

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
КАФЕДРА НАНОЕЛЕКТРОНІКИ ТА МОДИФІКАЦІЇ ПОВЕРХНІ

БАКАЛАВРСЬКА РОБОТА

зі спеціальності 153 – «Мікро- та наносистемна техніка»

на тему:

«Дослідження кінетики фрагментації матеріалів з урахуванням щільності дислокацій та меж зерен»

Кубах Максим Олександрович

Завідувач кафедрою

_____ проф. О.Д.Погребняк

Науковий керівник

_____ доц. О.В. Ющенко

«__» _____ 2021 р.

«__» _____ 2021 р.

Суми – 2021

РЕФЕРАТ

Об'єктом дослідження бакалаврської роботи є дослідження фрагментації матеріалів з урахуванням щільності дислокацій та меж зерен.

Мета роботи полягає у дослідженні параметрів, при яких фазовий портрет буде показувати стійку структуру.

Під час виконання роботи використовувалися: основа теорій фазових переходів Ландау; рівняння Ландау – Халатнікова; розв'язок диференціальних рівнянь методами Рунге – Кутта і Ейлера, а також математичний пакет MATLAB.

У даній роботі було досліджено фазову динаміку процесу фрагментації металів чи сплавів при інтенсивній пластичній деформації, взятої за основу тридефектну модель, що отримана в рамках НЕТ. Побудовано фазові портрети тридефектної системи. Визначені умови, за яких система є стійкою.

Робота викладена на 57 сторінках, у тому числі містить 14 рисунків, список цитованої літератури із 19 джерел.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: НЕТ, ФАЗОВИЙ ПОРТРЕТ, СИСТЕМА РІВНЯНЬ, МЕТОД ПІД.

ЗМІСТ

Вступ	4
РОЗДІЛ 1	6
Опис фрагментації твердих тіл	6
1.1 Дослідження фрагментації за допомогою дискретно – елементного моделювання.....	6
1.1.1 Повільне стиснення крихких пористих середовищ.	7
1.1.2 Моделювання.	9
1.2 Наноструктурна ієрархія алюмінієвих сплавів.	12
1.2.1 Використання SPD методу для створення нанорозмірних структур.	14
1.2.2 Хімічний і просторовий аналіз	16
1.3 Нерівноважна еволюційна термодинаміка.....	18
РОЗДІЛ 2	26
Бімодальні структури твердих тіл, отримані при мегапластичній деформації	26
2.1 NET для моделювання впливу розподілу розмірів зерен на еволюцію структури.	26
2.3 Тридефектна система рівнянь та її спрощення.	39
2.4 Фазові портрети	42
РОЗДІЛ 3	46
3.1 Вимоги до робочого місця	46
3.2 Вимоги безпеки перед початком роботи з ПК (ноутбуком)	47
3.3 Вимоги безпеки під час роботи з ПК або ноутбуком.....	47
3.4 Вимоги безпеки після закінчення роботи з ПК або ноутбуком.....	48
3.5 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях при роботі з ПК.....	48
Висновок.....	49
Список використаних джерел	50
ДОДАТКИ.....	52

Вступ

Актуальність теми. Проблеми недоліка міцності, зношування деталей, крихкість механізмів техніки спеціального призначення, належать до числа найбільш складних проблем та є сукупністю багатьох часткових проблем створення умов для забезпечення максимального використання їх потенційних можливостей. Постійне ускладнення технологій при одночасному розширенні масштабів її застосування висуває все більш високі вимоги до надійності конструкційних елементів, фізико-механічних та фізико-хімічних властивостей поверхонь деталей, де зароджуються і розвиваються одночасно різноманітні процеси зношування та старіння матеріалу.

На теперішній час відомо багато технологій виготовлення та методів їх аналізу, які дозволяють нам отримувати та досліджувати об'ємні наноструктурні матеріали для різних поставлених задач. До цього можна віднести такі технології та методи: електроосадження, шарове розмелювання, інтенсивна пластична деформація (ІПД), компактування, термічне випаровування, методи дослідження за допомогою атомно-силової та скануючої мікроскопії [2]. Ці методи дають нам можливість вигоовляти матеріали з розмірами зерен близько 100 нм, а в деяких випадках навіть – до 5 нм.

Провівши дослідження можна відокремити найпреспективніши на нашу думку методи дослідження нових наноструктур, а саме: повільне стиснення крихких пористих середовищ та дослідження їх фрагментації за допомогою дискретно – елементного моделювання, ієрархія алюмінієвих сплавів та дослідження нерівноважної еволюційної термодинаміка в наноматеріалах.

Розглядаючи метод ІПД, то можна засередиту увагу, що цей метод дає можливість одержати об'ємні металеві зразки з практично безпористою субмікрокристалічною чи нанокристалічною структурою, що неможливо отримати шляхом звичайного термомеханічного оброблення [2]. Основною метою є опис структурного фазового переходу між двома стаціонарними станами в термінах внутрішньої енергії (від стану з

великими зернами до стану з дрібними зернами). Дослідити вплив взаємодії трьох типів дефектів на формування граничної структури, а також описати кінетику встановлення стаціонарних значень.

Дослідження фрагментації за допомогою дискретно – елементного моделювання дає змогу зрозуміти що відбувається з матеріалом та вивчити їх властивості. Алгоритм забезпечує високу обчислювальну ефективність, що підкреслює важливість цього методу.

Метод ієрархії алюмінієвих сплавів показують, що ця нова архітектура дозволяє вивести проектування до нового рівня, до надміцних матеріалів з новими режимами роботи, властивостей та характеристик, яких так потребує наша промисловість.

РОЗДІЛ 1

Опис фрагментації твердих тіл

1.1 Дослідження фрагментації за допомогою дискретно – елементного моделювання

Локалізована фрагментація є важливим явищем, пов'язаним з утворенням смуг зсуву і розломів в зернистих середовищах. Вона може бути вивчена емпіричним спостереженням, лабораторним експериментом або чисельним моделюванням [7].

Тут досліджуємо просторову структуру і статистику фрагментації за допомогою дискретно - елементного моделювання деформаційно - керованого одноосного стиснення циліндричних зразків різного кінцевого розміру. При наближенні системи до відмови пошкодження локалізується у вузькій смузі зсуву або синтетичній розломній, так званій "виїмці", що містить велику кількість незв'язаних фрагментів в широкому діапазоні масштабів, з властивостями, аналогічними властивостям природних і експериментальних розломів.

Цим методом описується положення та орієнтацію центральної площини розлому, ширину смуги зсуву, просторовий і масовий розподіл фрагментів.

Відносна ширина смуги зсуву зменшується по статичному закону розміру системи, а розподіл ймовірностей кута центральної площини розлому сходиться приблизно до 30 градусів [7], що відповідає внутрішньому коефіцієнту тертя 0,7 або близько того.

Узгодженість цієї моделі з експериментальними і польовими результатами підтверджує критичну роль вже існуючої неоднорідності, пружних взаємодій і відношення кінцевого розміру системи до розміру зерна в розвитку смуг зсуву і розломів в пористих середовищах.

Фрикційні властивості і стійкість розломів сильно залежать від форми і розміру фрагментів, тому розуміння процесу квазістатичної фрагментації надзвичайно важливо при розробці моделей цих властивостей.

Для пояснення статичного розподілу фрагментів була введена стохастична модель фрагментації, в якій поведінка без масштабу забезпечувалася незалежним від розміру розпадом імовірність шматків. Модель змогла відтворити розподіл фрагментів за розмірами в досить загальних умовах.

1.1.1 Повільне стиснення крихких пористих середовищ

Моделювання проводилося шляхом осадження частинок одна за одною всередині циліндричного контейнера під дією сили тяжіння. Частинки зазнали кілька зіткнень з частинками зростаючого шару осаду і зі стінкою контейнера поки не було знайдено їх остаточне положення.

Радіус частинки R був обраний з логарифмічно нормального розподілу, яке досить добре описує статистику розмірів зерен в земних матеріалах.

Діапазон розмірів частинок R_{\min} та R_{\max} в алгоритмі обмежений, так як дуже дрібні частинки можуть осідати на дно контейнера, підстрибуючи через порожній простір. Щоб уникнути такої сегрегації розмірів, співвідношення найбільших R_{\max} і найменші радіуси R_{\min} були встановлені рівними $R_{\max} / R_{\min} = 20$, в той час як середній радіус частинки R був зафіксований на значенні $R = 5 * R_{\min}$ для всіх розглянутих зразків [7].

Когезія вводиться таким чином, що частинки з'єднуються пучковими елементами по краях трикутників Делоне, побудованих з центрами частинок. Довжина і поперечний переріз пучків визначаються відстанню між зв'язаними частинками та їх радіусами відповідно, що передбачає порушення фізичних параметрів пучків.

Під дією механічного навантаження балки поступово деформуються і ламаються відповідно з правилом фізичного руйнування при перенапруженні:

$$\left(\frac{\varepsilon_{ij}}{\varepsilon_{th}}\right)^2 + \frac{\max(|\Theta_i|, |\Theta_j|)}{\Theta_{th}} \geq 1 \quad (1.1)$$

Тут ε_{ij} позначає осьову деформацію пучка між частинками i та j , Θ_i і Θ_j -кути повороту двох кінців пучка [7]. Перша і друга умова порушує правила рівняння (1.1) і являють собою внесок деформацій розтягування і вигину (зсуву контактів частинок) в руйнування. Параметр руйнування ε_{th} і Θ_{th} мають постійні значення для всіх пучків $\varepsilon_{th} = 0.003$ і $\Theta_{th} = 2^\circ$, так що випадкова упаковка зерен є єдиним джерелом безладу в системі.

Частинки, які не пов'язані пучками, взаємодіють через контактні сили, де нормальна сила моделюється герцевим контактом з в'язкопружним демпфуванням, а для тангенціальної сили реалізується закон кулонівського тертя з коефіцієнтом тертя 0,5.

1.1.2 Моделювання

Рівняння руху частинок вирішується чисельно для генерації тимчасової еволюції системи, викликаній зовнішнім механічним навантаженням.

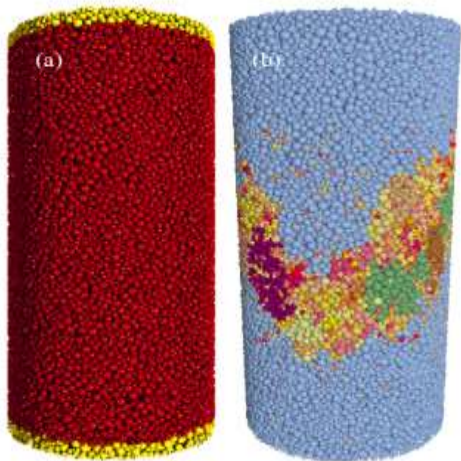


Рис. 1.1. (а) Моделювання 105 частинок. Затиснуті шари частинок виділяються жовтим кольором. (b) остаточна конфігурація, в якій частинки фарбуються відповідно до розміру фрагментів. Кольорова смуга вказує на положення смуги зсуву [7].

Щоб описати положення смуги зсуву, ми визначаємо її центральній площині і характеризуємо її положення і орієнтацію її нормальним вектором n_d і лежить на ній точкою r_d^- . Координати r_d - це $(0,0, z_d)$, де початок координат знаходиться в середині нижньої окружності циліндра з віссю z , спрямованої вздовж осі циліндра. В якості першого кроку алгоритму визначається положення центру мас кожного фрагмента.

$$r_i^f, I = 1, \dots, K. \quad (1.2)$$

де K - загальна кількість фрагментів у зразку. хмара точок показано на рис. (1.2), кожна точка являє собою окремий фрагмент.

Координата z_d точки, що фіксує положення центральної площина виходить як z - координата положення центру мас хмари точок, де кожен фрагмент має однаковий внесок в усереднення. Потім визначили полярні кути ω_i і δ_i векторів.

$$r_i^{fd} = r_i^f - r_d \quad (1.3)$$

Щодо осей x і z системи координат відповідно. Після обчислення кута η_i для кожного фрагмента $i = 1, \dots, K$, для кожної вибірки було визначено дискретне перетворення Фур'є функції η_ω ансамблю фрагмент.

$$\eta_i = \pi / 2 - \delta_i \quad (1.4)$$

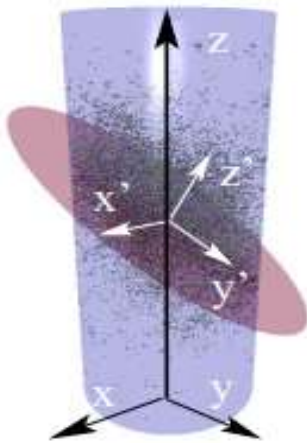


Рис. 1.2. Результат моделювання [7].

Чорні точки являють собою положення центру мас фрагментів, в тому числі несуміжних з смугою зсуву. На малюнку (1.2) також показані системи координат, використовувані в розрахунках [7]. Початок координат x, y, z - це центр нижньої

окружності циліндра, а вісь z спрямована вздовж осі циліндра. Система (x, y, z) центрована в опорній точці площини, а вісь z вирівняна з нормальним вектором n_d найбільш підходящої центральної площини розлом.

Через гашеного структурного безладу пористого матеріалу величина кута розсіювання одиничних зразків розсіюється в діапазоні, що залежить від розміру системи. На рис. (1.3) представлено розподіл ймовірностей $p(\Theta)$ кута орієнтації для всіх розглянутих розмірів системи N . для найменшої системи $N = 104$ розподіл досить широкий, навіть великі кути $> 50^\circ$ зустрічаються відносно часто.

