

Міністерство освіти і науки України
Харківський національний університет імені В.Н. Каразіна
Фізичний факультет
Кафедра фізики твердого тіла

«Допущено до захисту»
Виконуючтй обов'язки завідувача кафедри
кафедри фізики твердого тіла
проф. Зиман З.З. _____
«__» травня 2025 р.

Оцінка «__»
Голова ДЕК

«__» травня 2025 р.

Лобода Кирило Дмитрович

**Дослідження виникнення та розвитку дислокаційного ковзання
у двовимірних полікрystalах алюмінію**

Кваліфікаційна робота на
здобуття освітнього рівня
«Магістр» за спеціальністю
104 Фізика та астрономія
Освітньо-професійна програма
«фізика»

Науковий керівник – доцент
кафедри фізики твердого тіла,
кандидат фізико-математичних
наук
Роман ШУРІНОВ

Рецензент – доцент кафедри
фізики низьких температур,
кандидат фізико-математичних
наук
Сергій ЛЕБЕДЄВ

Харків 2025

АНОТАЦІЯ

Лобода Кирило

Дослідження виникнення та розвитку дислокаційного ковзання у двовимірних полікристалах алюмінію – Рукопис.

Дипломна робота на здобуття освітньо-кваліфікаційного рівня «Магістр» за спеціальністю 104 Фізика та астрономія, освітньо-професійна програма – «фізика» – Харківський національний університет імені В. Н. Каразіна, Харків, 2025. – 29 с., – 11 рис.

У магістерській кваліфікаційній роботі проведено комплексне дослідження механізмів виникнення та розвитку дислокаційного ковзання у двовимірних полікристалах алюмінію в умовах одноосового розтягування при кімнатній температурі. Особливу увагу приділено аналізу взаємодії між системами ковзання в межах окремих зерен та на їхніх межах, а також впливу зеренонної структури на характер пластичної деформації.

Робота базується на застосуванні інноваційної лазерної *in situ* методики, що дозволяє реєструвати формування деформаційного рельєфу з високою роздільною здатністю. Досліджено зміни в дифракційних картинах, які виникають унаслідок виходу дислокацій на поверхню зразка, та встановлено зв'язок між параметрами цих картин і розвитком дислокаційної структури.

Встановлено, що формування акомодативних систем ковзання в прикордонних зонах зерен відповідає моделі Кохендорфера, що забезпечує узгодження деформації між зернами. Зафіксовано появу подвійних дифракційних картин у місцях перетину меж зерен.

Результати дослідження мають як фундаментальне значення для фізики твердого тіла, так і практичне — для вдосконалення моделей пластичності, прогнозування механічних властивостей

Ключові слова: пластична деформація, дислокаційне ковзання, двовимірні полікристали алюмінію, межі зерен, *in situ* дослідження, квазіперіодична структура, деформаційний рельєф.

ANNOTATION

Loboda Kyrylo

Investigation of the occurrence and development of dislocation slip in two-dimensional aluminum polycrystals – Manuscript.

Degree work on obtaining educational qualification level “Bachelor” in the specialty 104 Physics and Astronomy educational and professional program – “Masters” – V. N. Karazin Kharkiv National University, Kharkiv, 2025, 29 p, – 11 ris.

The master's qualification thesis presents a comprehensive investigation of the mechanisms of dislocation slip initiation and development in two-dimensional polycrystalline aluminum under uniaxial tension at room temperature. Particular attention is given to the analysis of interactions between slip systems within individual grains and at grain boundaries, as well as to the influence of the grain structure on the nature of plastic deformation.

The study is based on the application of an innovative in situ laser technique that enables high-resolution observation of the deformation relief formation. Changes in diffraction patterns resulting from dislocation emergence at the specimen surface were analyzed, and a correlation between the parameters of these patterns and the evolution of the dislocation structure was established.

It was found that the formation of accommodation slip systems in grain boundary zones corresponds to the Kochendorfer model, which facilitates strain compatibility between grains. The appearance of double diffraction patterns at grain boundary intersections was also documented.

The results of this study have both fundamental significance for solid-state physics and practical relevance for the improvement of plasticity models and the prediction of mechanical properties.

Keywords: plastic deformation, dislocation slip, aluminum two-dimensional polycrystals, grain boundaries, in situ investigation, quasiperiodic structure, deformation relief.

ЗМІСТ	
ВСТУП	5
1. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРИ	6
1.1. Типи пластичної деформації в кристалічних тілах	6
1.2. Дислокації та дислокаційне ковзання. Фактор Шміда	7
1.3. Механізми акомодатії пластичної деформації між зернами в полікристалі	11
2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА	14
2.1. Підготовка зразків для експериментальних досліджень	14
2.2. Методика проведення експерименту та результати досліджень	14
2.2.1. Експериментальна установка. Лазерний метод дослідження <i>in situ</i> поверхні полікристалічних зразків в процесі пластичної деформації	15
2.2.2. Взаємодії лазерного випромінювання з структурою поверхні зразка	19
2.2.3. Аналіз дифракційних картин	23
ВИСНОВКИ	28
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	29

ВСТУП

Сучасні технології матеріалознавства значною мірою спрямовані на глибоке розуміння та контроль мікроструктурних процесів, які визначають механічні властивості матеріалів. Одним із ключових механізмів пластичної деформації металів є дислокаційне ковзання – процес, при якому відбувається зміщення атомних площин у кристалічній решітці під дією зовнішніх навантажень. Дослідження цього явища має особливе значення для полікристалічних матеріалів, оскільки їх властивості залежать від взаємодії дислокацій із міжзеренними межами, дефектами структури та іншими факторами.

Особливий інтерес представляють двовимірні моделі полікристалів, які дозволяють спростити аналіз динаміки дислокацій та їх впливу на механічну поведінку матеріалів.

Алюміній, як один із найпоширеніших конструкційних матеріалів, широко використовується в авіаційній, автомобільній та електронній промисловості завдяки своїй легкості, корозійній стійкості та високій пластичності. Його механічні властивості значною мірою визначаються рухом дислокацій, їх взаємодією з міжзеренними межами та іншими дефектами кристалічної решітки. Тому вивчення дислокаційного ковзання в двовимірних полікристалах алюмінію має як фундаментальне значення для розуміння механізмів деформації, так і прикладне – для оптимізації структури матеріалів з метою підвищення їх міцності, довговічності та експлуатаційних характеристик.

Метою даної роботи є дослідження процесів зародження та розвитку дислокаційного ковзання в двовимірному полікристалічному алюмінії за допомогою методу *in situ*. У роботі проаналізовано вплив таких факторів, як: структура зерен, міжзеренні границі, рівень та характер прикладених навантажень на динаміку дислокацій та загальну механічну поведінку матеріалу.

АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРИ

1.1. Типи пластичної деформації в кристалічних тілах

У процесі пластичної деформації ключову роль відіграють дислокації – лінійні дефекти кристалічної ґратки, що слугують носіями зсувного механізму деформації. Саме переміщення дислокацій у площинах ковзання забезпечує зміну форми матеріалу без порушення його цілісності. За наявності в кристалічній структурі окремих дислокацій однакового знаку процес деформації може розглядатися як наслідок їх незалежного переміщення, що відбувається під дією зовнішнього навантаження. Однак зі зростанням ступеня деформації інтенсивність генерації нових дислокацій зростає, у результаті чого підвищується їх концентрація в об'ємі матеріалу. Це, у свою чергу, спричиняє ускладнення дислокаційної взаємодії, зміну механізмів ковзання та розширення зони зсуву, яка може охоплювати дедалі більші ділянки кристалу.

Еволюція дислокаційної структури супроводжується активацією додаткових систем ковзання, що забезпечують зміну конфігурації внутрішніх структурних елементів матеріалу. Унаслідок цього відбувається глибинна перебудова кристалічної ґратки, зокрема формуються ротаційні форми деформації, які зумовлюють виникнення субструктур різного масштабу – від субзерен до субграниць. Така мікроструктурна складність значно впливає на механічні властивості матеріалу, зокрема на його зміцнення, пластичність та опір подальшому руйнуванню.

