автори все-таки застосовували підігрів матеріалу до 200–300 °С, а деформацію проводили на зразку, який розміщувався в гідравлічному пресі. Значно більший інтерес становить технологічна схема, коли деформація реалізується в процесі прокатки за кімнатних температур у спеціально розроблених профільованих

валках [10]. Тому в цьому дослідженні використовували матеріали, отримані саме за такою технологією.

Методи та методики дослідження. Наявність зсувного складника деформації забезпечували прокаткою на профільованих валках (далі – ПЗ) [10]. Для порівняння стандартну прокатку (далі – СП) виконували на гладкій бочці. Деформацію здійснювали без нагріву, щоб уникнути впливу структурних термічно активованих перетворень.

Хімічний склад досліджуваного алюмінієвого сплаву такий (% ваг.): Cu – 3.8–4.8; Mn – 0.4–0.8; Mg – 0.4–0.8; Si 0.7; Fe 0.7.; Al – основа. Пруток діаметром 30 мм відпалювали при температурі 500 °С і гартували у воду. Зразки витримували за кімнатної температури для завершення процесу природного старіння в повному обсязі, протягом 5–7 діб для старіння дюралюмінієвого сплаву після загартування.

Структура сплаву після відпалу становить собою твердий розчин з вторинними включеннями різних інтерметалічних сполук. Після гарту з оптимальних температур (500 °С) основна кількість сполук CuAl_2 та Mg_2Si розчиняється в алюмінії. Однак сполуки заліза не розчиняються, тому його включення спостерігаються в алюмінієвому твердому розчині (рис. 1). Цей стан матеріалу обрано як вихідний для проведення порівняльного аналізу впливу на структуру й властивості алюмінієвого сплаву при різних видах прокатки.

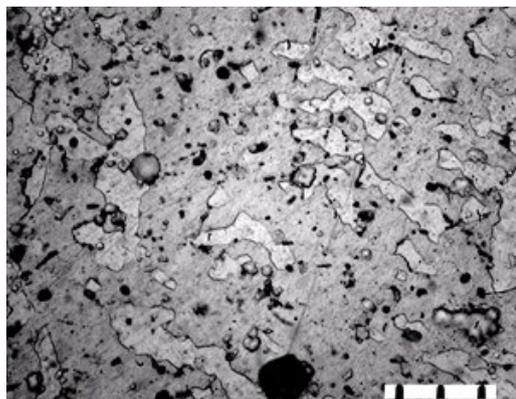


Рис. 1. Мікроструктура алюмінієвого сплаву після загартування (поперечний переріз, $\times 1000$, відстань між поділами 10 мкм)

Мікроструктуру загартованих і деформованих зразків досліджували при збільшеннях 200–3000 на приладі Neophot-32 після багаторазового полірування та двостадійного травлення кордонів зерен розчином ($\text{HF} + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$) та концентрованим розчином ($\text{H}_2\text{O} + \text{HF}$). Фотографування здійснювали цифровою камерою Nikon. На

зразках у поперечному й подовжньому напрямках проводили кількісну оцінку розмірів зерен та їх фрагментів, а також вимірювали мікротвердість при навантаженні 25 г. Статистичну обробку отриманих результатів здійснювали за допомогою програми Statistica 5.5.

На автоматизованій установці ДРОН-3 виконували рентгеноструктурний аналіз зразків у подовжньому й поперечному напрямках після деформації з метою визначення розмірів кристалітів і мікронапруження в кристалах. Метод дав змогу отримати статистично надійну інформацію про параметри решітки, розмір зерен-кристалітів, мікроспотворення, кристалографічні текстури, а також визначити ступінь анізотропії після деформації. Зйомку проводили у випромінюванні заліза. Як еталон прийнятий монолітний зразок з хімічно чистого алюмінію (99,99 %). Після прокатки його піддавали пресуванню, у результаті чого логарифмічний ступінь деформації матеріалу становив $e = 1.1$. Для зняття внутрішніх напруг, викликаних деформаційною обробкою, та отримання порівняно великого зерна зразок нагрівали до 400 °С протягом 25 хв, після чого охолоджували з відкритою піччю (для виключення виділення вторинних фаз). Зйомка рентгенограми відпаленого зразка була еталонною: порівняння з нею дало змогу розділити ефекти, що роблять внесок у зміну структури при різних типах деформації.