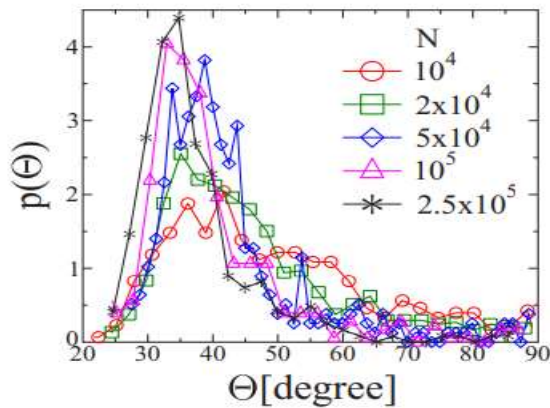


Рис. 1.3. Розподіл ймовірності $p(\Theta)$ кута смуги зсуву щодо напрямку навантаження (вертикальний напрямок на рис. 1.1) для всіх розглянутих розмірів системи N [7].

Зі збільшенням розміру системи, розподіли стають все більш і більш піковими, і їх максимум поступово зміщується до нижчих значень.

Алгоритм забезпечує високу обчислювальну ефективність, однак має той недолік, що накладає обмеження на доступний діапазон розмірів зерен. В допустимому діапазоні величини безлад не можна було б вказати на будь-який значущий вплив структури упаковки частинок на формування смуги зсуву.

Однак досить висока відношення розміру зразка до розміру зерна виявилось істотним для отримання достовірних кількісних результатів по появі, просторовій структурі і фрагментарної статистикою смуги пошкоджень.

1.2 Наноструктурна ієрархія алюмінієвих сплавів

Процес оптимізації типу, розміру і дисперсії мікроструктурних ознак привів до складних сплавів, які в даний час використовуються в багатьох технологіях. Такий процес став прогресом у методах визначення характеристик та інструментуванні та проривам в матеріалознавстві та інженерії. Вікові зміцнюючі ефекти в даний час широко використовуються в сучасних аерокосмічних, автомобільних і будівельних матеріалах [3]. У загартованих з віком алюмінієвих сплавах (Al) відносно висока межа плинності, $\geq 0,5$ ГПа, досягаються термомеханічними обробками, які генерують попередньо зміцнені мікроструктури. Важливо відзначити, що ці мікроструктури зберігають розумні ($>5\%$) рівні рівномірного подовження в відповідно до вимог, що пред'являються до конструкційних конструкцій. Дослідження простору властивостей-характеристик для широкого спектру металевих сплавів Al показує, що значення межі плинності $\sim 0,7$ ГПа являють собою верхню межу міцності для зміцнених осадженням кованих сплавів Al.

Розглядаючи алюмінієві сплави, що містять ієрархію наноструктур і володіють механічними властивостями, які розширюють відомі межі експлуатаційних характеристик - сплавів аерокосмічного класу 7075. Які в свою чергу володіють межею плинності і рівномірним подовженням, що наближається до 1 ГПа і 5% відповідно [9].

Наноструктурна архітектура спостерігалася з використанням нових методів мікроскопії високої роздільної здатності і містить твердий розчин, вільний від опадів, що відрізняється високою щільністю дислокацій, субнанометровими внутрішньогранулярними кластерами розчинених речовин, двома геометриями нанометрових міжзеренних структур розчинених речовин і розмірами зерен в десятки нанометрів в діаметрі [9]. Результати досліджень показують, що ця нова архітектура дозволяє вивести проектування до нового рівня, до надміцних матеріалів з новими режимами роботи, властивостей та характеристик.

Скануюча електронна мікроскопія високої роздільної здатності зазвичай може бути використана для зображення структури нанокристалічних зерен. Однак кількісна інформація про дезорієнтацію зерен за допомогою зворотного розсіювання електронів зазвичай неможлива в тих випадках, коли середній розмір зерен нижче 150 нм [4], і ця технологія в даний час не піддається кількісному хімічному картуванню з нанорозмірним (<5 нм) просторовим дозволом.

Таким чином, добре відомо, що існує недолік детальної характеристики наноструктурованих сплавів. Метою даного дослідження є підвищення міцності комерційно цінних сплавів без шкоди для пластичності шляхом створення нанорозмірних мікроструктур або наноструктур.

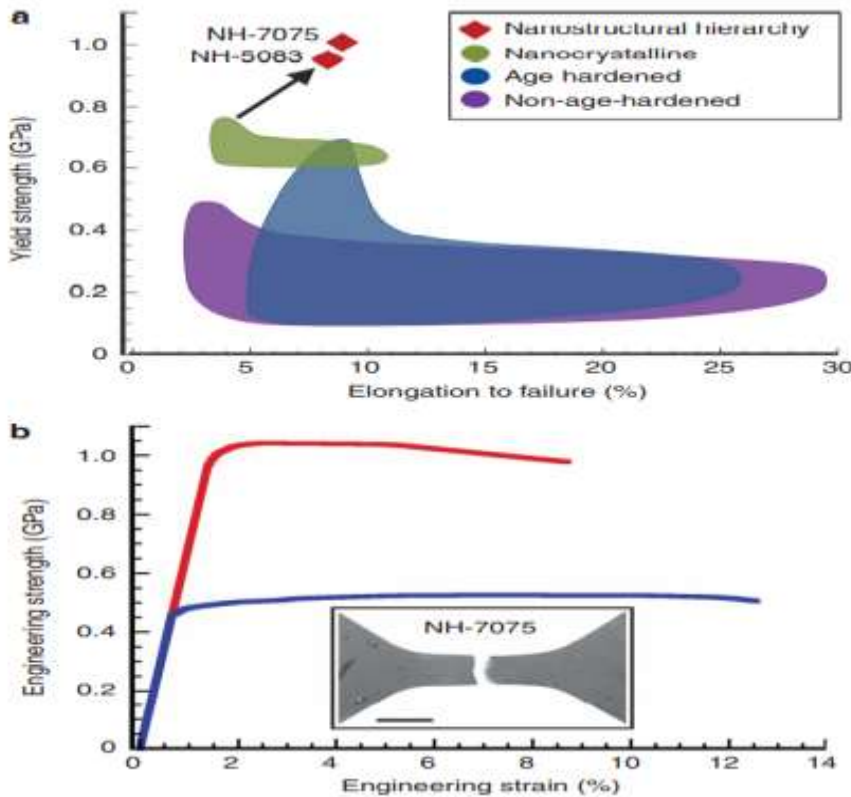


Рис. 1.4 Характеристики механічних властивостей алюмінієвих сплавів [9].

Два нових алюмінієвих сплавів, що володіють рекордними властивостями і ієрархією розчинених наноструктур (NH-7075, NH-5083). а) Металеві сплави Al на основі експериментальних даних. (б) Типовий інженерний графік напружено-деформованого стану для NH-7075 (червона крива) і Т6-7075 (синя крива).

Сплави показують, що обробка НРТ досягає майже вдвічі більшої міцності, ніж спали які використовують зараз і комерційно цінний сплав, оброблений Т6. Це розтягується зразок сплаву NH - 7075 Al, окалина, 1 мм. крім рекордного межі плинності майже 1 ГПа, важливо відзначити, що сплав NH-7075 демонструє рівномірне подовження $\sim 5\%$, а загальне подовження до руйнування досягає 9 % [9].

1.2.1 Використання SPD методу для створення нанорозмірних структур.

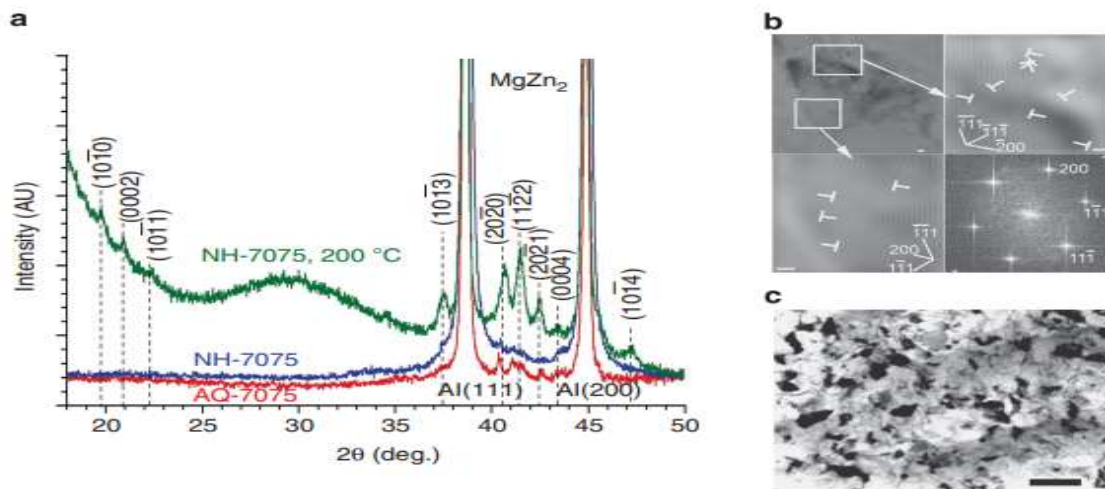


Рис. 1.5 Результати моделювання та експерименту [9].

Матеріали і механічні властивості . Розглядаючи два типи аерокосмічних сплавів 7075 Al: один-звичайний обробка Т6 та інша НРТ engineering. Результати представлені на рис. 1.5 (а і б), демонструють середню межу плинності при розтягуванні і

рівномірному подовженні для сплаву НРТ (NH-7075) $0,9775 \pm 0,015$ ГПа і $4,85 \pm 0,62\%$ відповідно.

Графік на рис. (1.5 а) дає загальне уявлення про фундаментальні властивості розтягування широкого спектру металевих сплавів Al. Зосередження уваги на сплаві NH-7075, дає інженерну деформацію $>5\%$, і зазвичай призводило до повного подовження і руйнування 9% .

Помічено, що в сплаві сильно пригнічується тенденція до розм'якшення після напруженого стан. Ці механічні властивості збільшують відому в даний час межу міцності термомеханічно обробленого кованого сплаву Al отримують методом злиткової металургії і являють собою приблизно вдвічі більшу міцність в порівнянні зі стандартною гартівною обробкою T6 вікова гартуюча обробка.

Характеристика сплаву. Рентгенівська дифузія (XRD) аналізи, представлені на рис. (1.5 а), показують, що звичайна незначна кількість частинок другої фази, що залишилися після обробки розчином, було розчинено в матриці Al при обробці НРТ. Аналізи з високою роздільною здатністю ТЕМ (HRTEM) додатково підтвердили результати рентгенографії: мікроструктура в основному виглядає як безперервний твердий розчин, як показано на зображеннях HRTEM на рис. (1.5 б).

Вивчення зображення HRTEM показують високу щільність дислокацій всередині зерен, як поблизу, так і на межах зерен. Щільність дислокацій становить $\sim 3,2 * 10^{16}$ м² [4]. Раніше було виявлено, що дислокації поблизу і на кордонах зерен утворюють нерівноважні і малокутню кордону відповідно. Яскраве поле ТЕМ вказує на те, що справжній наноструктурований сплав 7075 має середній діаметр зерна 26 нм (рис. 1.5 с). Мікроструктурна оцінка демонструє подібні результати особливості до раніше повідомленого сплаву 5083 Al.

1.2.2 Хімічний і просторовий аналіз

Щоб дослідити наноструктуру і походження цих видатних властивостей, ми використовуємо новий підхід до аналізу атомно-зондової томографії (АПТ) і використовуємо його до цих двох різних систем сплавів: Сплав 7075 на основі Al-Zn-Mg і сплав 5083 на основі Al-Mg-Sc. В останні роки АРТ успішно проводить структурні та хімічні вимірювання на основі своєї атомної роздільної здатності і елементної чутливості. Досягнення в галузі приладобудування, підвищення точності томографічної реконструкції та розробку прикладних алгоритмів обробки даних сучасні АРТ на передній план мікроскопії.

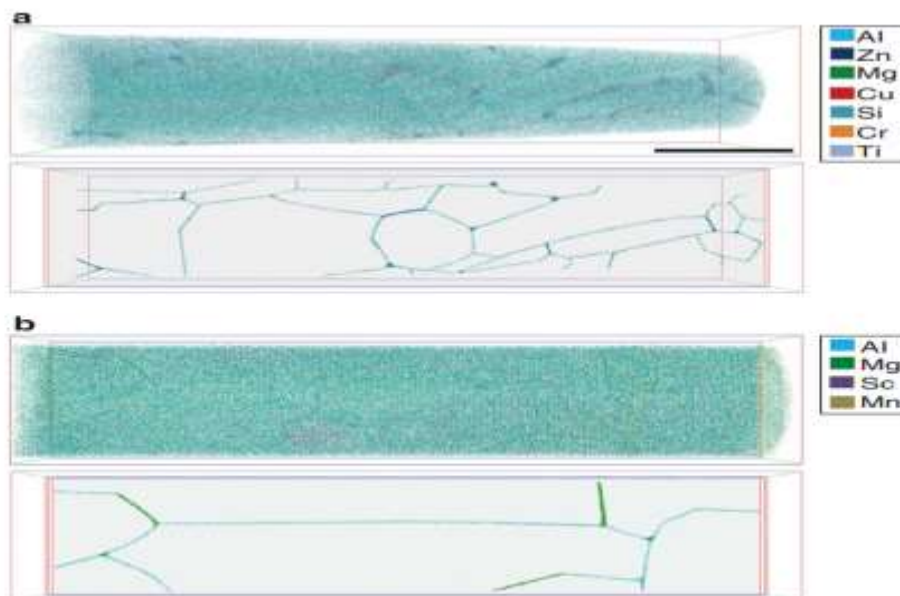


Рис. 1.6 Схематичне зображення зерен в зразку [9].

