

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУР
ім. Б.І. ВЄРКІНА

Забродін Павло Андрійович



УДК 539.381; 539.382.2; 539.389.1

**НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ
УЛЬТРАДРІБНОЗЕРНИСТИХ ПОЛКРИСТАЛІВ
Al, Al-Li, Mg-Al-Zn**

01.04.07 – фізика твердого тіла

АВТОРЕФЕРАТ

Дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Харків – 2015

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана у Фізико-технічному інституті низьких температур ім. Б.І. Веркіна Національної академії наук України, м. Харків.

Науковий керівник: кандидат фізико-математичних наук, старший науковий співробітник
Ісаєв Микола Васильович
Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України,
старший науковий співробітник відділу фізики реальних кристалів

Офіційні опоненти: доктор фізико-математичних наук, професор
Малихін Сергій Володимирович,
Національний технічний університет "Харківський політехнічний інститут", МОН України, завідувач кафедри фізики металів та напівпровідників

доктор фізико-математичних наук, старший науковий співробітник
Соколенко Володимир Іванович
Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут» НАН України, завідувач відділу фізики твердого тіла і конденсованого стану речовини

Захист відбудеться «24» листопада 2015 р. о 15⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 64.175.03 при Фізико-технічному інституті низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України за адресою: 61103, м. Харків, пр. Леніна, 47.

З дисертацією можна ознайомитись у науковій бібліотеці Фізико-технічного інституту низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України за адресою: 61103, м. Харків, пр. Леніна, 47.

Автореферат розісланий «22» жовтня 2015 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради Д 64.175.03



О.І. Юзефович

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Дослідження дислокаційних механізмів пластичної деформації металів і сплавів в залежності від їх мікроструктури є однією з актуальних задач сучасної фізики твердого тіла. На даний час встановлено, що механічна поведінка полікристалів під дією зовнішньої сили визначається середнім розміром зерна, а також процесами зародження, розмноження і перебудови дислокацій в ході пластичної деформації. Так, зміцнення ГЦК металів і сплавів зумовлено, насамперед, накопиченням дислокацій при перетині дислокацій «лісу», а також їх взаємодією з межами субзерен і зерен. При цьому швидкість деформаційного зміцнення лімітується процесами динамічного повернення, які визначаються деформуючим напруженням, температурою і швидкістю деформації, енергією дефекту упаковки, а також розмірами зерен (субзерен) і властивостями їх границь. Середня щільність дислокацій і середній розмір зерна розглядаються як основні параметри мікроструктури, що обмежують довжину вільного пробігу дислокації в площині ковзання. Дислокаційна природа пластичної деформації передбачає, таким чином, зміну механічних властивостей металів за рахунок заданої зміни їх мікроструктури.

Сучасним способом заданої зміни мікроструктури полікристалів є інтенсивна пластична деформація (ІПД). В результаті подрібнення зерна, яке супроводжується утворенням нерівноважних границь з великими кутами розорієнтації та зростанням середньої щільності дислокацій, полікристалічні матеріали, які зазнали ІПД, набувають фізико-механічних властивостей корисних для вирішення прикладних завдань. З іншого боку, в силу особливостей своєї мікроструктури ІПД-полікристали представляють великий інтерес в якості нових об'єктів для вивчення фізичних механізмів пластичної деформації.

Останнім часом вдалося встановити, що в області кімнатної температури пластична деформація об'ємних мікро- і ультрадрібнозернистих (УДЗ) ГЦК-металів і сплавів в значній мірі зберігає дислокаційний характер, що властивий крупнозернистим (КЗ) матеріалам. Однак, механізми зародження, ковзання і анігіляції дислокацій набувають ряд особливостей, зумовлених роллю великокутових границь зерен як перешкод, джерел та стоків для дислокацій, а кінетика дислокаційних процесів залежить від швидкості деформації та температури.