Нерівномірний просторовий розподіл дислокацій у деформованому матеріалі створює передумови для локалізації деформаційних процесів на різних масштабних рівнях – мезо-, мікро- та нанорівнях. Це виявляється у вигляді специфічного деформаційного рельєфу на поверхні зразка, який формується внаслідок виходу дислокацій на поверхню та їх взаємодії з нею. Такий рельєф може включати локальні зсуви, сходинки, смуги ковзання, мікротріщини тощо. Його морфологія є важливим індикатором активних механізмів пластичної деформації та їх еволюції під впливом навантаження.

Таким чином, комплексний аналіз поверхневого рельєфу, сформованого в процесі пластичної деформації, дозволяє ідентифікувати домінуючі механізми деформації, встановити особливості розвитку дислокаційної структури та відстежити просторово-часову динаміку деформаційного процесу. Це, у свою чергу, створює наукові передумови для цілеспрямованого керування механічними властивостями матеріалів шляхом контролю їхньої мікро- та субмікроструктури.

1.2 Дислокації та дислокаційне ковзання. Фактор Шміда

Як засвідчено в дослідженнях, у процесі пластичної деформації монокристалічного зразка на його попередньо відполірованій поверхні формуються мікроскопічні сходинок, що виникають у місцях виходу дислокацій на поверхню. Ці утворення отримали назву смуг ковзання та є характерним проявом зсувного механізму деформації на макроскопічному рівні. У разі, коли в деформаційному процесі бере участь лише одна система ковзання, поверхневий рельєф набуває чітко вираженої упорядкованої структури у вигляді паралельних сходинок (Рис. 1). Така морфологія є результатом зсуву окремих об'ємів кристалу один відносно одного в межах активної площини ковзання.

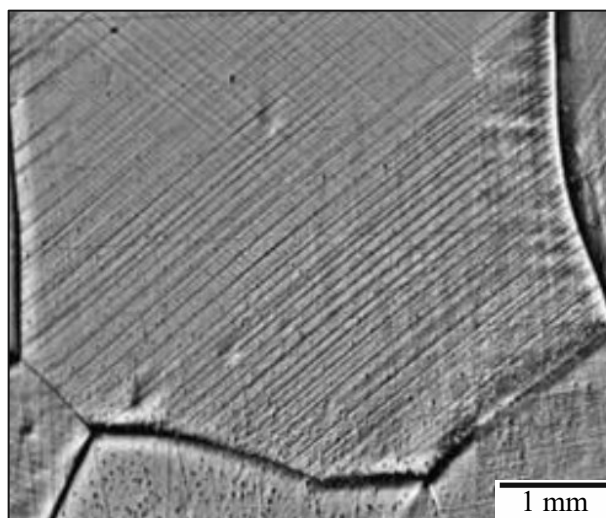


Рис. 1. Прояв подвійного ковзання на поверхні полікристалічного зразка алюмінію у одному з зерен після деформації на 4%.

Дослідним шляхом встановлено, що вихід дислокацій на поверхню зразка, що проявляється у вигляді мікроскопічних сходинок, відбувається по строго визначених кристалографічних площинах і напрямках. Ці параметри залежать від структури кристалічної ґратки матеріалу. У більшості металів дислокаційне ковзання відбувається по площинах із найщільнішим розташуванням атомів, а напрямки руху дислокацій збігаються з надщільними напрямками атомного упакування в межах цих площин.

Для кристалів із гранецентрованою кубічною (ГЦК) решіткою пластична деформація зазвичай реалізується через ковзання по щільноупакованих октаедричних площинах типу $\{111\}$ у напрямках $\langle 110 \rangle$. Через наявність чотирьох таких площин і трьох напрямків ковзання в кожній з них, загальна кількість можливих систем ковзання для ГЦК-кристалів становить 12. Як показано в роботі, процес дислокаційного ковзання – основний механізм трансляційної деформації – ініціюється в тій системі, де діюче зсувне напруження має максимальне значення.

Орієнтація кристалічної ґратки відносно осі прикладеного навантаження має визначальне значення для механічної відповіді матеріалу. Цей ефект уперше був теоретично обґрунтований у працях Шміда та Боаса, які встановили, що механічна міцність монокристалу безпосередньо залежить від його кристалографічної орієнтації [1, 2]. Згідно із законом Шміда, пластична деформація в монокристалі починається лише за умови, коли дотичне (зсувне) напруження на одній із систем ковзання досягає певного критичного значення – так званого критичного зведеного зсувного напруження (η_0). Це напруження розраховується за формулою:

$$\eta_0 = \cos\alpha \cdot \cos\beta \cdot \sigma,$$

де α – кут між напрямком ковзання і віссю зовнішнього навантаження, β – кут між нормаллю до площини ковзання та тією ж віссю, а σ – величина прикладеного напруження (рис. 2). Добуток $\cos\alpha \cdot \cos\beta \cdot \sigma$, називається орієнтаційним фактором Шміда, і саме він визначає ефективність активування певної системи ковзання залежно від орієнтації кристалу [1, 2].

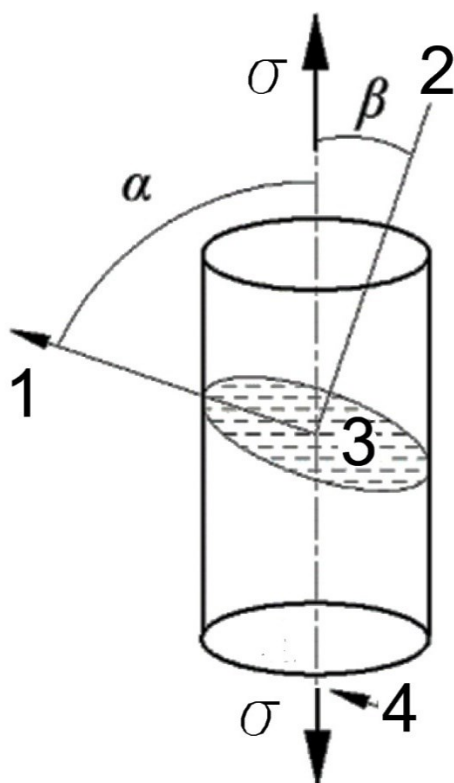


Рис. 2. Схема орієнтації системи ковзання в монокристалі алюмінію при одноосьовому навантаженні, де 1 – напрямок ковзання (напрямок, уздовж якого відбувається зсув атомних шарів у процесі пластичної деформації); 2 – нормаль до площини ковзання (вектор, перпендикулярний до площини, в якій відбувається дислокаційний рух); 3 – площина ковзання (кристалографічна площина, де переважно відбувається ковзання дислокацій); 4 – вісь розтягування (напрямок прикладеного зовнішнього навантаження, що викликає деформацію кристала).

Закон Шміда ефективно описує деформаційну поведінку матеріалів з гексагонально щільноупакованою (ГЩУ) кристалічною ґраткою, у яких переважає одна активна система ковзання. Натомість для матеріалів із гранецентрованою кубічною (ГЦК) структурою, що характеризуються значно більшою кількістю потенційно активних систем ковзання, спостерігається менш виражена відповідність даному закону.

У процесі аналізу деформаційних особливостей монокристалів обов'язковим етапом є встановлення кристалографічної орієнтації осі

прикладеного навантаження, а також обчислення орієнтаційних факторів Шміда для всіх можливих систем ковзання. Орієнтація осі навантаження, як правило, представлена на стандартному стереографічному трикутнику, вершини якого відповідають кристалографічним напрямом $[100]$, $[110]$ та $[111]$.

У межах такого графічного представлення орієнтації зразка система ковзання виду $(111)[101]$ зазвичай характеризується найвищим значенням фактора Шміда, а отже, активується першою під дією зовнішнього навантаження. Ця система отримує назву первинної системи ковзання. Окрім неї, розглядають також інші типи систем:

- $(111)[110]$ – спряжена (вторинна) система ковзання;
- $(111)[111]$ – критична система ковзання;
- $(111)[101]$ – поперечна система ковзання [1, 2].

На основі аналізу експериментальних даних, проведеного авторами, була розроблена модель еволюції пластичної деформації в окремих зернах полікристалічного матеріалу. Згідно з цією моделлю, в межах кожного зерна активуються переважно основні (первинні) системи ковзання, які зазнають найбільшого навантаження. Рівень відносного зсуву в цих системах визначається значенням орієнтаційного фактора Шміда, що відображає ефективність зсуву залежно від орієнтації відповідної системи ковзання щодо осі навантаження.