Для контролю властивостей дібрано зразки після деформації за стандартною схемою (зі ступенем деформації $e = 1.52; 2.01; 2.22; 2.65$) та прокатки зі зсувом ($e = 0.62; 1.56; 1.94; 2.41$).

Результати. Для оцінки зміни механічних характеристик проведено вимірювання мікротвердості сплаву в різних площинах (уздовж та впоперек напрямку прокатки). На рис. 2 наведено дані щодо зміни значень мікротвердості H_{μ} при підвищенні ступеня деформації за СТ- та ПЗ-технологіями. З аналізу графіка видно, що в зразках після СТ на всіх етапах мікротвердість у поперечному перерізі вище, ніж у подовжньому. Різниця в значеннях H_{μ} для різних перерізів зі збільшенням ступеня деформації зростає ($\Delta H_{\mu} = 20; 30; 35 \text{ Н/мм}^2$), проте на останньому проході зменшується на $\Delta H_{\mu} = 20 \text{ Н/мм}^2$. Для зразків після ПЗ на першому етапі деформування мікротвердість у подовжньому перерізі вище, ніж у поперечному, а на наступних етапах тенденція аналогічна зразкам, прокатаним за СТ-технологією. Зі зростанням ступеня деформації різниця в значеннях для подовжнього та поперечного перерізів збільшується ($\Delta H_{\mu} = 12; 17; 25; 45 \text{ Н/мм}^2$). Загалом, з підвищенням ступеня деформації для всіх

зразків після прокатки зі зсувом спостерігається зростання значень мікротвердості в обох перерізах, тільки на останньому проході після ПЗ вона знижується, причому в подовжньому перерізі значно. На початкових етапах деформації анізотропія мікротвердості при ПЗ менше, ніж при СТ, проте на останньому етапі перевищує анізотропію H_{μ} в стандартних зразках.

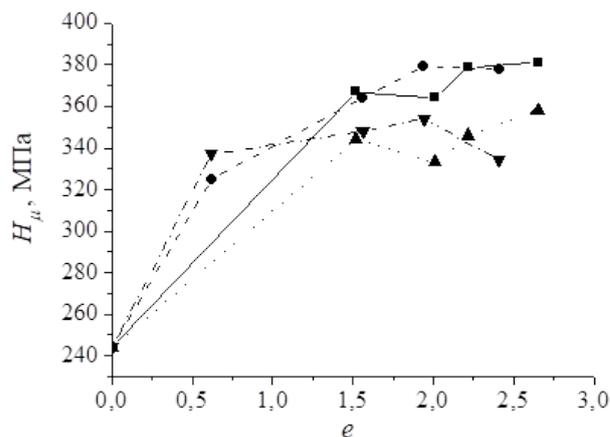


Рис. 2. Залежність мікротвердості від ступеня деформації в поперечному (■ – СТ, ● – ПЗ) та подовжньому (▲ – СТ, ▼ – ПЗ) перерізах

Падіння мікротвердості на останньому проході може бути пов'язане з перебігом in-situ повернення або рекристалізації в процесі деформації. У низці публікацій [5–10] обговорювали питання щодо можливості перебудови дефектної структури в алюмінієвих сплавах при деформації в ділянці низьких та високих температур. У публікаціях зазначається, що внаслідок високої енергії дефекту упаковки в алюмінії найбільш імовірний перебіг повернення, що перешкоджає розвитку рекристалізації. У роботі [9] показано, що при складному навантаженні в алюмінії можливий розвиток складних процесів, що поєднують повернення та рекристалізацію в процесі деформації. Показано, що це призводить до формування структур змішаного типу, для яких характерна наявність зерен із субграниччями та дрібних зерен без субграниць, з малою кількістю дефектів у полі зерна, що характеризуються висококутовими границями. Тому питання механізмів перебудови тонкої структури в алюмінієвих сплавах при деформації нині залишається дискусійним.

Однак, незважаючи на різницю в трактуванні природи спостережуваного зменшення, беззаперечним фактом залишається те, що при використанні комбінованої пластичної деформації зі зсувом починаються процеси активної

перебудови структури завдяки не тільки збільшенню щільності дефектів, а і їх еволюції.