Верхні зображення на малюнках (1.6 а і b) являють собою карти атомів, отримані з 7075 і 5083 системи сплаву після НРТ. Перевірка цих даних дає якісне уявлення про структуру та агрегацію розчинених речовин всередині сплавів.

Новий метод виявлення кристалічних інтерфейсів, заснований на аналізі атомної щільності, щоб виявити складну мережу, ці карти меж зерен лежать нижче карт атомів

на малюнках 1.6 (а і b). Оцінка розмірів і морфології зерен 7075 узгоджується зі спостереженнями.

Ці зображення дають чіткі деталі дискретного зерна збагачення розчиненої речовини. Зокрема, виявили, що атоми розчиненої речовини агрегуються в дві основні морфології навколо обраних меж зерен і перехід. Спостерігаючи точкові "вузлові" і "одновимірні" лінійні "рішення" (рис. 1.6 b) [9]. Ретельна оцінка нахилу ці томографічні дані були проведені для підтвердження відносної розмірності цих наноструктурних особливостей.

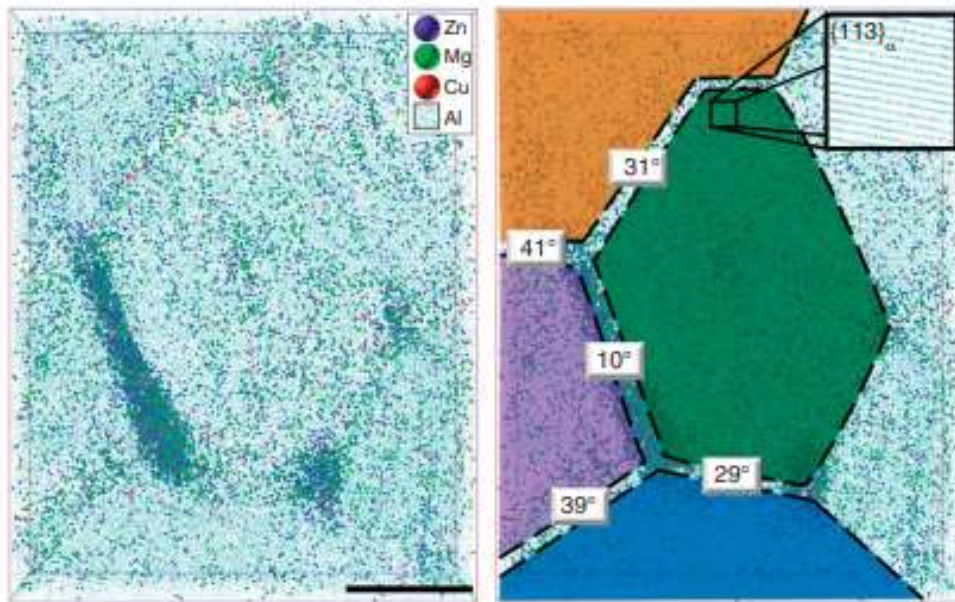


Рис. 1.7 Мережа меж зерен [9].

Портрет зерна в сплаві NH-7075, зліва - карта атомів, праворуч-накладена карта нанорозмірної текстури, що вказує на кут розорієнтації між зернами. Лінійна структура розчинної речовини відображається на межі зеленого з рожеорієнтацією кристала 10° . Ширина шкали використовується 5 нм.

Вузлові розчинені наноструктури часто зустрічаються на потрійних або більш високих порядках зернозв'язаних переходів, мають діаметр $\sim 3,7$ нм і спостерігаються у

вигляді $\sim 4 * 10^{16} \text{ см}^{-3}$. Лінійні розчинені наноструктури простягаються вздовж вершин меж зерен, мають довжину і діаметр $\sim 17,5 * \sim 4,4 \text{ нм}^2$ і зустрічаються $5 * 10^{16} \text{ мкм}^{-3}$. Було також виявлено, що лінійні наноструктури іноді перетинаються, як видно з форми " V ' на рис. (1.7).

У той час як влучні аналізи інших матеріалів повідомили про незначну глобальну сегрегацію розчинених речовин до меж зерен 9,37 - 38, ці результати є значними, оскільки вони виявляють концентровані і дискретні нанометрові структури розчинених речовин на обраних межах зерен.

Карта атомів показує, що внутрішньогранулярна розчинена речовина також кластеризовано. Для проведення кількісного дослідження був використаний алгоритм кластеризації ядер-зв'язків.

1.3 Нерівноважна еволюційна термодинаміка

У цьому методі розглядаємо загальну теорію процесів ПД, заснованих на нерівноважній еволюційній термодинаміки. Формування граничної структури в рамках цієї теорії пов'язано з мінімумом або максимумом термодинамічного потенціалу і аналогічно описується теорією фазових переходів, заснованої на загальному кінетичному рівнянні типу Ландау-Халатникова [1].

Основна особливість цього підходу полягає в тому, що дефектна структура враховується очевидним введенням відповідних термінів в основні термодинамічні співвідношення, що аналогічно мезоскопічній термодинаміці, в той час як звичайна термодинаміка є неструктурованою.

Мезоскопічний характер моделі передбачає, що структурними елементами середовища при такому розгляді можуть бути досить великі утворення, такі як зерно, межі зерен, скупчення дислокацій і т. д.

Крім того, за допомогою цієї моделі можна зробити опис поведінки тонкого мастильного шару. Ці методи близькі до концепції теорії фазових переходів Ландау.

Основною метою є опис структурного фазового переходу між двома стаціонарними станами в термінах внутрішньої енергії (від стану з великими зернами до стану з дрібними зернами). Дослідити вплив взаємодії трьох типів дефектів на формування граничної структури, а також описати кінетику встановлення стаціонарних значень.

Наведена формула (1.5) дає змогу розрахувати термодинамічна тотожність для щільності внутрішньої енергії представлена в такому виді.

$$du = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e + T ds + \tilde{T} d\tilde{S} + \varphi dh \quad (1.5)$$

Крім того, записано основне співвідношення для щільності внутрішньої енергії. Він поєднує в собі перший закон термодинаміки і закон перетворення енергії за внутрішніми ступенями свободи.

$$u = u_0 + \sum_{m=g,D} \left(\varphi_{0m} h_m - \frac{1}{2} \varphi_{1m} h_m^2 + \frac{1}{3} \varphi_{2m} h_m^3 - \frac{1}{4} \varphi_{3m} h_m^4 \right) + \varphi_{gD} h_g h_D \quad (1.6)$$

В основу покладена дводефектна двомодова модель нерівноважної еволюційної термодинаміки у вираженні внутрішньої енергії. В якості основних структурних дефектів обрані межа зерен і дислокація.

Виведені еволюційні рівняння, засновані на розширенні внутрішньої енергії.

$$\begin{cases} \tau_{hD} \frac{\partial h_D}{\partial t} = \varphi_{0D} - \varphi_{1D} h_D + \varphi_{2D} h_D^2 - \varphi_{3D} h_D^3 + \varphi_{gD} h_g \\ \tau_{hg} \frac{\partial h_g}{\partial t} = \varphi_{0g} - \varphi_{1g} h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 + \varphi_{gD} h_D \end{cases} \quad (1.7)$$

де u_0 , φ_{km} , φ_{gD} – деякі коефіцієнти, що залежать від змінних рівноваги s та ε_{ij}^e в якості керуючих параметрів:

$$\begin{aligned} u_0 &= \frac{1}{2} \lambda (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \mu (\varepsilon_{ij}^e)^2 + \beta s^2 \\ \varphi_{0m} &= \varphi_{0m}^* + g_m \varepsilon_{ii}^e + \left(\frac{1}{2} \bar{\lambda}_m (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \bar{\mu}_m (\varepsilon_{ij}^e)^2 \right) - \beta_m s + \beta_{gm} s \varepsilon_{ij}^e \\ \varphi_{1m} &= \varphi_{1m}^* - 2e_m \varepsilon_{ii}^e \end{aligned} \quad (1.8)$$

де λ , μ є пружні константи дефектів матеріалу; g_m – позитивна константа, що характеризує інтенсивність виробничого дефекту $\varepsilon_{ii}^e > 0$ (повна напруга) або знищення дефекту або придушення генерації дефектів при $\varepsilon_{ii}^e < 0$ (всебічне стиснення); із застосуванням експериментальних конструкцій, $\bar{\mu}_m$, $\bar{\lambda}_m$ пружною константи, обумовлених наявністю дефектів; e_m позитивні константи відповідають за аналогією з g_m на виробничий дефект в $\varepsilon_{ii}^e > 0$, або для знищення дефектів в $\varepsilon_{ii}^e < 0$; $\varepsilon_{ii}^e < 0$; та $(\varepsilon_{ij}^e)^2 = \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{ji}^e$ є першими і другі інваріанти тензора деформації. Повторні індекси означають підсумовування. Оскільки описується стиснення деформованого об'єкта, для подальшого аналізу використовуються негативні значення першого інваріанта тензора деформації ε_{ii}^e .

Компоненти деформації ε_{ij}^e – це керуючі параметри, які представляють зовнішній вплив, і їх можна розглядати як константи. Індекс D у рівнянні (1.6) відноситься до дислокацій, а індекс g – до меж зерен.

Зверніть увагу, що величина пластичної деформації в представленій теорії не проявляється в явному вигляді. Однак він присутній в прихованій формі. Відомо, що накопичена деформація прямо пропорційна часу при постійній швидкості деформації і монотонно залежить від часу при змінній швидкості деформація. Тому замість часу в механіці прийнято використовувати накопичену деформацію (мертвий час). У представленій теорії час використовується в явній формі, а пластична деформація проявляється в прихованій формі, а саме у вигляді щільності дефектів.

Многочлен четвертого ступеня з позитивними коефіцієнтами φ_{km} в рівнянні (1.6) може мати два максимуми (два режими). Ми розглянемо лише спрощений приклад однорідного розподілу дислокацій. Тому вищими ступенями нехтують при описі еволюції дислокацій φ_{2D} і φ_{3D} .

Запишемо еволюційне рівняння.

$$\tau_{hl} \frac{\partial h_l}{\partial t} = \frac{\partial \bar{u}}{\partial h_l} \quad (1.9)$$

де τ_{hl} - час релаксації; h_l - щільність дефектів l - типу; \bar{u} - ефективна внутрішня енергія [10]. Система еволюційних рівнянь визначається в явному вигляді:

$$\begin{cases} \tau_{hD} \frac{\partial h_D}{\partial t} = \varphi_{0D} - \varphi_{1D} h_D + \varphi_{2D} h_D^2 - \varphi_{3D} h_D^3 + \varphi_{gD} h_g \\ \tau_{hg} \frac{\partial h_g}{\partial t} = \varphi_{0g} - \varphi_{1g} h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 + \varphi_{gD} h_D \end{cases} \quad (1.10)$$

Скористаємося адіабатичним наближенням $\tau_{hg} \gg \tau_{hD}$.

Еволюція щільності дислокацій слідує за зміною щільності меж зерен за цієї умови. У цьому випадку ми встановлюємо $\tau_{hD} (\partial hD/\partial t) \approx 0$ в рівнянні (1.10) і висловити h_D з цього рівняння:

$$h_D = \frac{\varphi_{gD}}{\varphi_{1D}} h_g + \frac{\varphi_{0D}}{\varphi_{1D}} \quad (1.11)$$

залежність щільності дислокацій (1.11) від рівняння(1.10), отримано рівняння Ландау-Халатникова:

$$\tau_{hg} \frac{\partial h_g}{\partial t} = \frac{\partial V}{\partial h_g} \quad (1.12)$$

де похідна ефективного термодинамічного потенціалу по щільності пов'язаних зерен $\partial V / \partial h_g \equiv F(h_g)$ визначає термодинамічну силу F:

$$F(h_g) = \varphi_{0g} + \varphi_{gD} \frac{\varphi_{0D}}{\varphi_{1D}} - \left(\varphi_{1g} - \frac{\varphi_{gD}^2}{\varphi_{1D}} \right) h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 \quad (1.13)$$

це призводить до того, що параметр h_g наближається до атрактора, відповідного сталому значенню. Система описується термодинамічним потенціалом:

$$V(h_g) = \int_0^{h_g} F(h'_g) dh'_g \quad (1.14)$$

Використовуючи підстановку (1.11), ця залежність ідентична рівнянню (1.6) для даних типів дефектів. Стационарна щільність границь зерен h_g фіксується екстремальною умовою потенціалу (1.14), так як при $\partial V / \partial h_g = 0$ згідно з рівнянням (1.12) $\frac{\partial h_g}{\partial t} = 0$. Крім того, мінімуми потенціалу відповідають нестійким станам, але його максимуми відповідають стійким станам.

Стационарна умова призводить до вираження:

$$\varphi_{0g} + \varphi_{gD} \frac{\varphi_{0D}}{\varphi_{1D}} - \left(\varphi_{1g} - \frac{\varphi_{gD}^2}{\varphi_{1D}} \right) h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 = 0 \quad (1.15)$$

Отже, позиції потенційних екстремумів залежить від параметрів φ_{0g} , φ_{1g} , φ_{2g} , φ_{3g} , φ_{0D} , φ_{1D} не залежать від вихідного рівня енергії u_0 . Ці екстремуми визначають режими фрагментації в процесі СПД. Примітно, що рівняння (1.15) не залежить від адіабатичного наближення і є точним. Це пов'язано з тим, що рішення приймається в довгостроковому асимптотичному поведінці коли обидва стационарних умови виконуються як для дислокацій (1.11), так і для меж зерен.