У приповерхневих зонах зерен, зокрема в околі міжзеренних меж, активуються так звані акомодативні системи ковзання, які забезпечують узгоджене перенесення деформації між сусідніми зернами. Активація цих систем зумовлена, переважно, контактними напруженнями на межах зерен, хоча самі вони розташовані в площинах, які зазнають меншого навантаження. Відповідно, акомодативні системи реагують переважно на зовнішнє прикладене напруження, а середнє значення зсуву в них є пропорційним до величини зсувного напруження, що діє у відповідних площинах.

1.3 Механізми акомодатії пластичної деформації між зернами в полікристалі.

Питання самоузгодження процесів пластичної деформації в окремих зернах полікристалічних матеріалів можна умовно класифікувати за кількома ключовими аспектами, що мають принципове значення для розуміння механізмів деформації та формування механічних властивостей:

1. Механізми деформації в окремих зернах: необхідно дослідити, яким чином відбувається пластична деформація всередині кожного окремого зерна, зокрема, які системи ковзання активуються та як орієнтація кристалічної решітки впливає на ці процеси.

2. Вплив текстури матеріалу на механічні властивості: текстура, тобто статистичний розподіл орієнтацій зерен у матеріалі, істотно визначає його анізотропію та здатність до деформації, що, у свою чергу, позначається на макроскопічних механічних характеристиках.

3. Залежність пластичної поведінки від розміру зерен: розмір зерен відіграє критичну роль у визначенні меж текучості та здатності до зміцнення. Це зумовлено зміною співвідношення між об'ємом зерна та площею його меж, що впливає на механізми зародження і взаємодії дислокацій.

4. Роль міжзеренних меж: межі зерен можуть слугувати як ефективними бар'єрами для руху дислокацій, так і їх джерелами. Крім того, в околі цих меж можуть формуватися специфічні мікроструктури, які суттєво впливають на локальні умови деформації та загальну пластичну поведінку матеріалу.

Хоча такий поділ досить умовний, адже всі ці складові тісно взаємопов'язані.

Ретельне вивчення особливостей формування та розвитку деформаційного ковзання на межах між суміжними зернами дозволило відокремити низку основних механізмів їх спільної пластичної деформації [3 – 5]. Серед найбільш відомих теоретичних підходів до опису цих механізмів варто відзначити моделі Закса, Кохендорфера та Тейлора, які подано на рис. 3.

Ці моделі суттєво відрізняються за припущеннями щодо взаємодії між зернами, ступеня їхньої деформаційної узгодженості та розподілу напружень, що дозволяє комплексно аналізувати макро- та мікромеханіку процесів деформації у полікристалічних матеріалах.

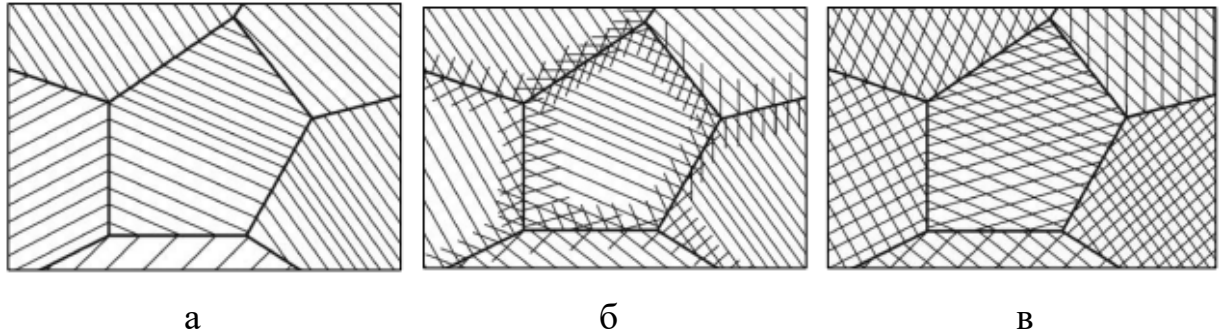


Рис. 3. Схематичні моделі деформаційного узгодження між зернами:
а – модель Закса; б – модель Кохендорфера; в – модель Тейлора.

Згідно з класичною моделлю Закса (рис. 3, а), пластична деформація в окремих зернах відбувається незалежно, причому активується лише одна – найбільш сприятлива – система ковзання. Критерієм вибору такої системи є максимізація фактора Шміда, що визначається орієнтацією зсувних напружень відносно площин і напрямків ковзання. Цей підхід передбачає відсутність суттєвої взаємодії між суміжними зернами, що робить його застосовним лише для окремих випадків, наприклад, для монокристалів або полікристалів із слабкою міжзеренною взаємодією.

Більш складна модель, запропонована Кохендорфером (рис. 3, б), враховує вплив міжзеренних границь на процес пластичної деформації. Відповідно до цієї концепції, первинне ковзання ініціюється в системі з найвищим фактором Шміда, однак по мірі розвитку деформації воно поширюється на все зерно. При цьому в приграничних областях активуються додаткові акомодативні системи ковзання, що забезпечують узгодженість деформації між сусідніми зернами. Експериментальні дослідження підтверджують, що для полікристалів з гранецентрованою кубічною (ГЦК)

граткою саме модель Кохендорфера є найбільш адекватною для опису реальних процесів пластичного течія.

Альтернативний підхід, запропонований Тейлором (рис. 3, в) та подальший розвиток у роботах Бішопа та Хілла [3–5], ґрунтується на жорсткій умові узгодженості деформації на міжзеренних границях. Відповідно до цієї теорії, для забезпечення безперервності деформаційного процесу необхідна одночасна активізація п'яти незалежних систем ковзання в кожному зерні. Ця вимога випливає з двох ключових припущень. Коли умова сталості об'єму: пластична деформація відбувається без зміни густини матеріалу, що накладає обмеження на компоненти тензора деформації та коли симетрія тензора деформації з дев'яти компонент тензора лише п'ять є незалежними, що визначає мінімальну кількість систем ковзання, необхідних для реалізації довільного деформаційного стану.

2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

2.1. Підготовка зразків для експериментальних досліджень

У даному дослідженні в якості об'єктів вивчення використовувалися полікристалічні фольги з алюмінію, структура яких характеризується наявністю виключно наскрізних міжзеренних меж. Такі матеріали отримали назву двовимірні полікристали, оскільки їхня мікроструктура обмежена переважно у двох площинах, що спрощує аналіз кристалографічних та деформаційних процесів.

Вибір саме такого типу матеріалу був зумовлений низкою факторів і мав цілеспрямований характер. По-перше, в алюмінієвих зразках домінують межі зерен з довільною або загальною орієнтацією. Це забезпечує сприятливі умови для вивчення впливу типу межі на розвиток механізмів пластичної деформації, зокрема зсувного та ротаційного характеру, а також на трансформацію внутрішньої субструктури та зміну кристалографічної орієнтації зерен у процесі навантаження.

Ключовою перевагою використання двовимірних полікристалів є те, що за відсутності просторових обмежень у напрямку, перпендикулярному до площини зразка, деформаційні ефекти – як орієнтаційні, так і структурні – проявляються значно виразніше. Це створює умови для високоточної реєстрації та аналізу еволюції деформаційного рельєфу та активності систем ковзання, що було підтверджено у ряді попередніх досліджень [6 – 9].

Ще однією важливою перевагою є можливість контрольованого варіювання розмірів зерен у широкому діапазоні за допомогою рекристалізації. Це відкриває додаткові можливості для вивчення впливу зернистої структури на формування внутрішньої субструктури матеріалу, включно з процесами накопичення дислокацій та утворення субзерен [10, 11].

Для виготовлення дослідних зразків використовувалась високочиста алюмінієва фольга, отримана шляхом прокатування, із вмістом основного компоненту не менше 99,96 % та товщиною 0,15 мм. Із цієї фольги були вирізані зразки прямокутної форми з розмірами робочої частини $70 \times 20 \text{ мм}^2$. З метою формування двовимірної полікристалічної структури з контрольованим середнім розміром зерен у діапазоні 5–20 мкм, було застосовано термомеханічну обробку, яка включала попередній відпал, деформацію розтягуванням та рекристалізаційне відпалювання.

На першому етапі всі зразки піддавалися термічному відпалу при температурі 400 °C протягом двох годин, що дозволяло ефективно знизити рівень внутрішніх залишкових напружень, накопичених у процесі прокатування. Наступним етапом було одноосьове розтягування з досягненням пластичної деформації в межах 1–3 %.