Для встановлення природи змін структури, що спостерігаються, використовували методи мікроструктурного кількісного аналізу. При падінні рівня мікротвердості в разі перебігу процесів повернення *in-situ* розміри зерен не повинні суттєво збільшуватися. Якщо ж при деформації проходить рекристалізація *in-situ*, то це має знайти відображення в зміні розміру та форми зерна (коефіцієнта витягнутості). Розміри зерен та параметри статистичної обробки результатів наведено в табл. 1.

З даних таблиці видно, що прокатка по СТ і ПЗ технологіях у поперечному перерізі призводить до загального подрібнення структури та виділення другої фази. Розмір зерна перших етапах деформації зменшується до $6\div 20$ мкм. На останніх етапах деформації для ПЗ характерна поява дрібних ($0.3\div 0.5$ мкм) рівноосних фрагментів, тоді як для СТ-технології характерний розмір зерен становить $1\div 4$ мкм. Аналіз даних табл. 1 показує, що в стандартних зразках середній розмір зерен у поздовжньому перерізі більше, ніж у поперечному приблизно на 35 %, коефіцієнт витягнутості поводиться аналогічно (різниця між подовжнім і поперечним перерізами приблизно 40 %).

У зразках, прокатаних за технологією ПЗ, спостерігається зворотна тенденція: у поздовжньому перерізі середній розмір зерен менший, ніж у поперечному, в середньому на 30 %, коефіцієнт витягнутості – на 25 %. Розміри зерен після ПЗ менші, ніж після СТ, на 16 % у поперечному перерізі та на 62 % – у поздовжньому.

Коефіцієнт витягнутості після ПЗ приблизно дорівнює (у межах помилки) коефіцієнта витягнутості при СТ у поперечному перерізі та менше на 53 % у поздовжньому перерізі. Матеріал після СТ має більші зерна, ніж після ПЗ;

структура в результаті стандартної прокатки має більшу анізотропію (у поздовжньому перерізі і розміри зерен, і коефіцієнт витягнутості значно більше, ніж у поперечному). Після обробки ПЗ структура більш однорідна (відмінності витягнутості зерен в обох перерізах менші порівняно зі стандартною прокаткою СТ) і характеризується меншими значеннями розміру зерен. Виконаний кількісний металографічний аналіз показав, що деформація СТ призводить до появи анізотропії, а ПЗ формує більш рівномірну структуру. Це спостереження свідчить про можливе протікання рекристалізації в процесі деформації. Водночас ефекти від розвитку рекристалізації *in-situ* повинні проявитися при дослідженнях тонкої структури матеріалу методом рентгеноструктурного аналізу (РСА).

Методом РСА оцінено розміри блоків, щільність дислокацій, рівень мікронапруг для зразків з найбільшими ступенями деформації після 4 проходів. Матеріал після СТ- і ПЗ-обробки мав ступінь деформації ϵ , рівну 2.65 і 2.41 відповідно.

Ураховуючи, що в менших кутах сильніше дається взнаки блочність, а у великих – напруги другого роду, аналіз блочності проводили по лініях (111) і (222), а внесок мікронапруг – по лініях (200) і (400) (табл. 2).

Порівняння величини мікронапруг дає змогу зробити такі висновки: для відповідних обробок мікронапруги в поперечному перерізі менше, ніж у поздовжньому, приблизно на 30 % для СТ і на 50 % – для ПЗ; після обробки СТ величина мікронапруг більше, ніж після прокатки зі зсувом на 30 % у поперечному перерізі та на 4 % – у поздовжньому.