За допомогою цих рівнянь можна дослідити фазову діаграму режимів фрагментації при сильному пластичному деформуванні.

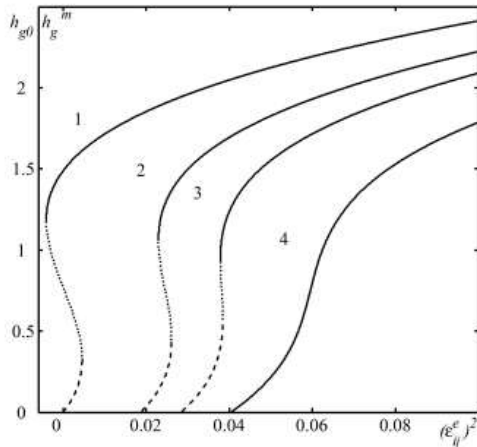


Рис. 1.8 - Залежність стаціонарних значень щільності меж зерен h_{g0} , h_g^m від другого інваріанта тензора деформацій $(\epsilon_{ij}^e)^2$. Криві 1-4 відповідають значенням $\epsilon_{ij}^e = -0,025, -0,042, -0,085$ [1].

Згідно з кривими 1-3, менше з стаціонарних станів h_{g0} відповідає зерну з великим розміром (пунктирні ділянки кривих), більше зі стаціонарних станів (суцільні ділянки кривих) відповідає дрібному зерну.

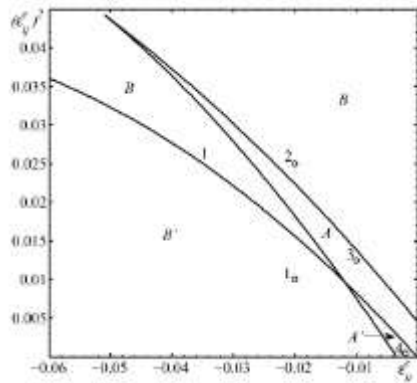


Рис. 1.9 - Фазова діаграма системи з реалізацією областей двох обмежуючих структур[2].

Вивчаючи кінетику розглянутої системи і виділимо спрощений варіант еволюції системи в рамках адіабатичного наближення $\tau_{hg} \gg \tau_{hD}$ [2]. При цьому дослідження зводиться до аналізу кінетичного рівняння Ландау-Халатнікова (1.12). Його явна форма виражається наступним чином:

$$h_g = \varphi_{0g} + \varphi_{gD} \frac{\varphi_{0D}}{\varphi_{1D}} - \left(\varphi_{1g} - \frac{\varphi_{gD}^2}{\varphi_{1D}} \right) h_g + \varphi_{2g} h_g^2 - \varphi_{3g} h_g^3 \quad (1.16)$$

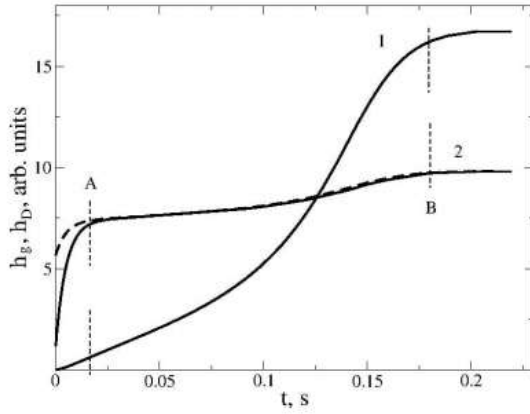


Рис. 1.10 - Кінетика щільності меж зерен (1) і дислокацій (2). Суцільні лінії відповідають "точному" рішення, пунктирна лінія-адиабатичному наближенню. Ділянка зліва від точки А відповідає стадії інтенсивної генерації дислокацій, ділянка А-В відповідає стадії ПД [2].

РОЗДІЛ 2

Бімодальні структури твердих тіл, отримані при мегапластичній деформації

2.1 NET для моделювання впливу розподілу розмірів зерен на еволюцію структури

Досліджено еволюцію дефектної структури алюмінієвих сплавів різного складу при мегапластичній деформації при високому квазігдростатичному тиску. Теоретичний аналіз і чисельний розрахунок еволюції дефектної структури твердих тіл (металів) при цьому впливі виконані в рамках трьох дефектних моделей нерівноважної еволюційної термодинаміки. Розрахунок кінетики дефектів показує, що наявність великих зерен, занурених в матрицю дрібних зерен при заданих параметрах, що призводить до додаткового утворення дислокацій і, як наслідок, до більшого дислокаційного зміцненню матеріалу.

Як генерація структурних дефектів, так і їх анігіляція (рекристалізація) відбуваються при мегапластичній деформації (MPS). Якщо ці процеси надають лінійний вплив один на одного, то досягнення стійкого стану монотонно під час. Однак у реальній практиці цей процес може мати нелінійний характер, і ці взаємно протилежні процеси можуть бути швидше або повільніше, щоб сформувані циклічну поведінку в часі і просторі. Зокрема, процеси перекристалізації можуть незмінно призводити до локального утворення великих зерен, які відновлюють пластичність матеріалу. Ці зерна в надалі знову будуть фрагментовані, що забезпечує високу міцність. Отож, у матеріалі, підданому MPS, з'являється бімодальний розподіл розмірів зерен, і цей розподіл буде знаходитися в динамічній рівновазі.

У реальній практиці спостерігалось існування бімодального розподілу розмірів зерен у чистих металах і сплавах, які можуть піддаватися обробці MPS. Одночасна наявність великих і дрібних зерен забезпечує поєднання високої міцності і відносно хорошої пластичності навіть для чистої міді або нікелю [6]. У разі чистих металів великі і дрібні зерна мають однакову кристалічну структуру. У разі високоентропійних сплавів

з великою кількістю компонентів великі і дрібні зерна можуть додатково відрізнятися один від одного за компонентним складом і фазовим станом.

Останнім часом був запропонований ряд моделей і механізмів, але не було єдиного теоретичного опису для формування бімодального розподілу розмірів зерен в процесі MPS. Підхід, заснований на нерівноважній еволюційній термодинаміці (NET) також було запропоновано для опису кінетики структурних дефектів при MPS [10] і перевірені на ряді певних прикладів, включаючи опис кругового характеру еволюції в часі [4].

Основною метою даної роботи було встановити застосовність NET для моделювання впливу бімодального розподілу розмірів зерен на еволюцію структури і властивостей і перевірити теоретичну модель в порівнянні з експериментальними даними [9].

Досліджено структурну еволюцію промислових алюмінієвих сплавів різного складу, таких як Umts, V9 і A2024, в умовах зсуву при високому квазігідростатичному тиску. Як метод обробки MPS використовували кручення в ковадлах Бріджмен зі швидкістю 1 об/хв при тиску $P = 4$ ГПа і кімнатною температурою. Використовувалися дископодібні злитки, вирізані з центральної частини термічно обробленого стрижня діаметром 10 мм та товщиною 0,75 мм. Число обертів ковадла становило $n = 1, 5, 10, 15$, і згідно розрахунків, відповідний істинній деформації $\epsilon = 4,0, 5,5, 6.5$ і 6.9 в точках півкола зразка.

В ході структурних досліджень розміри фрагментів матриці в напружених матеріалах розраховувалися по зображеннях електронної мікроскопії в темному полі, які були отримані на просвічуючих електронних мікроскопах Philips CM-30 і JEM - 200 CX і оброблені автоматичним методом SIAMS Photolab. Для усунення ефекту неоднорідності деформації по радіусу зразка в цьому методі деформації всі структурні характеристики були визначені на половині радіуса зразка.

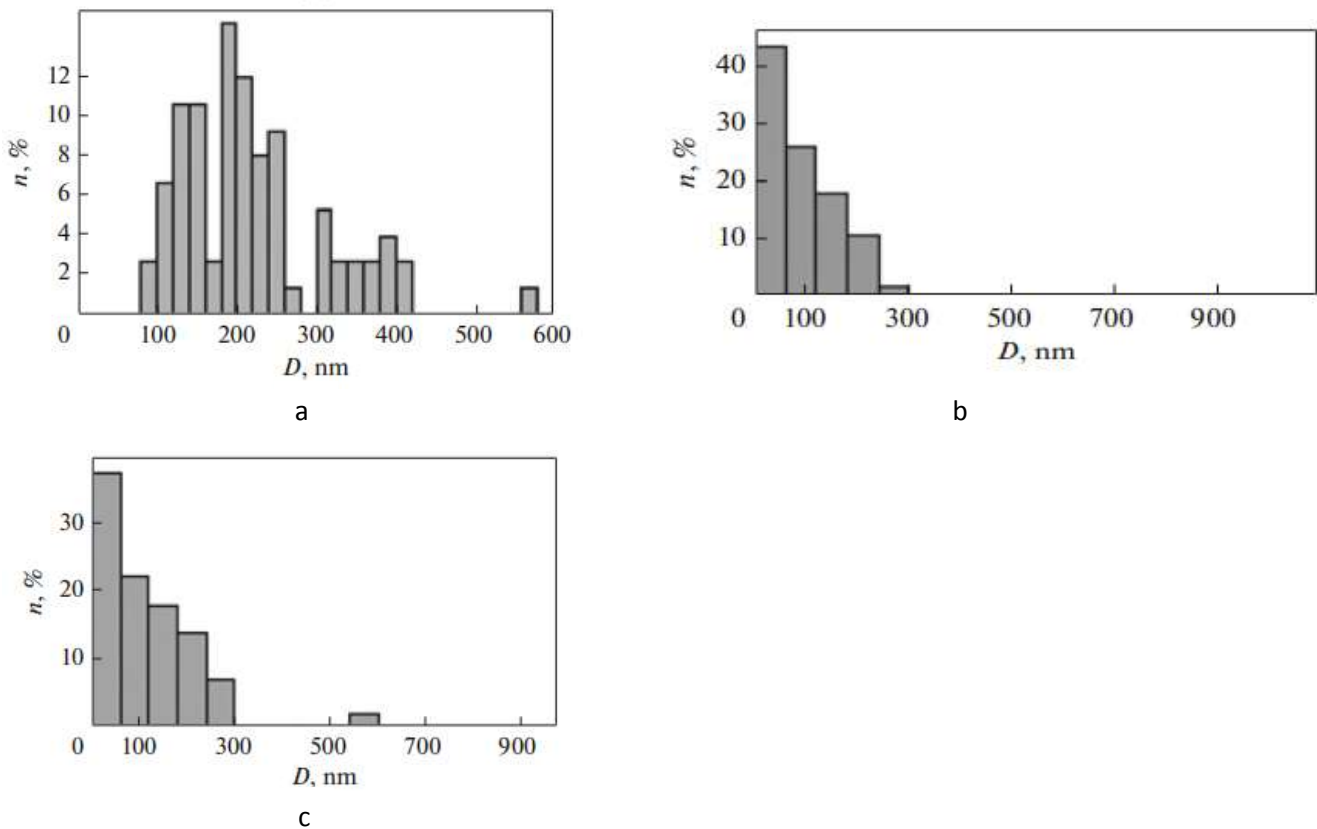


Рис. 2.1 - Гістограми розподілу зерен за розмірами для сплавів (a) A 2024, $e = 5,5$, (b) V95, $e = 6,4$ і (c) V95, $e = 6.9$ [7].

Експериментальні результати з формування бімодального розподілу розмірів зерен при МПС були отримані на декількох алюмінієвих сплавах, що належать до різних систем легування. Вони являють собою термічно зміцнюючі сплави, такі як: Al-Mg-Cu (A2024) [9] і Al-Zn – системи Mg-Cu (B95) [14] і термічно нетвердіючий сплав системи Al-Mn (AMts) [15]. Гістограми розподілу зерен – підзерен за розмірами в залежності від накопиченої деформації в сплавах різного складу представлені на рис. 2.1.

Змішана бімодальна структура в сплаві A2024 після MPS складається з великої кількості дрібних зерен розміром 100-200 нм і ізольованих великих зерен розміром більше 500 нм. Співвідношення між цими режимами змінюється в залежності від ступеня накопиченої деформації і найбільш виражено при $e \approx 5,5$ (рис. 1a). Більш рясне різноманітність структур було виявлено для сплавів АМТ після MPS. Змішана структура, яка переважно складається з зерен з високовуглевими кордонами (HABs) і низькотунтніми кордонами (LABs) (400 нм) і менш дефектні перекристалізовані зерна,

спостерігається при істинної деформації $\epsilon = 3.9$. Потім рекристалізована структура стає переважаючою в діапазоні істинних деформацій $\epsilon = 4.1 - 5.5$.

Змішана структура, основний обсяг якої займають вторинні фрагментовані зерна розміром 150 нм і розвиненою внутрішньою субструктурою, знову з'являється при $\epsilon = 6.4 - 6.9$. Ізольовані перекристалізовані зерна, вільні від дислокацій, знову з'являються в потрійних з'єднаннях цих кристалітів. Таким чином, виявлено циклічний характер формування субмікроструктурних (СМК) станів у сплаві АМТС при квазістатичної деформації.