Заключним етапом було проведення рекристалізаційного відпалу при температурі 600 °C протягом п'яти годин. Такий режим термічної обробки забезпечував повне відновлення структури та формування нових зерен із заданими розмірами, які залежали від попереднього ступеня деформації.

Для візуалізації меж зерен застосовувався класичний хімічний травильний розчин Келлера, що складався з 30 мл HCl, 20 мл HNO₃, 5 мл HF

та 30 мл дистильованої води. Травлення здійснювалось при кімнатній температурі протягом 15–20 секунд. Перед процедурою деформації одна зі сторін кожного зразка проходила ретельну підготовку: послідовне шліфування та полірування до дзеркального стану, що забезпечувало якісну оптичну реєстрацію мікроструктурних змін у процесі експерименту. Типова фотографія полікристалічного зразку алюмінію після хімічного травлення та після механічного полірування наведено на рис. 4.



Рис. 4 Фотографія типового полікристалічного зразку алюмінію:

а) – після хімічного травлення, б) – після механічного полірування
отримана за допомогою сканера.

2.2. Методика проведення експерименту

2.2.1. Експериментальна установка. Лазерний метод дослідження *in situ* поверхні полікристалічних зразків в процесі пластичної деформації

На кафедрі фізики твердого тіла під керівництвом проф. Бадіяна Є.Ю. було розроблено та успішно реалізовано лазерну методику для *in situ* дослідження формування і розвитку деформаційного рельєфу на поверхні полікристалічних матеріалів у процесі їх пластичної деформації [12, 13]. В основі цієї методики лежить виявлений авторами ефект дифракції монохроматичного світла лазерного випромінювання на квазіперіодичному рельєфі, що утворюється внаслідок виходу дислокацій на поверхню зразка.

Під час пластичної деформації в активних системах ковзання накопичуються дислокації, які, досягаючи поверхні, формують лінії ковзання з характерною періодичністю, яка призводить до дифракції лазерного випромінювання.

З метою реалізації цієї методики було використано спеціалізовану експериментальну установку, що дозволяє одночасно спостерігати за процесом деформації у декількох локальних ділянках поверхні зразка. Фотографію установки наведено на рис. 5.

Центральним елементом експериментальної системи є полікристалічний зразок (1) з дзеркально полірованою поверхнею, який закріплюється у деформаційному пристрої за допомогою спеціальних захватів. Така фіксація забезпечує рівномірну передачу осьового навантаження та усуває механічні зсуви, що можуть впливати на точність досліджень.

На поверхню зразка спрямовується пучок монохроматичного лазерного випромінювання (5) діаметром близько 1–2 мм. Як джерело використовується гелій-неоновий лазер із довжиною хвилі 633 нм (червона область спектра). Порівняно з традиційними джерелами світла, лазер має низку важливих переваг: вузьку спектральну лінію, стабільність інтенсивності та чітку спрямованість.

У процесі деформації, коли дислокації виходять на поверхню, утворюється квазіперіодичний мікрорельєф у вигляді смуг ковзання. Цей рельєф викликає дифракцію лазерного випромінювання, що фіксується на матовому екрані (6) у вигляді дифракційної картини (8). Характер дифракційної картини (її симетрія, періодичність, інтенсивність) залежить від геометрії та амплітуди поверхневого рельєфу, що дозволяє робити висновки про еволюцію дислокаційного ковзання.

Реєстрація дифракційної картини здійснюється за допомогою цифрової вебкамери Logitech C920 HD Pro Webcam (3), під'єднаної до персонального комп'ютера. Частота зчитування зображень становить 60 кадрів за секунду, що забезпечує можливість реєстрації змін у режимі реального часу. Подальша

обробка зображень проводиться із використанням спеціального програмного забезпечення, що дозволяє оцінювати просторові параметри рельєфу – зокрема, періодичність, орієнтацію смуг ковзання, інтенсивність розсіювання тощо.

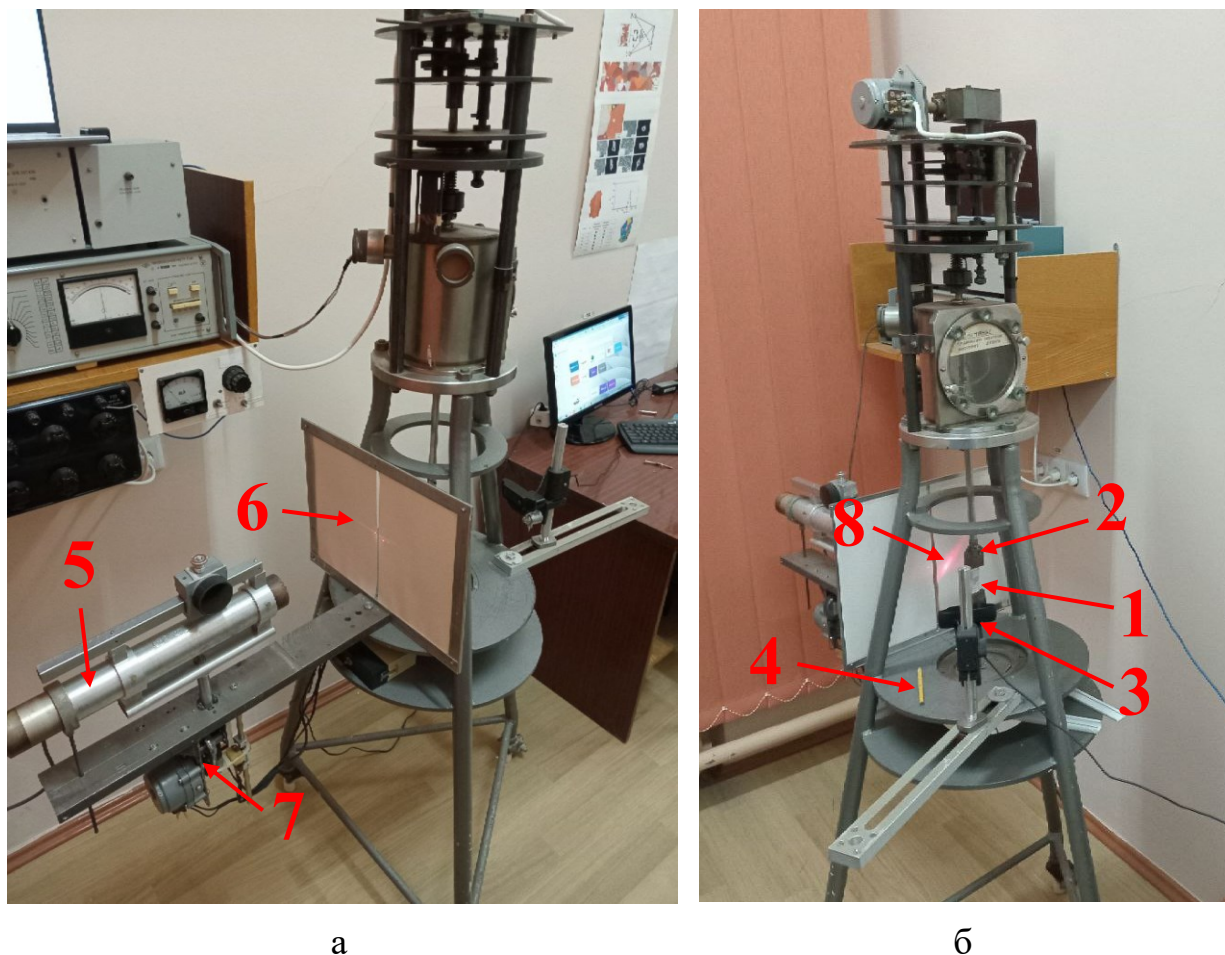


Рис. 5. Фотографія експериментальної установки для спостереження за дислокаційним ковзанням у полікристалічних зразках:

1 – експериментальний зразок; 2 – захвати для фіксації зразка; 3 – WEB-камера; 4 – опорна плита; 5 – гелій-неоновий (He-Ne) лазер; 6 – екран діафрагма для реєстрації дифрагованого лазерного пучка; 7 – пристрій для сканування лазерного променя по поверхні зразка; 8 – інтерференційна картина;

Для дослідження всієї поверхні було впроваджено механізм сканування лазерного променя по всій поверхні зразка з періодом скануванні приблизно 5

секунд. Така система дозволяє локалізувати зони активної пластичної деформації, аналізувати динаміку накопичення дислокацій, а також будувати карту розподілу деформаційного рельєфу по всій поверхні. Істотною перевагою методики є застосування спеціального механізму сканування (7), який дозволяє переміщувати лазерний пучок по поверхні зразка з визначеним періодом (приблизно кожні 5 секунд). Така функціональність дає змогу створювати повномасштабну карту поверхні зразка в процесі деформації та локалізувати зони підвищеної дислокаційної активності. Таким чином, забезпечується комплексне уявлення про просторово-часову еволюцію рельєфу, що відображає механізми пластичної деформації на мікрорівні.