Для ефективного вивчення механізмів пластичної деформації з різною енергією активації особливого значення набувають експериментальні дослідження в максимально широкому інтервалі температур, включаючи область низьких і наднизьких (нижче 1 К) температур. У цій області температур можуть бути пригнічені дифузійні процеси, що дає змогу вивчати дислокаційні механізми пластичної деформації з різною енергією активації. Таким чином, відповідні експериментальні дані для УДЗ і КЗ полікристалів та їх порівняльний аналіз можуть служити ефективним методом одержання нових відомостей про низькотемпературні (НТ) механізми пластичної деформації кристалічних матеріалів.

Основними критеріями при виборі матеріалу, що використовується в техніці при криогенних температурах, є мала питома вага, високі міцність і пластичність.

Поєднання цих властивостей в Al та його сплавах роблять ці матеріали затребуваними для застосування в криогенній техніці, авіакосмічній та інших галузях промисловості. Однак, перспектива конструкційного використання цих матеріалів після ПД (в мікро- і нанокристалічному стані) визначається ступенем вивченості особливостей їх поведінки в умовах низьких і наднизьких температур.

Зв'язок роботи з науковими темами. Дисертаційна робота виконана в Фізико-технічному інституті низьких температур ім. Б.І. Веркіна НАН України згідно з відомчими тематичними програмами Національної академії наук України: “Нові закономірності і механізми непружної деформації твердих тіл в умовах помірного та глибокого охолодження” (номер держреєстрації 0107U000943, термін виконання 2007-2011 рр.); “Фізико-механічні властивості нанокристалічних, ультрадрібнозернистих та аморфних твердих тіл в умовах низьких та наднизьких температур” (номер держреєстрації 0112U002638, термін виконання 2012-2014 рр.).

Метою дисертаційної роботи є з'ясування впливу мікроструктури, сформованої після інтенсивної пластичної деформації, на механічні властивості полікристалів чистого Al та сплавів Al-Li та Mg-Al-Zn при їх пластичній деформації в інтервалі низьких та наднизьких температур.

Для досягнення поставленої мети вирішувались наступні задачі:

1. Встановлення впливу мікроструктури, сформованої в результаті ПД, на пластичну деформацію полікристалів Al при розтягуванні в інтервалі температур 4,2-295 К. Вплив розміру зерна і температури на швидкісну чутливість напруження плину.

2. Визначення впливу різних методів ПД на міцність і пластичність мікрозернистих полікристалів Al-Li та Mg-Al, деформованих розтягінням в інтервалі температур 4,2 - 350 К. Вплив розміру зерна і текстури на міцність і пластичність полікристалів з ГЦК і ГЦП решітками.

3. Визначення впливу мікроструктури і температури на рівномірну пластичну деформацію при розтягу мікрозернистих полікристалів Al та Al-Li в інтервалі температур 4,2-350 К.

4. Дослідження особливостей деформаційного зміцнення і низькотемпературної стрибкоподібної деформації в полікристалах Al-Li з різною мікроструктурою, деформованих розтягом при наднизьких температурах.

Об'єктом дослідження є закономірності пластичної деформації мікрозернистих полікристалів при низьких температурах.

Предмет дослідження – вплив мікроструктури, сформованої в результаті ПД, на дислокаційні механізми низькотемпературної пластичної деформації.

Метод дослідження – рентгено-структурний аналіз кристалічних матеріалів, трансмісійна і скануюча електронна мікроскопія, оптична мікроскопія, активна деформація розтягу з постійною швидкістю в широкому інтервалі низьких температур (включаючи 0,5 К), з використанням наступних охолоджуючих рідин: N, ⁴He, ³He.

Наукова новизна одержаних результатів.

1. Вперше встановлено, що пластична деформація ультрадрібнозернистих полікристалів Al та Al-Li з підвищенням температури визначається послідовною активізацією механізмів перетину дислокацій «лісу», поперечного ковзання

дислокацій та зернограничного проковзування. Порогові температури активізації поперечного ковзання дислокацій (77 К) та зернограничного проковзування (140 К) в ультрадрібнозернистому Al в 1,5-2 рази нижче, ніж у крупнозернистому полікристалі.