Природа фізичних процесів в сплаві В95 при MPS також варіюється в залежності від режиму деформації. Переважаючим механізмом релаксації внутрішніх деформацій в цьому сплаві в широкому діапазоні істинних деформацій $\epsilon \leq 6,4$ є фрагментація, структура дезінтеграція до нанорівня, а середній розмір зерен при $\epsilon = 6.4 - 55$ нм. При $\epsilon \geq 6.9$ у сплаві активізується ще один канал релаксації пружної енергії, а саме низькотемпературна динамічна рекристалізація, і з'являється змішана структура з бімодальним розподілом розмірів зерен (рис. 2.1с).

Зокрема, грубі зерна при максимальних розмірах 600 нм і середніх розмірах збільшується до 115 нм з'являються поряд з областями нанозерен. Електронно-мікроскопічні дослідження продемонстрували еволюцію тонкої структури алюмінієвих сплавів при MPS і дозволили виявити основні закономірності її розвитку зі збільшенням накопиченої деформації. Незалежно від складу сплаву формування напруженої структури відбувається за рахунок двох конкурентних процесів-фрагментації та динамічної рекристалізації.

2.2 Бімодальні структури твердих тіл, отримані при мега пластичній деформації.

У першому процесі нові низьковуглеві межі спочатку формуються всередині вихідних подзерен за рахунок розташування дислокацій решітки в стінках, а подальше розвиток режимів деформації обертання призводить до появи високовуглових розорієнтацій зерен і формування структури SMC. Спостережуваний неоднорідний контраст всередині кристалів вказує на високий рівень пружних напруг і високу щільність дислокацій.

Ця стадія формування станів MPS описується унімодальним розподілом зерен за розмірами гістограми. Змішана структура зерен з різними розмірами утворюється при збільшенні накопиченої деформації. Пружно напружений стан зберігається в області дрібних зерен, що проявляється на зображеннях світлового поля у вигляді нестійких висококутних кордонів і неоднорідного контрасту всередині кристалітів. Межі всередині грубих зерен більш регулярні, і кількість місць розташування дислокацій всередині грубих зерен набагато менше. Поява невеликої кількості великих зерен і бімодальний розподіл середнього розміру всього ансамблю вказує на початок аномального зростання зерен в процесі динамічної перекристалізації.

Співвідношення між обсягами двох структур MPS, утворених різними механізмами в змішаній структурі, залежать не тільки від накопиченої деформації, але і від ступеня легування матриці. При тій же деформації зсуву в сплавах зі складним легуванням переважає фрагментована структура, а в сплавах з низьким легуванням, рекристалізована структура. Іншими словами, більш стійкий компонент бімодальної структури з'являється в сплавах з менш легованою матрицею при меншій накопиченої деформації.

Незважаючи на вищеописані відмінності в поведінці алюмінієвих сплавів при MPS, важливо виявити основні загальні закономірності у формуванні їх бімодальної

структури на даному етапі дослідження. До них відносяться близькі розміри дрібних і великих зерен 100 і 500 нм. Згідно з представленими гістограмами, об'ємні частки грубих зерен і їх щільність також близькі. Зокрема, щільність великих зерен становить $2,0 * 10^{17} \text{ м}^{-3}$ в структурі сплаву А 2024 і $4,0 * 10^{17} \text{ м}^{-3}$ в сплаві В95.

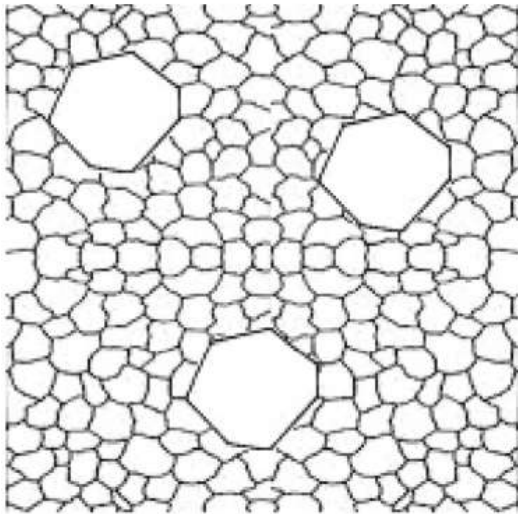


Рис. 2.2 - Схематичне представлення металевої структури з бімодальним розподілом зерен за розмірами [7].

Розглянута металева структура, що складається з великих і дрібних зерен, схематично відтворена в рис. 2.2. Передбачається, що зерна з різними розмірами являють собою два різних дефекта, кожен з яких повинен бути описаний певним кінетичним рівнянням. Таким чином, дрібні зерна мають спільні межі один з одним і в сукупності утворюють суцільне середовище і характеризуються щільністю меж зерен. Великі зерна ізольовані один від одного, об'єднані в матрицю дрібних зерен і можуть бути описані як об'ємні дефекти мезорівня. Їх щільність дорівнює кількості зерен на одиницю об'єму. Якщо до цих дефектів додаються місця розташування dis, а ефективна внутрішня енергія u з урахуванням потрібного вкладу матиме вигляд [1]:

$$u = u_0 + \sum_{m=1,2} \left(\varphi_{0m} h_m - \frac{1}{2} \varphi_{1m} h_m^2 + \frac{1}{3} \varphi_{2m} h_m^3 - \frac{1}{4} \varphi_{3m} h_m^4 \right) + \varphi_{bG} h_b h_G + \varphi_{bD} h_b h_D + \varphi_{GD} h_G h_D \quad (2.1)$$

де u_0 - це внутрішня енергія бездефектних матеріалів; h_b , h_G і h_D є щільність кількості пов'язаних зерен, щільність кормового зерна, і щільність дислокацій відповідно; φ_{0m} , φ_{1m} , φ_{2m} , і φ_{3m} параметри моделі для кожного типу дефекта один від одного; φ_{bG} , φ_{bD} і φ_{GD} такі моделі параметрів з урахуванням попарної взаємодія між різними типами дефектів. Складові рівняння. (2.1) в дужках описують внесок кожної окремої дефектної підсистеми, тобто від дислокацій с індексом D, межі дрібних зерен с індекс b і великих зерен с індекс G. Інші доданки в рівнянні (2.1) описують взаємодію між дефектними підсистемами. Коефіцієнти, що залежать від пружної деформації в якості керуючого параметра, складають:

$$\begin{aligned} u_0 &= \frac{1}{2} \lambda (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \mu (\varepsilon_{ij}^e)^2 \\ \varphi_{0m} &= \varphi_{0m}^* + g_m \varepsilon_{ii}^e + \left(\frac{1}{2} \bar{\lambda}_m (\varepsilon_{ii}^e)^2 + \bar{\mu}_m (\varepsilon_{ij}^e)^2 \right) \\ \varphi_{1m} &= \varphi_{1m}^* - 2e_m \varepsilon_{ii} \end{aligned} \quad (2.2)$$

де ε_{ii} і $(\varepsilon_{ij})^2 = \varepsilon_{ij} * \varepsilon_{ji}$ - перший і другий інваріанти тензора пружних деформацій, μ і λ - модулі пружності і дефіцит цих модулів через вплив дефектів типу m, а e_m і g_m - інші коефіцієнти розширення [3]. У разі меж зерен опис кінетики вимагає більш високого ступеня апроксимації для внутрішньої енергії рівняння (2.1) через загальну тенденції формування бімодальних розподілів розмірів зерен. У разі дислокацій і грубих зерен досить обмежитися розглядом вкладів тільки другого порядку для щільності числа дефектів, встановивши $\varphi_{2D} = \varphi_{3D} = 0$ і $\varphi_{2G} = \varphi_{GD} = 0$, щоб зменшити загальну кількість вільних параметрів в завданні. Чергування знаків в дужках відображає

принцип Ле-Шательє, згідно якого термодинамічний процес більш високого рівня орієнтований на компенсацію ефектів від термодинамічних процесів нижчого рівня. Пружні деформації є керуючими параметрами завдання і, відповідно до закону Гука, можуть бути виражені через напруги у вигляді:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2\mu} \sigma_{ij} - \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda+2\mu)} \sigma_{ij} \delta_{ij} \quad (2.3)$$

У цій моделі передбачається, що процесом можна управляти, задаючи діючі напруги. У разі повільних навантажень (при швидкості деформації нижче 10^{-1} с^{-1}), виконуваних при MPS, можна припустити, що діючі напруги збігаються з граничним пластичним виходом незалежно від швидкості навантаження і автоматично ростуть зі збільшенням міцності матеріалу. На рівні дислокацій закон зміцнення визначається граничним пластичним виходом τ як:

$$\tau = \mu(S\sqrt{\rho_d} - w\rho_d) \quad (2.4)$$

де μ -модуль зсуву, s -коефіцієнт посилення дислокації, а w -коефіцієнт ослаблення через ковзання по межах зерен. У цьому конкретному випадку кінетичні рівняння можуть бути записані в явному вигляді:

$$\begin{aligned} \frac{\partial h_b}{\partial t} &= \gamma_b \frac{\partial u}{\partial h_d} = \gamma_b (\varphi_{0b} - \varphi_{1b} h_d + \varphi_{2b} h_d^2 - \varphi_{3b} h_d^3 + \varphi_{bG} h_G + \varphi_{bD} h_D), \\ \frac{\partial h_D}{\partial t} &= \gamma_D (\varphi_{0D} - \varphi_{1D} h_D + \varphi_{2D} h_D^2 - \varphi_{3D} h_D^3 + \varphi_{bD} h_b + \varphi_{aD} h_D) \end{aligned} \quad (2.5)$$

$$\frac{\partial h_a}{\partial t} = \gamma_a (\varphi_{0a} - \varphi_{1a} h_a + \varphi_{2a} h_a^2 - \varphi_{3a} h_a^3 + \varphi_{ba} h_b + \varphi_{aD} h_D)$$

Задавши початкові умови завдання, можна розрахувати щільність числа всіх дефектів в будь-який момент часу. Це впливає з еквайзерів. (2.5) що кінетика дефектів залежить від співвідношення між коефіцієнтами розширення вільної енергії, а не від їх абсолютних значень. Фактично, множення всіх коефіцієнтів на одне і те ж значення призводить тільки до переоцінки кінетичних коефіцієнтів у рівнянні (2.5).

У зв'язку з цим основні коефіцієнти в розширення внутрішньої енергії по відношенню до щільності меж зерен повинно бути φ_{0b} і φ_{1b} на початковій стадії процесу MPS і φ_{2b} і φ_{3b} на його кінцевій стадії, так як їх співвідношення визначають усталені власні значення щільності меж зерен без урахування впливу дефектів інших типів. Той же висновок справедливий для коефіцієнтів φ_{0D} і φ_{1D} для дислокацій і φ_{0g} і φ_{1g} для грубих зерен.

Вплив пружних напруг на ці коефіцієнти враховується окремо і уточнюється в загальному вигляді рівняннями. (2.2) і (2.3). Коефіцієнти φ_{bG} , φ_{bD} і φ_{gD} не є основними, але все ж дуже важливими в загальній кінетиці дефект. Наприклад, коефіцієнт φ_{bG} безпосередньо характеризує взаємодію між межами дрібних зерен і великими зернами. Будемо вважати, що вихідний зразок складається з грубих і рівномірно розподілених зерен, а зернова система рівномірно розвивається в результаті MPS, тобто формується єдиний режим розміру зерна (дрібні зерна) до тих пір, поки система досягає стаціонарного режиму.

В експерименті цей процес може відповідати вихідному режиму фрагментації структури. Давайте далі штучно введемо грубі зерна, щоб побачити, який вплив їх присутність надасть на досягаються параметри матеріал. Якщо ми зробимо таке спрощення (припущення), то система описується тільки першими двома рівняннями в

наборі (5) в рамках моделі з трьома дефектами, яка враховує тільки дрібнозернисті (b) і дислокації (D). Третій дефект (G, грубі зерна) додається тільки після того, як система досягає сталій режим в момент часу $t = 0,6$ с. В експерименті ці великі зерна з'являються в результаті релаксаційних процесів, таких як динамічна рекристалізація, і можуть бути знову фрагментовані при подальшій обробці деформацією. Отож, у матеріалі відбувається генерація і анігіляція грубих зерен з досягненням стаціонарних значень. Наведено розрахунки для ефективних коефіцієнтів рівняння. Оцінимо коефіцієнт φ_{0g} для грубих зерна. Ефективна внутрішня енергія твердого тіла дорівнює:

$$u^- = u - \mu_{eq} h_G \quad (2.6)$$

де u -внутрішня енергія твердого тіла, що визначається рівнянням (2.1), і є хімічним потенціалом або енергією одного дефекту (грубого зерна). Якщо припустити, що хімічний потенціал є надлишковою енергією грубого зерна, то він дорівнює половині енергії його зовнішніх кордонів. Тоді оцінка, отримана для коефіцієнта кубічного зерна, дорівнює:

$$\varphi_{0G} \approx 2\mu_{eq} = a_G S_G = 6a_G d_G^2 \quad (2.7)$$

де a_G - питома поверхнева енергія кордону, $a_G = 0,5-1$ Дж/м² для металів і сплавів, S_G - площа граничної поверхні, а d_G - розмір великого зерна. Розглянемо наступний набір параметрів моделі і коефіцієнтів (J / m) для розрахунків [6].

$$\lambda = 2.08 * 10^{10} Pa;$$

$$\mu = 2.08 * 10^{10} Pa;$$

$$\varphi_{0D}^* = 5 * 10^{-9} \text{ J/m};$$

$$\varphi_{1D}^* = 0.6867 * 10^{-24} \text{ J/m};$$

$$g_D = 1 * 10^{-8} \text{ J/m};$$

$$\mu_D^- = 0.1 * 10^{-2} \text{ J/m};$$

$$e_D = 6 * 10^{-23} \text{ J/m};$$

$$\gamma_D = 3 * 10^{25} \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1}$$

$$\varphi_{bD} = 1.0 * 10^{-16} \text{ J};$$

$$\varphi_{0b}^* = 0.4 \text{ J/m}^2;$$

$$\varphi_{1b}^* = 0.08 * 10^6 \text{ J/m};$$

$$\varphi_{2b} = 0.56 * 10^{-12} \text{ J};$$

$$\varphi_{3b} = 0.3 * 10^{-19} \text{ j} * \text{m};$$

$$g_b = 3 \text{ J/m}^2;$$

$$\lambda_b^- = 2.5 * 10^5 \text{ J/m}^2;$$

$$\mu_b^- = 3.12 * 10^8 \text{ J/m}^2;$$

$$e_b = 3.6 * 10^{-4} \text{ J/m} ;$$

$$\gamma_b = 1 * 10^6 \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1};$$

$$\varphi_{GD} = 1.0 * 10^{-16} \text{ J} * \text{m}^2;$$

$$\varphi_{0G} = 0.96 * 10^{-12} \text{ J};$$

$$\varphi_{1G} = 1.65 * 10^{-6} \text{ J} * \text{m}^3;$$

$$\gamma_G = 1 * 10^4 \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1};$$

$$\varphi_{bG} = 1.0 * 10^{-16} J * m ;$$

$$d_G = 500 * 10^{-9} m.$$

Розрахунок кінетики системи при цих параметрах і коефіцієнтах наведено на рис. 2.3. Випадки, коли немає грубих зерен ($h_G = 0$) протягом усього періоду розрахунків, а також у випадках з різною початковою кількістю грубих зерен (h_{0G}) були розглянуті. Відповідно до застосованої методики, щільність великих зерен різко змінюється в момент часу $t = 0,5$ с на задане значення і далі повільно зменшується, підтримуючи відгук від континууму дрібних зерен і дислокацій (рис. 2.3а).