Такий підхід дозволяє встановити прямий зв'язок між характером розсіювання лазерного променя та ступенем пластичної деформації на будь-якому етапі експерименту.

Усі дослідження зразків здійснювалися методом розтягування з постійною швидкістю деформування приблизно $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при температурі навколишнього середовища ($T = 293 \text{ K}$), із використанням спеціалізованої системи для деформування.

Для реєстрації сигналу неузгодженості, пропорційного деформуючій напрузі, що виникає внаслідок деформації пружного елемента, було застосовано цифровий мультиметр UNI-T 70D. Пристрій оснащений USB-інтерфейсом, який забезпечує безперервну передачу даних у вигляді напруги (у мілівольтах), що є пропорційною прикладеному зусиллю, безпосередньо на персональний комп'ютер із частотою до 10 вимірювань на секунду.

Це дозволило з високою точністю відтворити деформаційну криву в координатах $\sigma = \sigma(\epsilon)$ у реальному часі безпосередньо на комп'ютері.

На основі отриманої деформаційної кривої (рис. 6) в автоматизованому режимі проводилося визначення основних механічних характеристик матеріалу, а саме:

- границі міцності (σ_B);
- умовної границі плинності ($\sigma_{0,2}$);

- максимальної відносної деформації до руйнування ($\varepsilon_{\max}$);
- коефіцієнта деформаційного зміцнення (θ) залежно від ступеня деформації зразка.

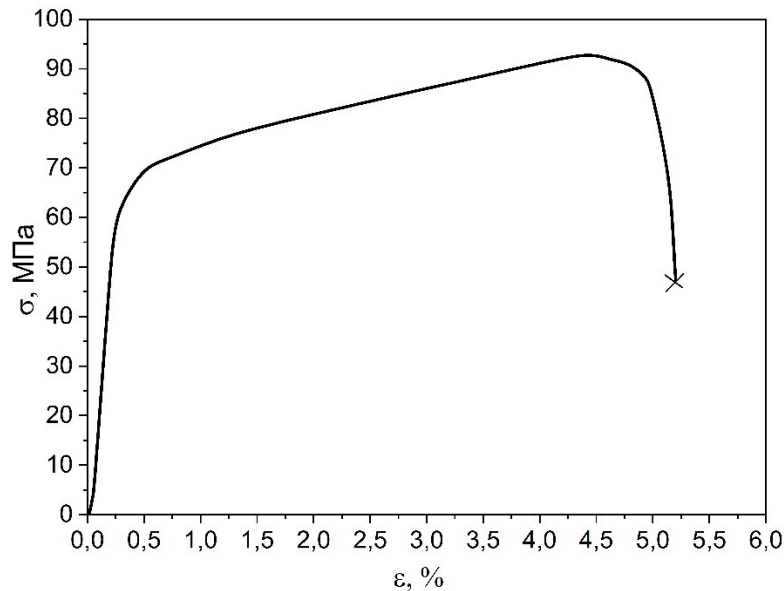


Рис. 6. Деформаційна крива для двовимірних полікристалів алюмінію.

2.2.2. Взаємодії лазерного випромінювання з структурою поверхні зразка

Лазерний пучок, що застосовувався в експериментальних дослідженнях, являє собою джерело монохроматичного випромінювання з довжиною хвилі 630 нм. Його взаємодія з поверхнею полікристалічного зразка алюмінію забезпечує високочутливу реєстрацію змін, що виникають у результаті пластичної деформації матеріалу. Зокрема, напрямок дифрагованого пучка є функцією від типу та просторової організації поверхневого рельєфу, що утворюється під дією зовнішнього навантаження.

Для забезпечення інтерпретації результатів перед початком основних досліджень було проведено попередній аналіз структурних особливостей поверхні зразків у недеформованому стані. Було охарактеризовано вплив мікрогеометрії та початкового стану обробки поверхні (полірування, механічна обробка) на характер відбитого пучка. Це дозволило виключити

вплив початкових нерівностей і забезпечити високу точність аналізу деформаційного рельєфу, що формується в ході навантаження.

У випадку, коли лазерний промінь спрямовувався на ідеально поліровану поверхню зразка, спостерігалось дзеркальне відбиття без ознак дифракції – на екрані реєструвалася окрема яскрава точка. Натомість при опроміненні впорядкованої мікроструктури поверхні, яка виникає внаслідок дислокаційного ковзання, формувалася дифракційна картина з характерним напрямком інтенсивності. Це свідчило про появу квазіперіодичної структури, властивої пластично деформованим областям. При опроміненні ділянок з такою структурою зафіксовано відхилення відбитого променя на певний кут α , що прямо корелював із параметрами сформованого рельєфу та кристалографічною орієнтацією зерна.

Процедура сканування полікристалічного зразка здійснювалася з використанням автоматизованого механізму поступального переміщення лазера вздовж осі розтягування зі швидкістю 5 мм/с. Сканування проводилося в режимі, що забезпечувало можливість виявлення просторової локалізації змін деформаційного рельєфу в межах окремих зерен та поблизу меж. Напрямок переміщення лазера був позначений червоною стрілкою на відповідному зображенні (рис. 7). Пучок спрямовувався строго перпендикулярно до досліджуваної поверхні. Відбитий сигнал проектувався на екран-діафрагму (позн. 6), а формоване зображення розсіювання фіксувалося високочутливою цифровою фотокамерою (рис. 5).

У ході сканування реєструвалися характерні зміни у дифракційній картині, що відповідали змінам кристалографічної орієнтації зерен, появи дислокаційних смуг та інших пластичних неоднорідностей. Особливу увагу було приділено зонам переорієнтації на межах зерен, де фіксувалися складні мультипатерни, що свідчили про активацію акомодативних систем ковзання.

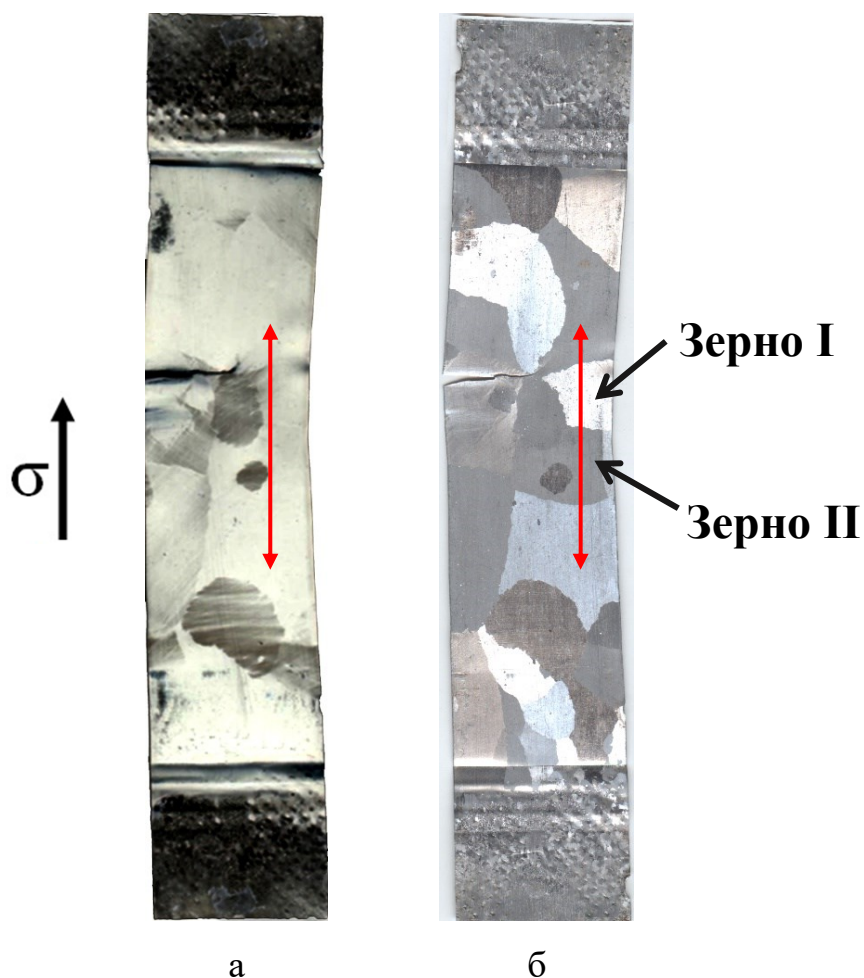


Рис. 7. Фотографія поверхні полірованого (а) та після хімічного травлення (б) полікристалічного зразку алюмінію після деформації. σ – напрямок деформування зразку.