2. Показано, що низькотемпературна границя текучості ультрадрібнозернистих полікристалів з ГЦК (Al-Li) і ГЦП (Mg-Al-Zn), гратками визначається середнім розміром зерна, середньою щільністю дислокацій і текстурою. Зміцнення кристалів за рахунок подрібнення зерна при інтенсивній пластичній деформації супроводжується зменшенням за рахунок посилення текстури, сприятливої для легкого ковзання дислокацій.

3. Вперше встановлено, що при низьких температурах величина рівномірної пластичної деформації полікристалів Al і Al-Li залежить від величини коефіцієнта анігіляції дислокацій, границя текучості та коефіцієнта деформаційного зміцнення. Зменшення пластичності ультрадрібнозернистих полікристалів у порівнянні з крупнозернистими аналогами зумовлено збільшенням їх напруження текучості і зменшенням швидкості деформаційного зміцнення через збільшення щільності границь зерен і дислокацій в результаті ПД.

4. Показано, що амплітуда і статистика стрибків напруження при низькотемпературній стрибкоподібній деформації полікристалів Al-Li залежать від мікроструктури. Зменшення середньої щільності дислокацій і зростання зерна при відпалі викликають зменшення амплітуди напружень в умовах стрибкоподібної деформації і зміну характеру розподілу стрибків напруження по амплітуді. Кореляція між середньою амплітудою стрибків напруження, середнім коефіцієнтом деформаційного зміцнення полікристала і середньою щільністю дислокацій вказує на дислокаційну природу стрибкоподібної деформації: колективний рух дислокаційних лавин, масштаб яких визначається мікроструктурою кристала.

Практичне значення одержаних результатів. Одержані в ході дослідження результати сприятимуть розвитку теоретичних уявлень про природу низькотемпературних особливостей пластичної деформації матеріалів, зумовлених їх структурними неоднорідностями. Вирішення поставленої задачі дає можливість одержати нові відомості про низькотемпературні процеси пластичної деформації металів і сплавів, які використовуються як конструкційні матеріали у криогенних приладах і пристроях.

Особистий внесок здобувача полягає в активній участі в плануванні, постановці задачі, підготовці та проведенні експериментів. У дисертаційній роботі наводяться результати комплексних досліджень, виконаних автором спільно з вітчизняними та зарубіжними вченими. Аналіз, обговорення та інтерпретація всіх одержаних результатів, написання статей здійснювалося спільно з науковим керівником і співавторами. До самостійної роботи автора належать проведення експерименту, обробка даних, а також формулювання основних наукових висновків, наведених у дисертаційній роботі. Дисертант особисто доповідав результати на конференціях високого рівня. Таким чином, особистий внесок здобувача є визначальним.

Апробація результатів дисертації. Матеріали дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на наступних міжнародних конференціях:

- 9-а Міжнародна конференція «Фізичні явища в твердих тілах (Харків, 2009);
- межд. науч. – техн. конф. «Низкотемпературная прочность» (Київ, 2010);
- I intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2010);
- II intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2011);
- 51 международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Харьков, 2011);
- XXII International Congress and General Assembly International Union of Crystallography (Madrid, Spain, 2011);
- межд. науч. конф. «DFMN» (Москва, Россия, 2011);
- 27th European Crystallography Meeting (Bergen, Norway, 2012);
- межд. науч. конф. «XX Петербургские чтения по проблемам прочности» (Санкт-Петербург, Россия 2012);
- III intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2012);
- межд. науч. конф. «Высокие давления. Фундаментальные и прикладные аспекты» (Судак, 2012);
- IV intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2013);
- межд. науч. конф. «DFMN» (Москва, Россия, 2013);
- 11-а Міжнародна конференція «Фізичні явища в твердих тілах (Харків, 2013);
- International research and practice conference «Nanotechnology and nanomaterials» (Bukovel, Ukraine, 2013);
- III межд. науч. – техн. конф. «Функциональные и конструкционные материалы» (Донецк, 2013);
- V intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2014);
- VI intern. Conf. for Young Scientists. «Low temperature physics» (Kharkiv, 2015).