Щільність тонкої межі зерен (рис. 2.3с) і щільність дислокацій (рис. 2.3б) на початковому етапі ростуть до появи великих зерен, прагнучи до $26,8 * 10^6 \text{ м}^{-1}$ і $26,6 * 10^{15} \text{ м}^{-2}$ відповідно. Ця щільність границя дрібних зерен відповідає середньому розміру, трохи перевищує 100 нм. Ці характеристики досягають нової асимптотичної межі при введенні грубих зерен, і його значення зростає зі збільшенням щільності грубих зерен до $35 * 10^6 \text{ м}^{-1}$ при щільності грубих зерен $8 * 10^{16} \text{ м}^{-3}$. Це відповідає середній розмір дрібних зерен менше 100 нм. В цілому середній розмір дрібних зерен на порядок можна порівняти з його експериментально спостережуваними значення.

З одного боку, великі зерна, занурені в матрицю дрібних зерен, діють як бар'єри для механізмів взаємодії між дрібними зернами, що призводить до утворення дислокацій і зміцнення матеріал. З іншого боку, генерація, ковзання, у грубих зернах, взаємна взаємодія дислокацій призводять до зменшення кількості грубих зерен через до фрагментації і збільшення щільності дрібнозернистих кордонів, що також покращує міцнісні властивості твердого тіла. Різке збільшення щільності дислокацій спостерігається при збільшенні щільності грубих зерна виростають до $h_{0G} = 8 * 10^{16}$ (рис. 2.3б). В цьому випадку максимальна пружна деформація зсуву також збільшується (Рис. 2.3d) і, згідно з рівнянням (2.4), кінцевий вихід також зростає.

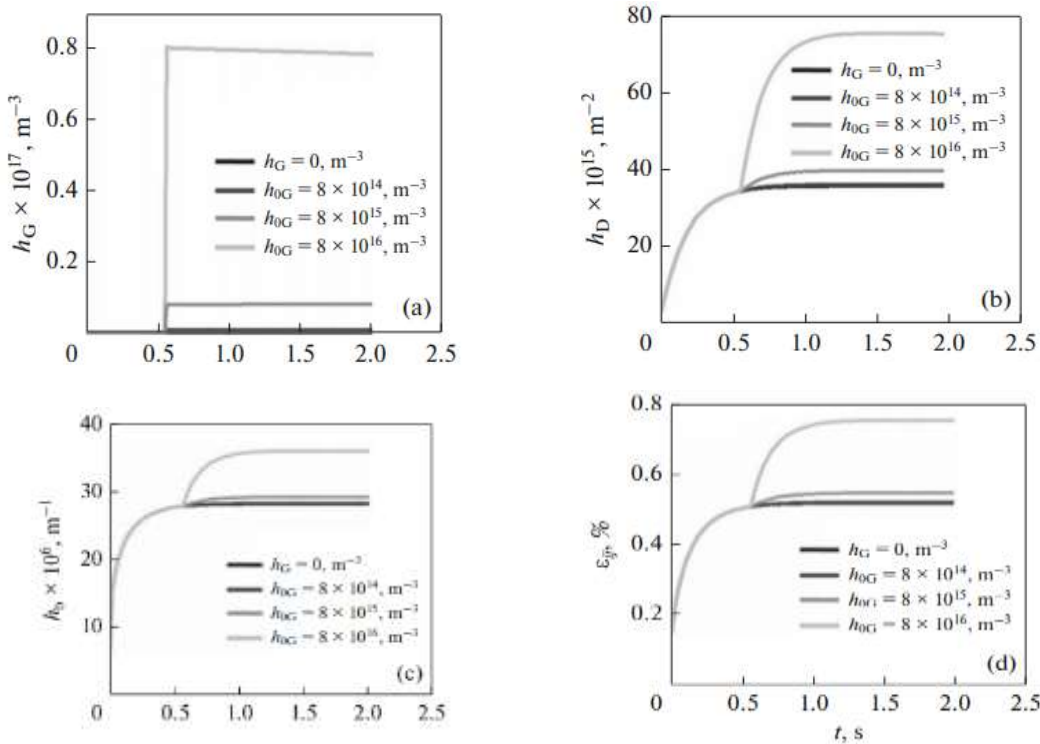


Рис. 2.3 - Зміна щільності (а) великих зерен h_G , (б) дислокацій h_D , (в) меж дрібних зерен h_b і (г) пружних деформацій в залежності від часу розрахунку [7].

Отже, результати моделі показують, що досягнення граничного асимптотичного значення за всіма параметрами матеріалу відбувається за стандартною схемою. На початковому етапі переважають процеси пластичної деформації, що призводять до фрагментації зерен, монотонному формуванню дефектної структури, збільшенню щільності дислокацій і об'ємної щільності загальної площі поверхні дрібнозернистих кордонів. В певний період часу ця пружна енергія релаксації канал перестав бути ефективним, і дефектна структура розвивається через активацію іншого процесу релаксації, а саме динамічної перекристалізації.

Коли швидкості цих процесів стають рівними один одному, система досягає асимптотичного (граничного або стаціонарного стану) значення всіх його параметрів. Утворився баланс знову руйнується при введенні грубих зерен, і з плином часу формуються нові усталені значення тих же параметр.

Експериментальні результати, наведені в першій частині справжньої роботи, доводять, що утворення бімодального зерна розподіл розмірів є реальною проблемою

матеріалознавства, а експериментальні і теоретичні розміри і об'ємні щільності структурних компонентів можна порівняти один з одним на порядок.

В той же час слід вказати на наявність деяких об'єктивних труднощів при більш детальному порівнянні теоретичних результатів та експериментальних даних [11]. Аналізуючи отримані модельні результати, можна припустити, що вплив додаткового зміцнення в структурі сплавів при введенні грубих зерен аналогічний ефекту посилення дисперсії за рахунок осадження нових фаз.

2.3 Тридефектна система рівнянь та її спрощення.

$$U = U_0 + \sum_{m=b,D,a} (\varphi_{0m} h_m - \frac{1}{2} \varphi_{1m} h_m^2 + \frac{1}{3} \varphi_{2m} h_m^3 - \frac{1}{4} \varphi_{3m} h_m^4) + \varphi_{ba} h_b h_a + \varphi_{bD} h_b h_D + \varphi_{aD} h_a h_D \quad (2.8)$$

Запишемо систему рівнянь:

$$\begin{cases} U_0 = \frac{1}{2} \lambda (\varepsilon_{ii})^2 + \mu (\varepsilon_{ij})^2 \\ \varphi_{0m} = \varphi_{0m}^* + g_m \varepsilon_{ii} + (\frac{1}{2} \lambda_m (\varepsilon_{ii})^2 + \mu_m (\varepsilon_{ij})^2) \\ \varphi_{1m} = \varphi_{1m}^* - 2e_m \varepsilon_{ii} \end{cases} \quad (2.9)$$

$$\text{Де } \frac{\partial h_m}{\partial t} = \gamma_m \frac{\partial U}{\partial h_m} \quad (2.15)$$

Маємо систему фінального вигляду:

$$\begin{cases} \frac{\partial h_b}{\partial t} = \gamma_b(\varphi_{0b} - \varphi_{1b}h_b + \varphi_{2b}h_b^2 - \varphi_{3b}h_b^3 + \varphi_{ba}h_a + \varphi_{bD}h_D) \\ \frac{\partial h_D}{\partial t} = \gamma_D(\varphi_{0D} - \varphi_{1D}h_D + \varphi_{2D}h_D^2 - \varphi_{3D}h_D^3 + \varphi_{bD}h_b + \varphi_{aD}h_D) \\ \frac{\partial h_a}{\partial t} = \gamma_a(\varphi_{0a} - \varphi_{1a}h_a + \varphi_{2a}h_a^2 - \varphi_{3a}h_a^3 + \varphi_{ba}h_b + \varphi_{aD}h_D) \end{cases} \quad (2.10)$$

Якщо складові $\varphi_{2D}, \varphi_{3D}, \varphi_{2a}, \varphi_{3a} \rightarrow 0$ то система набуває вигляду:

$$\begin{cases} \frac{\partial h_b}{\partial t} = \gamma_b(\varphi_{0b} - \varphi_{1b}h_b + \varphi_{2b}h_b^2 - \varphi_{3b}h_b^3 + \varphi_{ba}h_a + \varphi_{bD}h_D) \\ \frac{\partial h_D}{\partial t} = \gamma_D(\varphi_{0D} - \varphi_{1D}h_D + \varphi_{bD}h_b + \varphi_{aD}h_D) \\ \frac{\partial h_a}{\partial t} = \gamma_a(\varphi_{0a} - \varphi_{1a}h_a + \varphi_{ba}h_b + \varphi_{aD}h_D) \end{cases} \quad (2.11)$$

Для спрощення, можемо представити x, y, z та t' , в наступному вигляді:

$$x = \frac{h_b}{h_{bs}} ; y = \frac{h_D}{h_{Ds}} ; z = \frac{h_a}{h_{as}} ; t' = \frac{t}{t_s} ; \quad (2.12)$$

З рівняння (2.12) можемо виразити h_b, h_D, h_a, t та t_s , вони будуть дорівнювати:

$$\begin{aligned} h_b &= x * h_{bs} \\ h_D &= y * h_{Ds} \\ h_a &= z * h_{as} \\ t &= t' * t_s \\ t_s &= \gamma_b^{-1} \end{aligned} \quad (2.13)$$

Підставивши рівняння (2.13) в систему рівнянь отриману раніше (2.11) отримаємо рівняння які матитимуть вигляд:

$$\frac{\partial x}{\partial t'} = \frac{\partial \varphi_{0b}}{h_{bs}} - \varphi_{1bx} + \varphi_{2b} h_{bs} x^2 - \varphi_{3b} h_{bs}^2 x^2 + \frac{\partial \varphi_{ba} h_{as}}{h_{bs}} z + \frac{\partial \varphi_{bD} h_{Ds}}{h_{bs}} y \quad (2.14)$$

$$\frac{\partial y}{\partial t'} = \gamma_D t_s \left(\frac{\partial \varphi_{0b}}{h_{Ds}} - \varphi_{1D} y + \frac{\partial \varphi_{bD} h_{bs}}{h_{Ds}} x + \frac{\partial \varphi_{aD} h_{as}}{h_{Ds}} z \right) \quad (2.15)$$

$$\frac{\partial z}{\partial t'} = \gamma_a t_s \left(\frac{\partial \varphi_{0a}}{h_{as}} - \varphi_{1a} z + \frac{\partial \varphi_{ba} h_{bs}}{h_{as}} x + \frac{\partial \varphi_{aD} h_{Ds}}{h_{as}} y \right) \quad (2.16)$$

Задаємо для трьох масштабів три умови:

$$1 - \text{ша умова:} \quad \varphi_{2b} h_{bs} = 1 \rightarrow h_{bs} = \frac{1}{\varphi_{2b}} \quad (2.17)$$

$$2 - \text{га умова:} \quad \frac{\partial \varphi_{ba} h_{as}}{h_{bs}} = 1 \rightarrow h_{as} = \frac{1}{\partial \varphi_{ba} h_{bs}} \quad (2.18)$$

$$3 - \text{тя умова:} \quad \frac{\partial \varphi_{bD} h_{Ds}}{h_{bs}} = 1 \rightarrow h_{Ds} = \frac{1}{\partial \varphi_{bD} h_{bs}} \quad (2.19)$$