Дифракційні картини розсіювання лазерного випромінювання були зафіксовані вздовж напрямку сканування лазера по поверхні зерен з різною кристалографічною орієнтацією.

На (рис. 8, а представлено мікробображення поверхні зразка після одноосьового деформування, на якому чітко простежується формування квазіперіодичної структури у вигляді системи ліній ковзання. Ця структура утворилася в межах одного з окремих зерен двовимірному полікристалічного зразка алюмінію (Al), що попередньо пройшов полірування, а був деформований до рівня деформації $\approx 5\%$.

На рисунку 8, б наведено відповідну дифракційну картину, отриману в результаті взаємодії лазерного променя з зазначеною структурою. На зображенні позначено напрямок прикладеного розтягувального навантаження (σ), орієнтацію ліній ковзання на поверхні зразка (T), а також напрямок максимального інтенсивного розсіювання лазерного випромінювання (l).

Аналіз геометрії дифракційної картини дає можливість визначити кут α між вектором зовнішнього навантаження і орієнтацією ліній ковзання, що, у свою чергу, дозволяє відстежувати зміну просторової орієнтації систем активного ковзання в процесі розвитку деформації. Окрім того, за параметром $l_{\max}$ – найбільшим лінійним розміщенням дифракційних максимумів – можливо розрахувати найменшу відстань між сусідніми лініями ковзання ($d_{\min}$), що є важливим кількісним параметром для характеристики ступеня впорядкованості утвореної квазіперіодичної структури. Для цього було використано методику аналізу дифракційних картин [13].

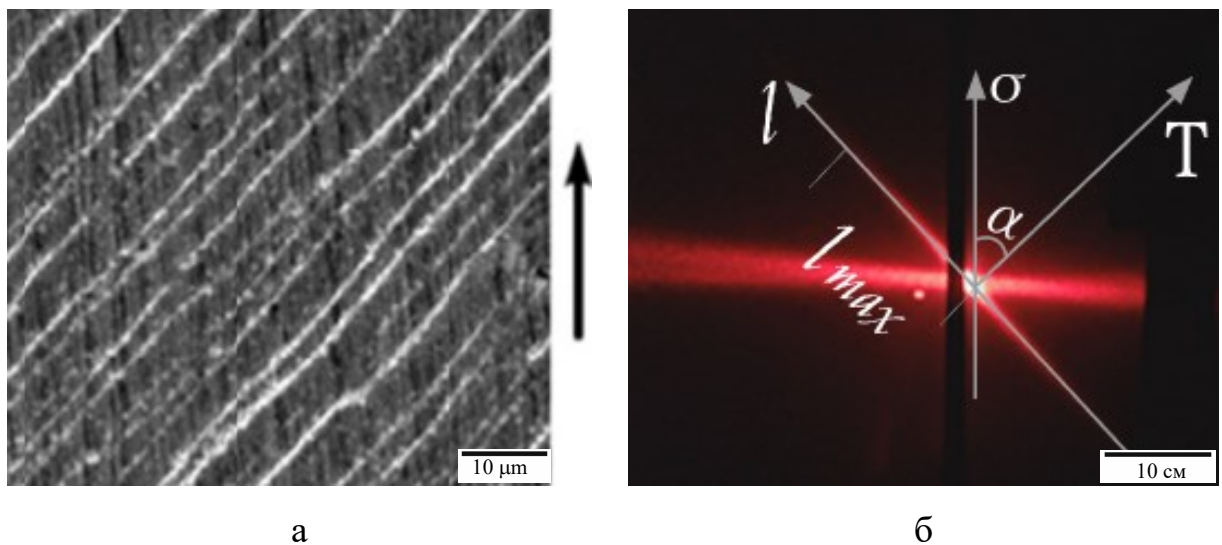


Рис. 8. Мікрофоторграфія поверхні зерна Al після деформації на 2,5% (а) та картина розсіювання лазерного випромінювання на цій структурі (б)

Застосування лазерного випромінювання до дослідження квазіперіодичної структури поверхні полікристалічного зразка алюмінію дозволяє отримати важливу інформацію щодо кристалографічної орієнтації

окремих зерен та приграничних ділянок. У ході експерименту лазерний пучок послідовно спрямовувався на поверхню кожного з зерен, що дозволяло спостерігати індивідуальну дифракційну картину для кожного випадку.

2.2.3. Аналіз дифракційних картин

Аналіз дифракційних картин, отриманих у результаті розсіювання лазерного випромінювання від поверхні двох суміжних зерен полікристалічного зразка алюмінію, проведений під час сканування вздовж осі розтягування (Рис. 7 а, б), дозволяє виявити характерні відмінності в орієнтації квазіперіодичних структур, зумовлені кристалографічною неоднорідністю зерен та її границі (Рис. 9 а, б, в).

Запис дифракційних картин розсіювання лазерного випромінювання здійснювався за допомогою вебкамери Logitech C920 з частотою зйомки 30 кадрів на секунду. Отримані зображення використовувалися для фіксації моменту ініціації дислокаційного ковзання у різних зернах полікристалічного зразка алюмінію та подальшого аналізу особливостей його розвитку. Для зерен 1 (рис. 9 а) за зерно 2 (рис. 9 в), а також для приграничної зони, де у зерні на границі з'явився нова дифракційна картина з іншою орієнтацією (рис. 9 в), для якого зафіксовано відмінні дифракційні картини (рис. 9 б), що свідчать про різну активність систем ковзання та особливості локальної деформаційної поведінки.

На наведених нижче фотографіях проілюстровано еволюцію дифракційної картини, яка спостерігається в першому зерні (Рис. 9, а) та в другому (Рис. 9, в), а також у приграничній зоні (Рис. 9, б), залежно від величини прикладеної деформації.

За аналізом дифракційних картин визначали мінімальну відстань $d_{\min}$ між лініями ковзання, а також напрямком ковзання дислокацій T (рис. 8, б). На рис. 10 наведено залежність мінімальної відстані між лініями ковзання d від відносної деформації зразка для зерен (1, 2) та приграничної зони, яка була визначена на основі дифракційних картин.

Аналіз отриманого залежності дозволяє встановити, що на початковій стадії деформування ($\epsilon = 0,59\%$) у зерні 1 спостерігається зародження дислокаційного ковзання. Вже при деформації ($\epsilon = 0,60\%$) на межі цього зерна з'являється дифракційна картина з іншим орієнтаційним напрямком, що свідчить про формування нового деформаційного рельєфу, пов'язаного із переорієнтацією локальних структур.