Публікації. Основний зміст дисертаційної роботи викладено в 23 наукових працях, перелік яких наведено вкінці автореферату. Серед них 5 статей у спеціалізованих наукових журналах та 18 тез доповідей на міжнародних конференціях.

Структура дисертації. Дисертація складається з п'яти розділів, висновків та списку цитованої літератури. Дисертація включає 157 сторінок друкованого тексту, 70 малюнків і 5 таблиць. Список використаних літературних джерел складається з 127 праць.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ ДИСЕРТАЦІЇ

У вступі обґрунтовано актуальність теми дисертації та вибір об'єктів дослідження, сформульовані мета і завдання дослідження; висвітлюється наукова новизна одержаних результатів та їх практичне значення; сформульовано основні положення, які виносяться на захист; наведено відомості про апробацію отриманих результатів, структуру дисертації та особистий внесок дисертанта.

У першому розділі проведено огляд наукових публікацій, присвячених дослідженням пластичності і міцності металів і сплавів з ГЦК і ГЦП решітками одержаних різними методами інтенсивної пластичної деформації. Показано, що особливості їх мікроструктури: малий розмір зерна, висока частка великокутових

границь, високі внутрішні напруження і спотворення кристалічної решітки, висока щільність дислокацій впливають на механічні властивості при кімнатних температурах. Так, подрібнення зерна і зміна природи кордонів зерен на етапі ПД викликають зміцнення полікристала, проте пригнічують його схильність до деформаційного зміцнення при подальшій деформації внаслідок посилення процесів динамічного повернення. Обговорюється роль текстури, утвореної на етапі ПД, та технологічні особливості обробки Al та його сплавів.

Проаналізовано результати дослідження пластичної деформації ПД-полікристалів в області температур нижче кімнатної. Показано, що їх пластичність зберігає дислокаційний характер, проте механізми розмноження, ковзання та анігіляції дислокацій набувають ряд нових особливостей, обумовлених роллю великокутових границь зерен як перешкод, джерел і стоків дислокацій. Зміна середньої щільності дислокацій в результаті їх зародження, розмноження і перебудови в ході деформації визначає швидкість деформаційного зміцнення, яка збільшується зі зниженням температури, приводячи до зростання пластичності. У ряді експериментів негативна температурна чутливість напруги плинину пояснюється термоактивованою взаємодією дислокацій з локальними бар'єрами, головним чином, деформаційної природи. На основі узагальнення літературних даних зроблено висновок, що в даний час низькотемпературні дослідження носять несистематичний характер і проведені в обмеженому інтервалі температур.

У другому розділі «Матеріали і методика експерименту» обґрунтовано вибір матеріалів, описані способи приготування зразків, методики вивчення їх структури і механічних властивостей. Описано обладнання і методика низькотемпературних досліджень пластичної деформації, перераховані досліджувані параметри і способи обробки експериментальних даних.

Об'єкти досліджень: крупно (КЗ) - та ультрадрібнозернистих (УДЗ) полікристали Al (99,5%), твердого розчину Al-3,8 ат. % Li, сплаву Mg-2,7 ат.% Al-0,4ат.% Zn. УДЗ заготовки були одержані шляхом ПД вихідних КЗ заготовок. Способи ПД: рівноканальне кутове пресування (РККП), 4-8 проходів; комбінація прямої (ПГЕ) і рівноканальної кутової гідроекструзії (РКГЕ); поєднання гарячої прокатки і РККП. Структуру полікристалів вивчали за допомогою оптичної та електронної мікроскопії (Philips CM200), рентгенівської дифрактометрії (ДРОН 2). Основні параметри мікроструктури: середній розмір зерна - d , розмір області когерентного розсіювання - L (ОКР), величина мікродеформацій - ε , середня щільність дислокацій - ρ .