Використовуючі ці умови, і підставивши їх в рівняння (2.14 – 2.16) отримуємо рівняння з наступним виглядом:

$$\frac{\partial x}{\partial t'} = \varphi_{0b} * 0.56 * 10^{-12} - \varphi_{1bx} + x^2 - 95.66 * 10^3 * x^3 + z + y \quad (2.20)$$

$$\frac{\partial y}{\partial t'} = \varphi_{0D} * 1.68 * 10^{-11} - 3 * 10^{19} * \varphi_{1D} * y + 3 * 10^{-13} * x + 3 * 10^3 * z \quad (2.21)$$

$$\frac{\partial z}{\partial t'} = \partial\varphi_{0a} * 0.56 * 10^{-30} - \varphi_{1a} * 10^{-2} * z + 10^{-34} * x + 10^{-18} * y \quad (2.22)$$

Об'єднавши рівняння, отримуємо спрощену для розрахунків систему рівнянь:

$$\begin{cases} \frac{\partial x}{\partial t'} = \varphi_{0b} * 0.56 * 10^{-12} - \varphi_{1bx} + x^2 - 95.66 * 10^3 * x^3 + z + y \\ \frac{\partial y}{\partial t'} = \varphi_{0D} * 1.68 * 10^{-11} - 3 * 10^{19} * \varphi_{1D} * y + 3 * 10^{-13} * x + 3 * 10^3 * z \\ \frac{\partial z}{\partial t'} = \partial\varphi_{0a} * 0.56 * 10^{-30} - \varphi_{1a} * 10^{-2} * z + 10^{-34} * x + 10^{-18} * y \end{cases} \quad (2.23)$$

Розв'язавши систему рівнянь, отримуємо стаціонарну точку с координатами:

$$x = 0.15 * 10^8; y = 0.71 * 10^{16}; z = 0.4 * 10^6.$$

2.4 Фазові портрети

Фазові партрети будуємо за допомогою програми MATLAB. Для побудови була використана система рівнянь (2.16), з використанням наступним набіром параметрів моделі і коефіцієнтів (J / m):

$$\lambda = 2.08 * 10^{10} Pa;$$

$$\mu = 2.08 * 10^{10} Pa;$$

$$\varphi_{0D}^* = 5 * 10^{-9} J/m;$$

$$\varphi_{1D}^* = 0.6867 * 10^{-24} J/m;$$

$$gD = 1 * 10^{-8} J/m;$$

$$\mu_D^- = 0.1 * 10^{-2} \text{ J/m};$$

$$e_D = 6 * 10^{-23} \text{ J/m};$$

$$\gamma_D = 3 * 10^{25} \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1};$$

$$\varphi_{bD} = 1.0 * 10^{-16} \text{ J};$$

$$\varphi_{0b}^* = 0.4 \text{ J/m}^2;$$

$$\varphi_{1b}^* = 0.08 * 10^6 \text{ J/m};$$

$$\varphi_{2b} = 0.56 * 10^{-12} \text{ J};$$

$$\varphi_{3b} = 0.3 * 10^{-19} \text{ j} * \text{m};$$

$$g_b = 3 \text{ J/m}^2;$$

$$\lambda_b^- = 2.5 * 10^5 \text{ J/m}^2;$$

$$\mu_b^- = 3.12 * 10^8 \text{ J/m}^2;$$

$$e_b = 3.6 * 10^{-4} \text{ J/m} ;$$

$$\gamma_b = 1 * 10^6 \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1};$$

$$\varphi_{GD} = 1.0 * 10^{-16} \text{ J} * \text{m}^2;$$

$$\varphi_{0G} = 0.96 * 10^{-12} \text{ J};$$

$$\varphi_{1G} = 1.65 * 10^{-6} \text{ J} * \text{m}^3;$$

$$\gamma_G = 1 * 10^4 \text{ j}^{-1}\text{m}^{-1}\text{s}^{-1};$$

$$\varphi_{bG} = 1.0 * 10^{-16} \text{ J} * \text{m} ;$$

$$d_G = 500 * 10^{-9} \text{ m};$$

$$\varepsilon_{ii} = -2 * 10^{-3};$$

$$\varepsilon_{ij} = -1 * 10^{-5}.$$

Всі розрахунки робили за допомогою програми Maple, побудову фазового портрету в програмі MATLAB. Повністю записану програму та хід розрахунків наведено в додатках.

Ввівши все це в програму, отримуємо наступний фазовий портрет:

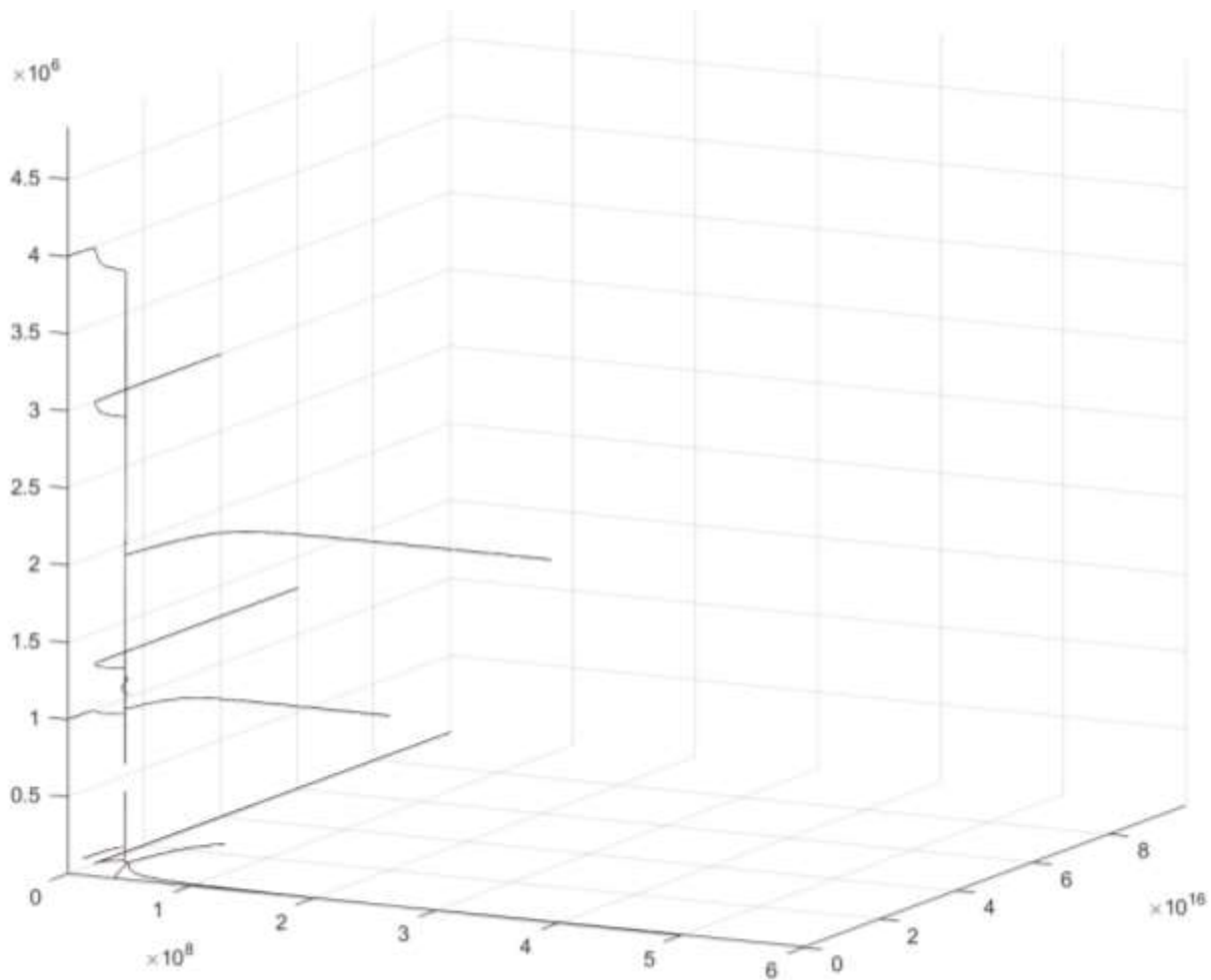


Рис.2.4 – Фазовий портрет тридефектної системи.

З фазового портрету видно, що всі лінії сходяться в одну точку на графіку. З чого можна зробити висновок, системі є стійкою. І насамперед показує, що взявши три дефекти можна отримати повністю стійку систему, що і треба було довести.

На графіку спостерігаємо не велику область, в якій лінії не сходяться повністю, це пов'язано з тим, що при розрахунках отримали початкову точку с великими степенями : $x = 0.15 * 10^8$; $y = 0.71 * 10^{16}$; $z = 0.4 * 10^6$. Отримали лише одну точку, бо щоб отримати всі три, треба багато перебирати значення параметрів ε_{ii} та ε_{ij} .

РОЗДІЛ 3

ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ ТА ОХОРОНА ПРАЦІ ПРИ РОБОТІ З ПЕРСОНАЛЬНИМ КОМП'ЮТЕРОМ

3.1 Вимоги до робочого місця

- Прилади для освітлювання повинні надавати однокове освітлення по всій робочій поверхності, не спричиняти відблиски на клавіатурі та на екрані робочого пристрою, куди дивишся під час роботи.

- Під час роботи за ПК не є можливим розташування робочого столу в містах де відсутнє природне джерело освітлення. Робоче місце слід розташовувати так, щоб в поле робочого простору не потрапляли освітлювальні прилади, поверхні які можуть віддзеркалювати та вікна. На самих вікнах необхідно встановлювати сонцезахисні пристрої. Для запобігання відблисків на екрані робочого пристрою, світло необхідно розташовувати збоку від вікна, бажано зліва.

- Не є можливим розташування робочого місця в містах де відсутня штучна або природня вентиляція та без приладів освітлення природнього походження.

- Кут нахилу екрану ПК або ноутбука повинен бути 10-15 градусів по відношенню до вертикалі, відстань від людини до самого екрану не менше 50-60 см.

- Кут зору необхідно розташовувати в межах 10-40 градусів. Екран ПК або ноутбука необхідно розташовувати перпендикулярно до лінії зору користувача.

- Освітлення повинно бути змішаним (природним та штучним).

- Робоче місце потрібно тримати в чистоті і в порядку, робити прибирання та систематичне провітрювання.

3.2 Вимоги безпеки перед початком роботи з ПК (ноутбуком)

- Оглянути місце для роботи і прибрати, перевірити відсутність сторонніх предметів, впевнитись, що все обладнання і всі блоки ПК підключено до системного блоку з'єднувальними шнурами.
- Перевірити якість освітлення робочої поверхності, якщо необхідно, зробити його краще.
- У разі виникнення або виявлення несправностей категорично забороняється вмикати ПК і необхідно негайно повідомити керівника.
- Регулярно провітрювати приміщення, переконатися, що мікроклімат у робочій кімнаті відповідає нормам: температура повітря 19-22°C, а відносна вологість повітря — 45-60%.
- Включити монітор, перевірити, щоб стабільність та чіткість самого зображення, при необхідності – відрегулювати як потрібно яскравість та контраст.

3.3 Вимоги безпеки під час роботи з ПК або ноутбуком.

- Включати і виключати ПК необхідно лише спеціально призначеними вимикачами, не дозволяється вмикати ПК шляхом витягування блоку живлення з розетки.
- Не дозволяється допускати до робочого ПК не задіяних осіб, посторонніх.
- За робочим місцем забороняється вживати їжу та напої та залишати увімкнене обладнання без вашого нагляду.
- Заборонено класти будь які сторонні предмети на ПК та монітор.
- Заборонено фізично втручатися в роботу ПК, самостійно проводити ремонт або розбирати пристрій. Цю роботу може робити тільки спеціаліст з технічного обслуговування комп'ютерної техніки.
- Для зменшення шкідливого впливу ПК на здоров'я користувача, передбачаються перерви по 10 хв кожну годину роботи.

- Для зниження нервово-емоційного напруження, стомлення очей, усунення впливу гіподинамії та гіпокінезії, під час проведення перерв необхідно виконувати комплекс вправ для хору або фізкультурні вправи.

- Необхідно бути сконцентрованим під час виконання роботи, сторонніх розмов та дратівливих шумів не повинно бути.

- При виявленні збою в роботі ПК, необхідно негайно припинити роботу, відключити ПК від мережі живлення і повідомити про це керівника.

3.4 Вимоги безпеки після закінчення роботи з ПК або ноутбуком.

- Необхідно впевнитись, що вся інформація була збережена в пам'яті ПК, зробити правильне завершення роботи ПК.

- Вимкнути ПК та всі його складові, витягнути шнур живлення із мережі живлення.

- Витерти робочий ПК спеціальною серветкою від жиру та вологи.

- Прибрати робоче місце, та провітрити приміщення.

3.5 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях при роботі з ПК.

- При появі під час роботи димного запаху, дратівливого або непривичного звуку, самостійне вимкнення ПК, на корпусі є відчуття струму, негайно виключити ПК від мережі живлення, припинити роботу і повідомити свого керівника.

- При виявленні пожежі, відразу припинити подачу струму, зателефонувати в 101, провести евакуацію людей, використовуючи передбачені в приміщенні засоби гасіння приступити до гасіння.

- При виявленні нещасного випадку, негайно надати першу медичну допомогу, зателефонувати в 103. Постаратися залишити місце події в тому ж стані коли стався нещасний випадок.

Висновок

Актуальність данної теми. Обрана тема є досить актуальною в наш час. Аджі технології невпинно розвивються все стримкіше і потребують нових матеріалів з більш високими показниками. Нові матеріали виготовляються і аналізуються багатьма методами, кожен з яких потребує окремої уваги, детального огляду і вивчення. В данній роботі ми розглянули один із методів, який вважаємо найпреспективнішими в данний час.