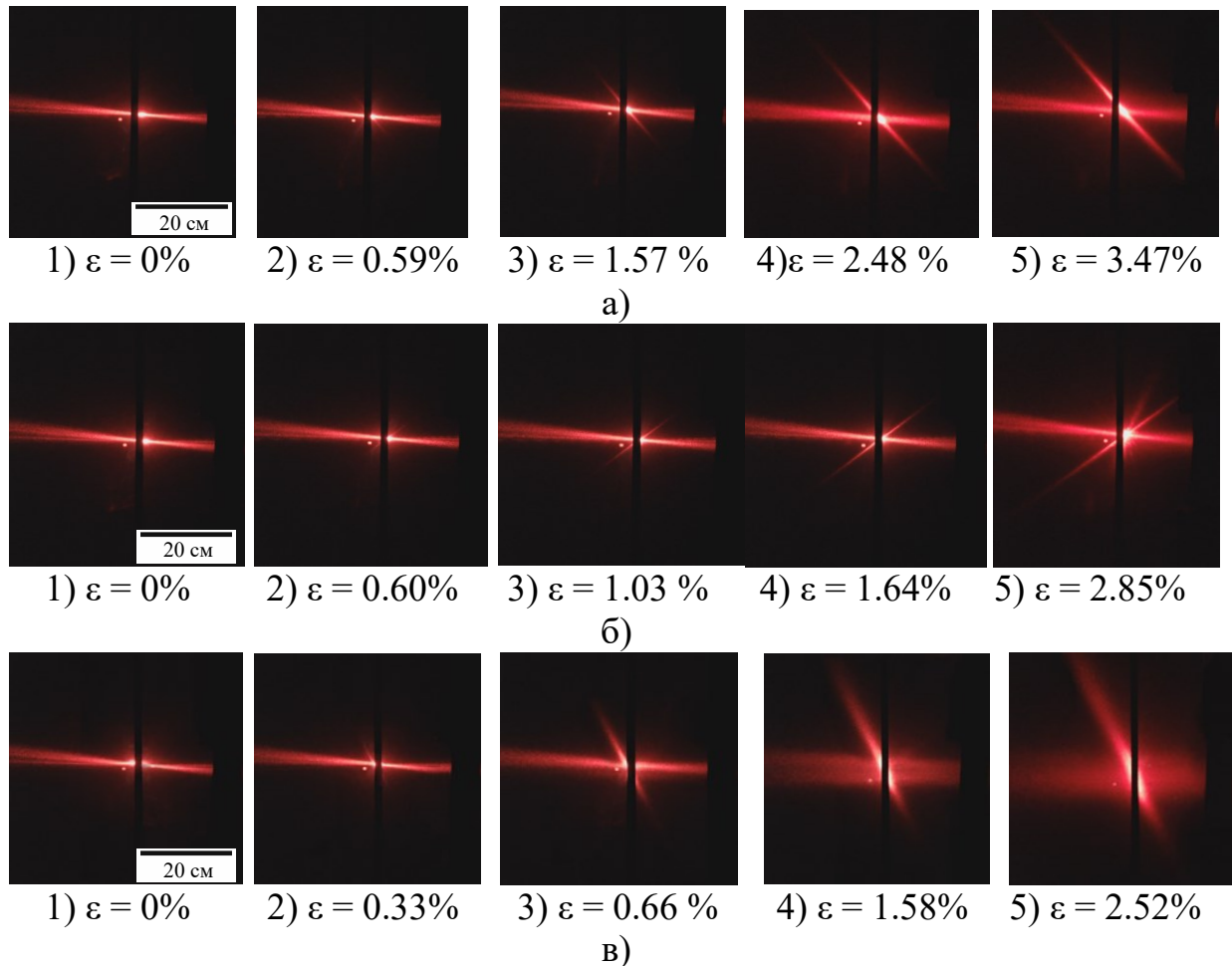


Рис. 9. Фотографії дифракційних картин лазерного випромінювання He-Ne лазера, отримані з різних ділянок поверхні полікристалічного зразка алюмінію при різних ступенях пластичної деформації. а – зерно I; б – зерно I та II; в – зерно II, де ϵ - відносна деформація.

Для зерна 2 початок дислокаційного ковзання зафіксовано на ще ранішій стадії – при відносній деформації ($\epsilon = 0,33\%$), що вказує на відмінності у

кристалографічній орієнтації та чутливості до прикладеного навантаження в порівнянні з зерном 1.

У міру подальшого навантаження, в моменти проходження лазерного променя через міжзеренні межі, почали реєструватися перші характерні дифракційні картини. Із зростанням ступеня деформації розміри і чіткість дифракційних картин суттєво зростали, що свідчить про інтенсифікацію дислокаційних процесів та збільшення просторової впорядкованості деформаційного рельєфу на поверхні зразка.

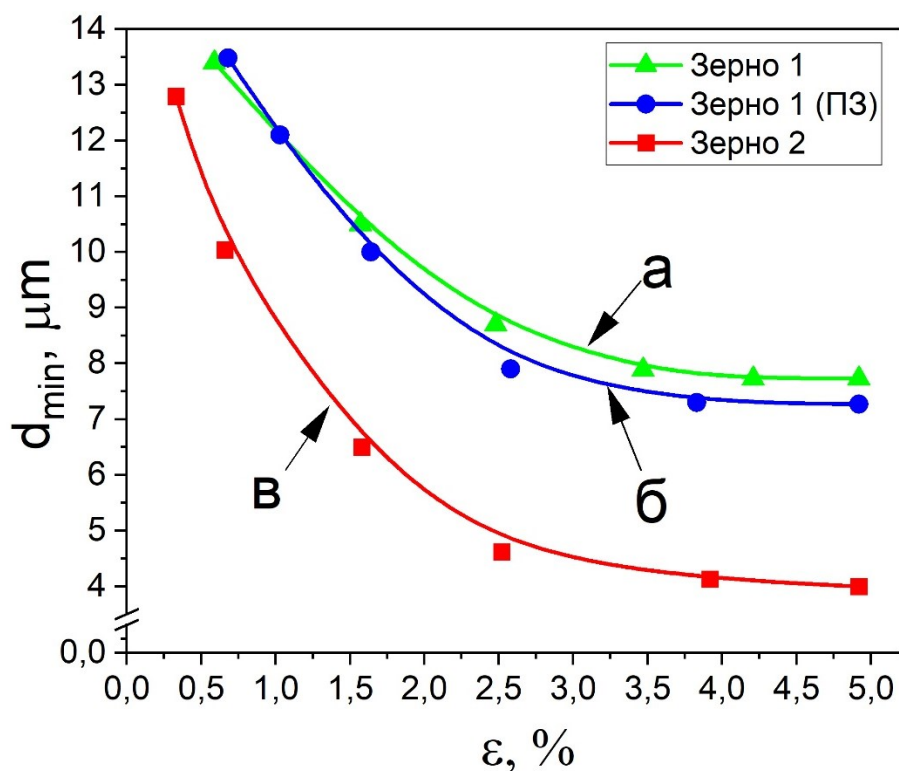


Рис. 10. Залежність мінімальної відстані між лініями ковзання d від відносної деформації зразка в зернах (1, 2) і приграничній зоні зерна 1 (ПЗ).

(а – зерно I; б – пригранична зона зерна 1 (ПЗ); в – зерно II) ϵ – відносна деформація).

Отже, отримані результати свідчать про нерівномірність розвитку дислокаційних процесів у різних зернах полікристалічного зразка, що пов'язано з їх індивідуальними кристалографічними характеристиками та локальними умовами деформації.

Після досягнення граничної деформації, на полірованій поверхні зразка, унаслідок накопичення дислокацій, відбувається візуалізація структури зерен (Рис. 7, а). При детальному мікроскопічному аналізі виявляються прояви ковзання в зонах поблизу меж зерен між зернами I і II (Рис. 11, а), що є прямим свідченням механізмів деформаційного узгодження між зернами. Такі спостереження добре узгоджуються з положеннями моделі, яка передбачає активацію додаткових систем ковзання для забезпечення сумісної пластичної деформації сусідніх зерен.