Порівняння величин блоків дає змогу зафіксувати, що: для СТ розміри блоків у поперечному перерізі менші, ніж у поздовжньому, на 33 %; для ПЗ, навпаки, розміри блоків у подовжньому перерізі менші, ніж у поперечному на

Таблиця 1

Результати кількісної металографії деформованих зразків та статистичної обробки результатів

Обробка	Середній розмір зерен, мкм			K_{ϕ}	Статистичні характеристики			
	$d_{\text{прод}}$	$d_{\text{попер}}$	$(d_{\text{попер}}+d_{\text{прод}})/2$		довір. інт.	ексцес	Асиметрія	дисперсія
Вихідний стан	21.03	7.17	14.09	0.33	± 0.37	2.94	1.41	1.44
СТ, $\epsilon = 2.65$, продовжній переріз	7.09	1.62	4.35	0.23	± 0.75	2.20	1.3	5.88
СТ, $\epsilon = 2.65$, поперечний переріз	4.08	1.55	2.82	0.38	± 0.31	1.42	0.80	1.02
ПЗ, $\epsilon = 2.41$, продовжній переріз	2.22	1.07	1.64	0.48	± 0.2	0.70	0.56	0.42
ПЗ, $\epsilon = 2.41$, поперечний переріз	3.46	1.25	2.36	0.36	± 0.29	1.14	1.09	0.89

Результати розрахунку величини мікронапруг і розмірів блоків

Вид та ступінь деформації, орієнтація перерізу	Фізичне розширення β				Відносне розширення		Мікронапруги, $\Delta d / d \cdot 10^{-5}$		Розмір блоків D, мкм	
	(111)	(200)	(222)	(400)	β_{222}/β_{111}	β_{400}/β_{200}	(111) и (222)	(200) и (400)	(111) и (222)	(200) и (400)
СТ, $e = 2.65$, поперечний переріз	2.25	2.79	4.68	14.64	2.081	5.25	1.588	3.126	0.41	1.29
СТ, $e = 2.65$, подовжній переріз	3.44	3.53	9.03	20.34	2.63	5.77	4.119	4.456	0.61	3.4
ПЗ, $e = 2.41$, поперечний переріз	1.6	2.0	4.68	10.39	2.93	5.19	2.232	2.181	1.61	2.63
ПЗ, $e = 2.41$, подовжній переріз	3.72	3.24	8.51	19.31	2.29	5.97	3.665	4.278	0.41	14.7

75 %. У подовжньому перерізі розміри блоків після стандартної обробки більше, ніж після прокатки зі зсувом, на 33 %; у поперечному перерізі розміри блоків після ПЗ більші, ніж після СТ, на 75 %.

Так, що більше вплив параметра $\Delta d/d$ на розширення, то більш рівномірно розподілені дислокації. Це говорить про те, що в разі проведення прокатки зі зсувом дислокації розподілені в об'ємі зерен більш рівномірно, ніж при прокатці за стандартною технологією. Зважаючи на це, оцінили загальну щільність дислокацій у зразках після двох типів деформації (табл. 3).

Таблиця 3

Результати визначення щільності дислокацій

Характеристика зразка		Щільність дислокацій $\times 10^8, \text{см}^{-2}$
вид деформації	переріз	лінії (111)
СТ $e = 2.65$	поперечний	17.01
	подовжній	12.49
ПЗ $e = 2.41$	поперечний	3.62
	подовжній	27.55

З таблиці видно, що після СТ-прокатки щільність дислокацій у поперечному перерізі більша, ніж у подовжньому; після ПЗ щільність дислокацій вище в подовжньому перерізі порівняно з поперечним. Привертає увагу те що, що середня щільність дислокацій для СТ і ПЗ майже однакова лінії (111): 14.8×10^8 і $15.6 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$ відповідно.

Однак при СТ дислокації розподілені рівномірніше по різних перерізах. Значна різниця щільності дислокацій у різних перерізах після ПЗ з урахуванням падіння рівня мікротвердості,

меншого розміру зерен при ПЗ, розмір блоків може бути пояснено в межах теорії спрямованої рекристалізації. Слід зазначити, що рівна щільність дислокацій для обох схем деформації відповідає меншому розміру зерен при ПЗ. Вимірювання щільності дислокацій шляхом рентгеноструктурного аналізу відбувається інтегрально, тобто оцінюється загальна щільність дефектів у матеріалі. Це означає, що в полі зерна при ПЗ щільність дислокацій менша, ніж при СТ, що також опосередковано підтверджує теорію перебігу спрямованої рекристалізації

Висновки. Комплексний аналіз змін структури, мікротвердості та даних рентгеноструктурного аналізу дає змогу зробити такі висновки:

1. При порівнянні двох видів прокатки встановлено, що в поперечному перерізі формуються відносно однакові за розміром та коефіцієнтом витягнутості зерна для СТ- та ПЗ-обробки; формування дрібніших блоків після стандартної прокатки, порівняно з прокаткою зі зсувом, зумовлює більш високий рівень мікронапруг і, відповідно, мікротвердості; у подовжньому перерізі всі показники (розмір зерна, коефіцієнт витягнутості, розмір блоків) вищі для стандартної обробки; більш значуща різниця в значеннях мікротвердості в цьому перерізі після двох видів прокатки зумовлюється значною деформаційністю та великим рівнем мікронапруг зразків після СТ.