Новий підхід НЕТ, дозволяє отримати більш повну інформацію про поведінку систем під час ПД. Також описує режим фрагментації матеріалу в процесі SPD. Щільність тонкої межі зерен, щільність дислокацій і щільність грубих зерен вибираються в якості основних структурних дефектів. Такий підхід дозволяє описати існування граничної зернистої структури (ненульового максимуму термодинамічного потенціалу), що досягається в результаті процесу інтенсивної пластичної деформації.

Показано, що наявність великих зерен, занурених в матрицю з дрібних зерен, сприяє утворення дислокацій і подовження меж зерен, що призводить до додаткового зміцнення матеріалу за рахунок активації режиму дислокації.

В рамках НЕТ на основі тридефектної моделі при інтенсивно пластичній деформації досліджено фазову динаміку процесу фрагментації сплавів та металів. Побудували фазову портрети тридефектної системи. Показали, що у загальному випадку системама задається при наявності особливих точок, параметри яких напряму залежать від параметрів прикладеного навантаження під час інтенсивно пластичній деформації, і визначаються тільки або «вузол» або «сідло». В данному випадку отримали структуру яка визначається типом «вузол». Було показано, що при врахуванні трьох типів системи, можна досягти стійкої структури.

Список використаних джерел

1. Thermodynamics and kinetics of solids fragmentation at severe plastic deformation [Електронний ресурс] / A.V. Khomenko, D.S. Troshchenko, L.S. Metlov // Donetsk National University 2015.
2. Дисертація Нерівноважна еволюційна термодинаміка фрагментації металів з урахуванням стохастичності / Трощенко Д. С. // Сумський державний університет, Суми, 2018.
3. Polmear, I. J. Light Alloys, From Traditional Alloys to Nanocrystals 4th edn, (Elsevier, 2006).
4. Murashkin, M., Kil'mametov, A. R. & Valiev, R. Z. Structure and mechanical properties of an aluminum alloy 1570 subjected to severe plastic deformation by high-pressure torsion. Phys. Met. Metallogr. 106, 90 – 96 (2008).
5. Choi, H. J., Lee, S. W., Park, J.S. & Bae, D. H. Tensile behavior of bulk nanocrystalline aluminum synthesized by hot extrusion of ball-milled powders. Scr. Mater. 59, 1123 – 1126 (2008).
6. Metlov L., Bull. Rus. Acad. Sci. Phys., 2008.
7. Bimodal Structures of Solids Obtained under Megaplastic Strain L. S. Metlova, I. G. Brodovac, V. M. Tkachenko, A. N. Petrovac, and I. G. Shirinkinac 2017.
8. Fragmentation and shear band formation by slow compression of brittle porous media [Електронний ресурс] / Gergo P'al, Zoltan J'anos, Ferenc Kun, and Ian G. Main // School of Geosciences, University of Edinburgh, EH9 3FE Edinburgh, United Kingdom 2016.
9. Хоменко А. В. Моделирование кинетики режимов фрагментации материалов при интенсивной пластической деформации / А. В. Хоменко, Д. С. Трощенко, Л. С. Метлов // Металлофиз. новейшие технол. – 2017.
10. Nanostructural hierarchy increases the strength of aluminium alloys [Електронний ресурс] / Peter V. Liddicoat, Xiao-Zhou Liao, Yonghao Zhao, Yuntian Zhu, Maxim

- Y. Murashkin, Enrique J. Lavernia, Ruslan Z. Valiev & Simon P. Ringer // The University of Sydney , Sydney 2010.
11. Л. С.Метлов, А. М. Глезер, В. Н. Варюхин, "Циклічний характер еволюції структури дефектів і властивостей Металевих матеріалів при мегапластической деформації", Рос. Метал. (Металевий) 2015.
 12. О. Седіві, в. Бенеш, П. понизив, П. Крал і В. Скленица "кількісна характеристика мікроструктури чистої міді, обробленої ЕСАР" , Аналіз зображень. (2013).
 13. І. Г. Бродова, І. Г. Ширінкіна, А. Н. Петрова, О. В. Антонова і В. П. Пілюгін, "еволюція структури алюмінієвого сплаву V95 при крученні під високим тиском" (2011).
 14. Л. С. Метлов, В. Н. Варюхин, Л. Ф. Сеннікова, В. М. Ткаченко, А. Г. Петренко " Теоретичні і експериментальні аспекти нерівноважної еволюційної термодинаміки", 12-е Петербурзькі читання Проблеми міцності 2016.
 15. S. Metlov, "Nonequilibrium dynamics of a twodeflect system under severe load," Phys. Rev. E 90, 022124 (2014).
 16. В. Н. Варюхин, Є. Г. Пашинська, Л. С. Метлов, А. Ф. Морозов, А. С. Домарева, С. Г. Цинков, В. г. цинков і т. п. Заїка "застосування гідроекструзії з крученням для виготовлення масивних металевих зразків з субмікроскопічною структурою", (2002).
 17. M. Glezer, "On the nature of ultrahigh plastic (megaplastic) strain," Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 71, 1722– 1730 (2007).
 18. Ландау Л. Д. Теоретическая физика: Учебное пособие: в 10 т. / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – Москва: Наука, 1976. – Т. 5: Статистическая физика. Ч. 1. – Изд. 3, испр. – 1976.
 19. Метлов Л. С. Ландау теория ИПД с учетом упрочнения и неоднородности / Л. С. Метлов // Вістник ДонДУ, Сер. А: Природничі науки. – 2007.

ДОДАТКИ

Додаток А

Код, який використовувався для побудови фазових портретів у MATLAB

```
lamda=2.08*(10.0)^(10.0);  
mu=2.08*(10.0)^(10.0);  
fz0D=5.0*(10.0)^(-9.0);  
fz1D=(0.6867)*(10.0)^(-24.0);  
g_D=1.0*(10.0)^(-8);  
m_D=0.1*(10.0)^(-2.0);  
e_D=(6.0)*(10.0)^(-23.0);  
gamma_D=3.0*(10.0)^(25.0);  
f_bD=1.0*(10.0)^(-16.0);  
fz_0_b=0.4;  
fz_1_b=0.08*(10.0)^(-6.0);  
f_2_b=5.6*(10.0)^(-13.0);  
f_3_b=3.0*(10.0)^(-20.0);  
g_b=3.0;  
lamda_b=2.5*(10.0)^(5.0);  
mu_b=3.12*(10.0)^(8.0);  
e_b=3.6*(10.0)^(-4.0);  
gamma_b=1.0*(10.0)^(6.0);  
f_GD=1.0*(10.0)^(-16.0);  
f_0G=0.96*(10.0)^(-12.0);  
f_1G=1.65*(10.0)^(-6.0);  
gamma_G=1.0*(10.0)^(4.0);  
f_bG=1.0*(10.0)^(-16.0);
```

```

alpha_G=0.5;
d_G=500*(10.0)^(-9.0);
E_ii= -0.5*10^(-3);
E_ij_2 = 2.5*10^(-6);
f0D=fz0D+g_D*E_ii+m_D*E_ij_2*E_ij_2;
f1D=fz1D-2*e_D*E_ii;
f0b=fz_0_b+g_b*E_ii+(0.5*lamda_b*E_ii*E_ii+mu_b*E_ij_2*E_ij_2);
f1b=fz_1_b-2*e_b*E_ii;
f = @(t,a) [gamma_b*(f0b-f1b*a(1)+f_2_b*a(1)*a(1)-
f_3_b*a(1)*a(1)*a(1)+f_bG*a(3)+f_bD*a(2));
gamma_D*(f0D-f1D*a(2)+f_bD*a(1)+f_GD*a(3)); gamma_G*(f_0G-
f_1G*a(3)+f_bG*a(1)+f_GD*a(2))];
[t,a] = ode45(f, [0 100], [2*10^8 2*10^16 1*10^6]); hold on;
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0.1*10^8 0.1*10^16 0.1*10^6]); hold on;
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0.5*10^8 2.5*10^16 0]); hold on;
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3)); grid on;
[t,a] = ode45(f, [0 100], [4*10^7 0 0]); hold on;
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));
[t,a] = ode45(f, [0 100], [5*10^7 0 12*10^5]); hold on;
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 6*10^16 13*10^5]); hold on;

```

```
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 0 10*10^5]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 10*10^16 0]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [3*10^8 3*10^16 2*10^6]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 4*10^16 3*10^6]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 0 4*10^6]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [6*10^8 0 5*10^6]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [5*10^8 0 0]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));  
  
[t,a] = ode45(f, [0 100], [0 5*10^16 0]); hold on;  
  
plot3(a(:,1),a(:,2),a(:,3));
```

Розрахунки які виконувалися в програмі Maple

```
> restart;  
> lamda:=2.08*(10.0)^(10.0);  
mu:=2.08*(10.0)^(10.0);  
fz0D:=5.0*(10.0)^(-9.0);  
fz1D:=(0.6867)*(10.0)^(-24.0);  
g_D:=1.0*(10.0)^(-8);  
m_D:=0.1*(10.0)^(-2.0);  
e_D:=(6.0)*(10.0)^(-23.0);  
gamma_D:=3.0*(10.0)^(25.0);  
f_bD:=1.0*(10.0)^(-16.0);  
fz_0_b:=0.4;  
fz_1_b:=0.08*(10.0)^(-6.0);  
f_2_b:=5.6*(10.0)^(-13.0);  
f_3_b:=3.0*(10.0)^(-20.0);  
g_b:=3.0;  
lamda_b:=2.5*(10.0)^(5.0);  
mu_b:=3.12*(10.0)^(8.0);  
e_b:=3.6*(10.0)^(-4.0);  
gamma_b:=1.0*(10.0)^(6.0);  
f_GD:=1.0*(10.0)^(-16.0);  
f_0G:=0.96*(10.0)^(-12.0);  
f_1G:=1.65*(10.0)^(-6.0);  
gamma_G:=1.0*(10.0)^(4.0);  
f_bG:=1.0*(10.0)^(-16.0);  
alpha_G:=0.5;
```

d_G:=500*(10.0)^(-9.0);

E_ii:= -2.0*10^(-3);

E_ij_2:= -1.0*10^(-5);

lamda := .2080000000 10¹¹

μ := .2080000000 10¹¹

fz0D := .5000000000 10⁻⁸

fz1D := .6867000000 10⁻²⁴

g_D := .1000000000 10⁻⁷

m_D := .001000000000

e_D := .6000000000 10⁻²²

gamma_D := .3000000000 10²⁶

f_bD := .1000000000 10⁻¹⁵

fz_0_b := .4

fz_1_b := .8000000000 10⁻⁷

f_2_b := .5600000000 10⁻¹²

f_3_b := .3000000000 10⁻¹⁹

g_b := 3.0

lamda_b := 250000.0000

mu_b := .3120000000 10⁹

e_b := .0003600000000

gamma_b := .1000000000 10⁷

f_GD := .1000000000 10⁻¹⁵

f_0G := .9600000000 10⁻¹²

f_1G := .1650000000 10⁻⁵

gamma_G := 10000.00000

$$f_bG := .1000000000 \cdot 10^{-15}$$

$$\alpha_G := .5$$

$$d_G := .5000000000 \cdot 10^{-6}$$

$$E_{ii} := -.002000000000$$

$$E_{ij_2} := -.00001000000000$$

> **f1D:=fz1D-2*e_D*E_ii;**

f0b:=fz_0_b+g_b*E_ii+(0.5*lamda_b*E_ii*E_ii+mu_b*E_ij_2*E_ij_2);

f1b:=fz_1_b-2*e_b*E_ii;

$$f1D := .9267000000 \cdot 10^{-24}$$

$$f0b := .9252000000$$

$$f1b := .1520000000 \cdot 10^{-5}$$

> **f0D:=fz0D+g_D*E_ii+m_D*E_ij_2*E_ij_2;**

$$f0D := .4980100000 \cdot 10^{-8}$$

> **eqns := {f0b-f1b*x+f_2_b*x^2-f_3_b*x^3+f_bG*z+f_bD*y=0, f0D-f1D*y+f_bD*x+f_GD*z=0,f_0G-f_1G*z+f_bG*x+f_GD*y=0};**

> **sols := solve(eqns);**

$$\begin{aligned} \text{eqns} := \{ & .9252000000 - .1520000000 \cdot 10^{-5} x + .5600000000 \cdot 10^{-12} x^2 \\ & - .3000000000 \cdot 10^{-19} x^3 + .1000000000 \cdot 10^{-15} z + .1000000000 \cdot 10^{-15} y = 0, \\ & .4980100000 \cdot 10^{-8} - .9267000000 \cdot 10^{-24} y + .1000000000 \cdot 10^{-15} x \\ & + .1000000000 \cdot 10^{-15} z = 0, .9600000000 \cdot 10^{-12} - .1650000000 \cdot 10^{-5} z \\ & + .1000000000 \cdot 10^{-15} x + .1000000000 \cdot 10^{-15} y = 0 \} \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{sols} := \{ & x = .1507203571 \cdot 10^7 - 922309.0280 I, z = 337763.9624 - 6071.597385 I, \\ & y = .5573105378 \cdot 10^{16} - .1001813559 \cdot 10^{15} I \}, \{ \\ & x = .1507203571 \cdot 10^7 + 922309.0280 I, z = 337763.9624 + 6071.597385 I, \\ & y = .5573105378 \cdot 10^{16} + .1001813559 \cdot 10^{15} I \}, \\ & \{ x = .1565225952 \cdot 10^8, z = 430881.4340, y = .7109543645 \cdot 10^{16} \} \end{aligned}$$