Зразки для розтягу у формі подвійної лопатки з робочою частиною $\sim 1 \times 3 \times 10$ мм та $1 \times 3 \times 15$ мм вирізали з заготовок за допомогою електроімпульсної різки і штампування. Поверхня зразків піддавалась механічному та хімічному поліруванню. Зразки деформували розтягом в деформаційних машинах з кріостатами для рідкого ^4He та ^3He в інтервалі температур 0,5 - 350 К з початковою швидкістю 10^{-4} с^{-1} . Реєстрували залежності «навантаження-час» і розраховували криві розтягу в координатах «істинне напруження σ - істинна деформація ε ». Вивчали вплив мікроструктури і температури на основні параметри кривих σ (ε) та швидкісну чутливість. Одержані дані використовувалися для термоактиваційного аналізу пластичної деформації.

Розподіл пластичної деформації уздовж зразка вивчали по зміщенню міток на його поверхні (крок 427 мкм). У ряді випадків зразки що деформуються піддавали проміжному відпалу.

Третій розділ присвячений дослідженню закономірностей пластичної деформації

щільноупакованих
УДЗ полікристалів
при низьких
температурах.

У першому
підрозділі описані
результати
дослідження НТ
пластичної
деформації
полікристалів

технічно чистого Al з мікроструктурою, що сформувалася при РКУП. На діаграмах розтягу (Рис.1) видно, що міцність УДЗ полікристалів вище, а пластичність нижче, ніж КЗ. Зі зниженням температури міцність і пластичність полікристалів збільшуються. Висока міцність УДЗ Al пояснюється малим розміром зерна ($d = 0,7 - 1,0$ мкм) і високою щільністю дислокацій ($\rho \sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$) порівняно з КЗ. Однак, при фіксованій T спостерігається $\sigma_{icm}^{УДЗ} > \sigma_{icm}^{КЗ}$, і $\theta^{УДЗ} < \theta^{КЗ}$, де θ - коефіцієнт деформаційного зміцнення. Згідно з критерієм нестійкості, це призводить до зменшення пластичності УДЗ зразків при розтягуванні. Зі зниженням T коефіцієнт θ зростає і пластичність полікристалів збільшується. При 4,2 К пластична деформація УДЗ Al стає стрибкоподібною, на відміну від КЗ, при цьому середня амплітуда стрибка напруження збільшується з деформацією.

Температурні залежності напруги плинну $\sigma_{0,2}(T)$ УДЗ і КЗ Al (див. Рис.2) вказують на термофлуктуаційний механізм відкріплення дислокацій від локальних перешкод. У цьому випадку $\sigma(T) = \sigma_{\mu} + \sigma^*(T)$, где σ_{μ} - внутрішнє (атермічне) напруження, σ^* - ефективне напруження, пов'язане в чистих металах з термічно активованим перетином дислокацій «лісу». Збільшення $\sigma_{0,2}$ зі зменшенням розміру зерна в Al відбувається