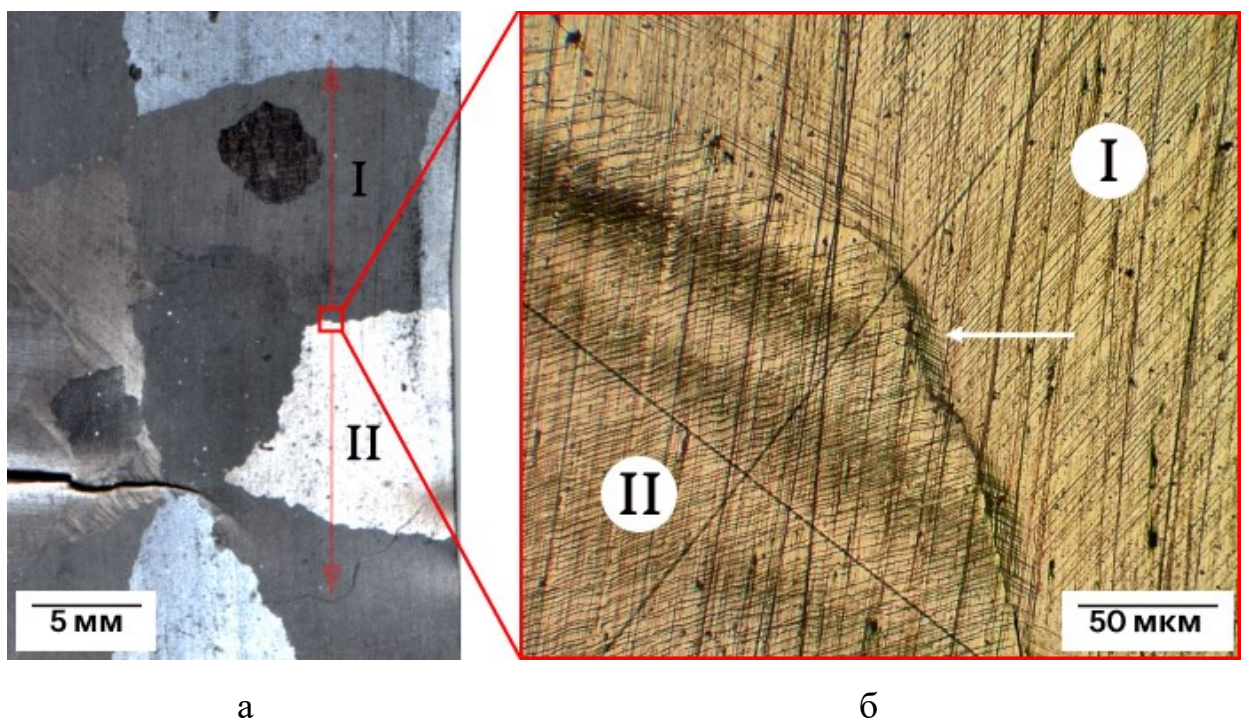


Рис. 11. Детальне зображення ділянки зразка, через яке проходить лазер

Як показано на (рис. 11, б), квазіперіодична структура, що виникає на поверхні деформованого зерна, характеризується двома основними параметрами: непостійністю періоду, тобто змінною відстанню між лініями ковзання, а також викривленням самих ліній. Ці особливості призводять до розмиття дифракційних рефлексів у напрямку дифракції. При активації додаткових ліній ковзання, що зменшують середній період їх розташування,

спостерігається зростання інтенсивності дифракційного рефлексу в напрямку l (Рис. 8, б).

На поверхні формується відповідна квазіперіодична структура, яка проявляється у вигляді лінії ковзання. Таким чином результати спостережень свідчать, що у більшості зерен деформованого зразка активною є лише одна система ковзання.

Таким чином, характер і інтенсивність розсіювання лазерного випромінювання відображають структурні особливості деформаційного рельєфу, а також інформують про наявність і кінетику розвитку дислокаційного ковзання в окремих системах.

За результатами аналізу дифракційної картини можливо визначити:

- мінімальну відстань між лініями ковзання, яка є кількісним параметром інтенсивності дислокаційного ковзання;
- зміну напрямку ковзання $\Delta\alpha$ відносно осі навантаження σ ;
- активацію та розвиток дислокаційного ковзання в усіх діючих системах у межах окремого зерна.

Застосування лазерної методики дозволило виявляти ознаки дислокаційного ковзання вже на початкових стадіях пластичної деформації, коли візуальні прояви ще відсутні. Орієнтація та розмір дифракційних плям із високою точністю відображають напрямки ковзання та динаміку їх зміни в процесі деформування, а також дозволяють фіксувати появу нових систем ковзання. Так для різних зерен починає формуватись дислокаційне ковзання на різних стадіях пластичної деформації.

Таким чином, розсіювання лазерного випромінювання на деформаційному рельєфі кристалічного матеріалу є високочутливим інструментом для визначення інтенсивності та напрямків розвитку дислокаційного ковзання, що, зокрема, характеризується щільністю та просторовою організацією ліній ковзання.

ВИСНОВКИ

- 1). Проведено експериментальні дослідження закономірностей виникнення та розвитку дислокаційного ковзання з використанням методики дифракції лазерного випромінювання на квазіперіодичному деформаційному рельєфі поверхні зразків, як у тілі різних зерен, так і в приграничній зоні.
- 2) Експериментально виявлено, що у більшості зерен деформація відбувається переважно по одній системі ковзання, яка активується переважно в тілі зерна і зберігається активною аж до руйнування зразка. У низці випадків в окремих зернах зафіксовано «роботу» більше ніж однієї системи дислокаційного ковзання за іншими системами ковзання, що свідчить про складний механізм локальної пластичної адаптації в умовах навантаження.
- 3) Експериментально виявлено, що акомодация деформації між зернами відбувається шляхом активації додаткових акомодацийних систем ковзання.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Honeycombe, R. W. K. The plastic deformation of metals / by: (Robert William Kerr). – 1984. – P. 483.
2. Hosford William F. Mechanical behavior of materials/ William F. Hosford // Cambridge university press. – 2005. – P. 425.
3. Taylor G.I. Plastic strain in metals / G.I. Taylor // J. Inst. Metals. – 1938. – V. 62. – P. 302–304.
3. Bishop I.F.W. A theoretical derivation of the plastic properties of polycrystalline face-centred metal / I.F.W. Bishop, R.A. Hill // Phil. Mag. – 1951. – V. 42. – P. 1298-1307.
4. Bishop I.F.W. A theoretical of the plastic deformation of crystals by glide / I.F.W. Bishop // Phil. Mag. – 1953. – V. 44. – P. 51-64.
5. Leffers T. A Modified Sachs Approach to the Plastic Deformation of Polycrystals as a Realistic Alternative to the Taylor Model / T. Leffers // Strength of Metals and Alloys: Pros. of 5-th Int. Conf. Aachen. – 1979. – V. 2. – P. 769- 774.

6. Badiyan E.E. Special features of plastic deformation and failure of aluminium two-dimensional polycrystals / E.E. Badiyan, A.G. Tonkopryad, N.A. Sakharova // *Functional Materials*. – 1996. – Vol. 3, № 1. – P. 81-83.
7. Optical Technique for the In Situ Study of Orientation and Structure Changes Accompanied the Plastic Deformation of Polycrystalline Specimens of Aluminum / E.E. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. Shehovtsov [et. al.]// *Inorganic Materials*. – 2011. – №15. – P. 1663-1666.
8. Determination of Characteristics of Substructure and Orientation Inhomogeneity in Polycrystalline Specimens / Badiyan E. E., Tonkopryad A. G., Shekhovtsov O. V. [et. al.] // *Functional Materials*. – 2014.– V. 21, № 3. – P. 307- 312.
9. Патент 89743 Україна, МПК G01B 11/16. Спосіб контролю орієнтаційних змін у кристалічних матеріалах in situ в процесі зовнішнього впливу / Бадіян Є. Ю., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шурінов Р. В.; Заяв. і патентовласник ХНУ імені В.Н. Каразіна. – № а 2009 06455; заявл. 22.06.09; опубл. 25.02.10, Бюл. №4
10. Formation of micro-discontinuities during thermal processing and plastic deformation of polycrystalline materials / E.E. Badiyan, A.G. Tonkopryad, O.V. 120 Shekhovtsov, R.V. Shurinov // *Functional Materials*. – 2008. – Vol. 15, № 2. – P 198-202.
11. Determination of Characteristics of Substructure and Orientation Inhomogeneity in Polycrystalline Specimens / Badiyan E. E., Tonkopryad A. G., Shekhovtsov O. V. [et. al.] // *Functional Materials*. – 2014.– V. 21, № 3. – P. 307- 312.
12. Є. Ю. Бадіян, А. Г. Тонкопряд, Р. В. Шурінов. Дослідження механізмів пластичної деформації полікристалів за допомогою оптоелектронних методик: методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з фізичного матеріалознавства . – Харків : ХНУ імені В. Н. Каразіна, 2019. – 34 с.
13. Badiyan E. E., Tonkopryad A. G., Shekhovtsov O. V., Shurinov R. V., Zetova T. R., Kazachkova K. S. Investigation of origination and development of the surface deformation relief of crystalline materials by laser radiation // *Functional Materials*. – 2015.– V. 22, № 3. – P. 396–401.