2. Після прокатки за технологією СТ розмір зерна в поперечному перерізі менше, ніж у подовжньому; аналогічно веде себе коефіцієнт витягнутості, розміри блоків та мікронапруги. Тобто в результаті прокатки формується досить велике, витягнуте вздовж осі деформації зерно. Значна дисперсність структури в поперечному

перерізі зумовлює більший рівень мікронапруги. Утворення блоків також відбувається вздовж осі деформації, унаслідок чого мікронапруги в поздовжньому перерізі вище, ніж у поперечному. Загалом, у формування структури при СТ помітний внесок вносять мікронапруги, пов'язані із сильною анізотропією зерен та субзерен, що й відбивається на результатах мікротвердості.

3. Після прокатки зі зсувом спостерігається нетипова поведінка матеріалу: розмір зерен, їх коефіцієнт витягнутості та величина блочності в поперечному перерізі більше, ніж у поздовжньому. Велика деформованість зерен у поперечному перерізі після ПЗ, порівняно

зі стандартною прокаткою, зумовлює високу мікротвердість. Показано, що в результаті обробки ПЗ в поздовжньому перерізі формуються блоки, які можна порівняти з величиною зерна в поперечному перерізі. Усе сказане підтверджує гіпотезу про руйнування текстури при ПЗ на останніх стадіях деформації.

Формування після ПЗ більш дрібної, але також витягнутої структури та одночасне зменшення далекоюсяжних полів напруг і пружних спотворень кристалічних ґрат (порівняно зі стандартною прокаткою) свідчать про розвиток процесу спрямованої рекристалізації під час деформації.

ЛІТЕРАТУРА:

1. Алієва Л. І., Жбанков Я. Г., Маркова М. А., Таган Л. В. Комбінована пластична деформація зі зсувом для отримання великих заготовок. *Обробка матеріалів тиском: сб. наук. пр. Краматорськ : ДДМА*. 2013. № 3 (36). С. 3–9.
2. Zhdovoev A., Baudin T., Pashinska E., Kim H., Brisset F., Heaton M., Poznyakov V., Rogante M., Tkachenko V., Klochkov I., Skoryk M. Continuous Severe Plastic Deformation of Low-Carbon Steel: Physical-Mechanical Properties and Multi-Scale Structure Analysis. *Steel research international*. 2021. Vol. 92. Issue 3. 2000482.
3. Mahesh Panchal, Lalit Kaushik, Ravi Kottan Renganayagalu, Shi-Hoon Choi, Jaiveer Singh. Exploring microstructure and texture evolution in AZX311 Mg alloy under cyclic shear deformation. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2025. Vol. 13 (3). P. 1258–1274. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.02.009>
4. Valery I. Levitas. Strain-induced phase transformations, chemical reactions, microstructure evolution, and severe plastic deformations under high pressure. *Progress in Materials Science*. 2026. Vol. 158. 101625 <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2025.101625>
5. Ghader Faraji, Hyoung Seop Kim, Hessam Torabzadeh Kashi. Severe Plastic Deformation. Methods, Processing and Properties. 2018 Elsevier Inc., 315 p. <https://doi.org/10.1016/C2016-0-05256-7>
6. Хоменко О.В. Інтенсивна пластична деформація: методи та математичні моделі формування наноматеріалів. *Журнал фізичних досліджень*. 2020. Т. 24, № 2. 2001 (20 с.).
7. Alireza Rezaei, Reza Mahmudi, Roland E. Logé. Dynamic recrystallization and strengthening mechanisms in a magnesium alloy processed by severe plastic deformation. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2025. Vol. 13, Issue 11. P. 5600–5623. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.09.031>
8. Hee-Tae Jeong, Sang Yun Han, Chae Woo Ryu, Woo Jin Kim. Balancing strength and ductility in MP159 superalloy (Co–Ni–Cr–Fe–Mo–Ti–Al–Nb) through severe plastic deformation and multistage heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. 2025. Vol. 1047. 184852. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184852>
9. Zarini D., Fereshteh-Saniee F. Significant improvement in the fracture toughness of 3105 Al sheets under cyclic loading by microstructural evolution through severe-plastic deformation. *Journal of Materials Research and Technology*. 2025. Vol. 39. P. 5064–5077. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.10.188>
10. Varyukhin V. M., Pashinska O. G., Tkachenko V. M., Burkhovetskii V. V. Structural Modification of AD-1 Aluminium Alloy by the Method of Cold Rolling with Shift. *Металофізика та новітні технології*. 2015. Issue 37, № 4. P. 571–579.

REFERENCES:

1. Aliieva, L. I., Zhdankov, Ya. H., Markova, M. A., & Tahan, L. V. (2013). Kombinovana plastychna deformatsiia zi zsvom dlia otrymannia velykykh zahotovok [Combined plastic deformation with shear for obtaining large billets]. *Obrobka materialiv tyskom*, 3(36), 3–9 [in Ukrainian].
2. Zhdovoev, A., Baudin, T., Pashinska, E., Kim, H., Brisset, F., Heaton, M., Poznyakov, V., Rogante, M., Tkachenko, V., Klochkov, I., & Skoryk, M. (2021). Continuous severe plastic deformation of low-carbon steel: Physical-mechanical properties and multi-scale structure analysis. *Steel Research International*, 92(3), Article 2000482. <https://doi.org/10.1002/srin.202000482>

3. Panchal, M., Kaushik, L., Renganayagalu, R. K., Choi, S.-H., & Singh, J. (2025). Exploring microstructure and texture evolution in AZX311 Mg alloy under cyclic shear deformation. *Journal of Magnesium and Alloys*, 13, 1258–1274. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.02.009>
4. Levitas, V. I. (2026). Strain-induced phase transformations, chemical reactions, microstructure evolution, and severe plastic deformations under high pressure. *Progress in Materials Science*, 158, Article 101625. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2025.101625>
5. Faraji, G., Kim, H. S., & Torabzadeh Kashi, H. (2018). *Severe plastic deformation: Methods, processing and properties*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/C2016-0-05256-7>
6. Khomenko, O. V. (2020). Intensyvna plastychna deformatsiia: metody ta matematychni modeli formuvannia nanomaterialiv [Severe plastic deformation: Methods and mathematical models of nanomaterial formation]. *Zhurnal fizychnykh doslidzhen*, 24(2), Article 2001 [in Ukrainian].
7. Rezaei, A., Mahmudi, R., & Logé, R. E. (2025). Dynamic recrystallization and strengthening mechanisms in a magnesium alloy processed by severe plastic deformation. *Journal of Magnesium and Alloys*, 13(11), 5600–5623. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2025.09.031>
8. Jeong, H.-T., Han, S. Y., Ryu, C. W., & Kim, W. J. (2025). Balancing strength and ductility in MP159 superalloy (Co–Ni–Cr–Fe–Mo–Ti–Al–Nb) through severe plastic deformation and multistage heat treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, 1047, Article 184852. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184852>
9. Zarini, D., & Fereshteh-Saniee, F. (2025). Significant improvement in the fracture toughness of 3105 Al sheets under cyclic loading by microstructural evolution through severe plastic deformation. *Journal of Materials Research and Technology*, 39, 5064–5077. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.10.188>
10. Varyukhin, V. M., Pashinska, O. G., Tkachenko, V. M., & Burkhovetskii, V. V. (2015). Structural modification of AD-1 aluminium alloy by the method of cold rolling with shift. *Metallofizika ta novitni tekhnolohii*, 37(4), 571–579.



Стаття поширюється на умовах
ліцензії відкритого доступу
CC BY 4.0

Дата першого надходження статті до видання: 08.12.2025
Дата прийняття статті до друку після рецензування: 25.12.2025
Дата публікації (оприлюднення) статті: 16.03.2026