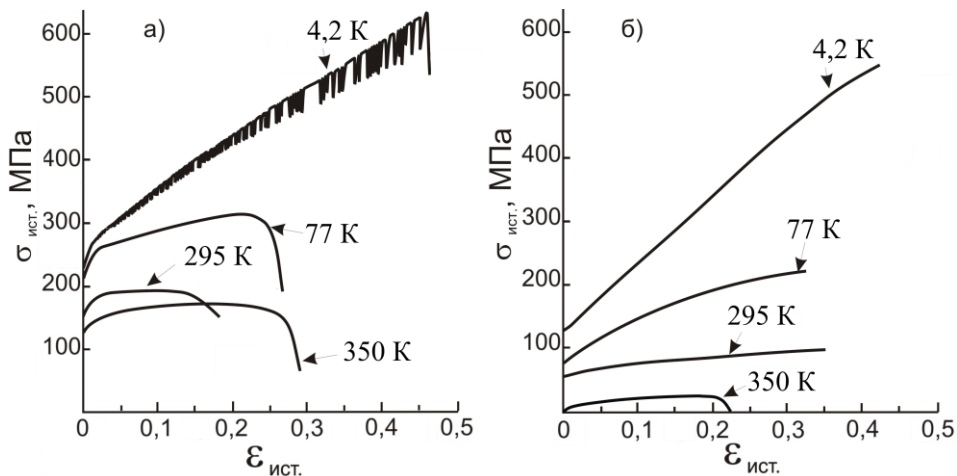


Рис. 1. Залежність істинного напруження від істинної деформації $\sigma_{icm}(\epsilon_{icm})$ чистого Al: а) – після РККП ($d = 0,7 - 1,0$ мкм), б) – після відпалу ($d = 40 - 50$ мкм).

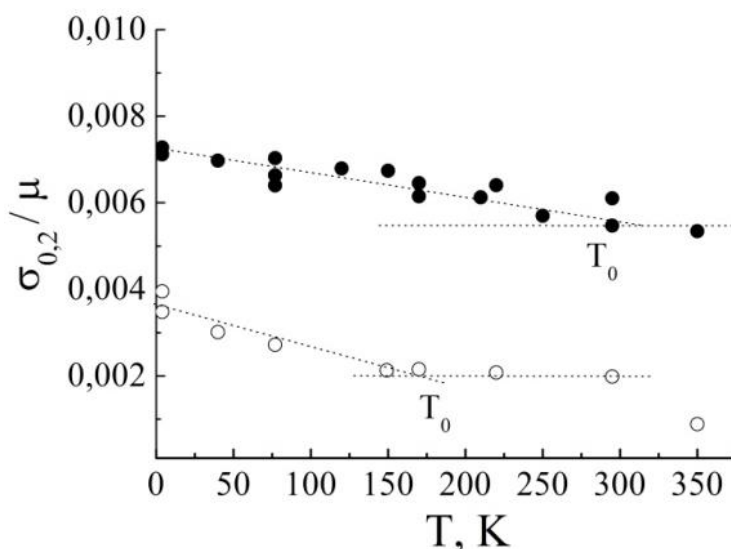


Рис. 2. Температурні залежності умовної напруги плинну $\sigma_{0,2}/\mu$ (μ – модуль зсуву) чистого Al: ○ – в КЗ стані; ● – в УДЗ. T_0 – гранична температура термоактивації.

в основному за рахунок зростання σ_μ , при цьому нахил $|\partial\sigma_{0,2} / \partial T|$ змінюється слабо. Зростання σ_μ зумовлений збільшенням щільності границь зерен як атермічних перешкод для дислокацій. Для порогової температури T_0 спостерігається $T_0^{\text{УДЗ}} > T_0^{\text{КЗ}}$, що відповідає збільшенню характерною потужності термоактивованого бар'єру.

В експериментах по циклуванню швидкості деформації одержано залежності $\partial\sigma / \partial \ln$ від σ , за якими розрахований параметр $m \equiv (\partial \ln \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_T$, який не залежить від σ і визначається лише температурою (див. Рис.3).

При аналізі $m(T)$ припускали, що швидкість пластичної деформації описується термофлуктуаційним рівнянням Арреніуса $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\{-H(\sigma^*)/kT\}$, де $\dot{\epsilon}_0$ – залежить від частоти спроб подолання бар'єру, k - константа Больцмана, H - ефективна енергія його активації, яка має вигляд $H(\sigma^*) = H_0 [1 - (\sigma^*/\sigma_c)^p]^q$.

Тоді: $m = (pqA)^{-1} (T/T_0)^{1/q} [1 - (T/T_0)^{1/q}]^{(1-p)/p} \{\sigma_\mu/\sigma_c\} + [1 - (T/T_0)^{1/q}]^{1/p} - 1$.

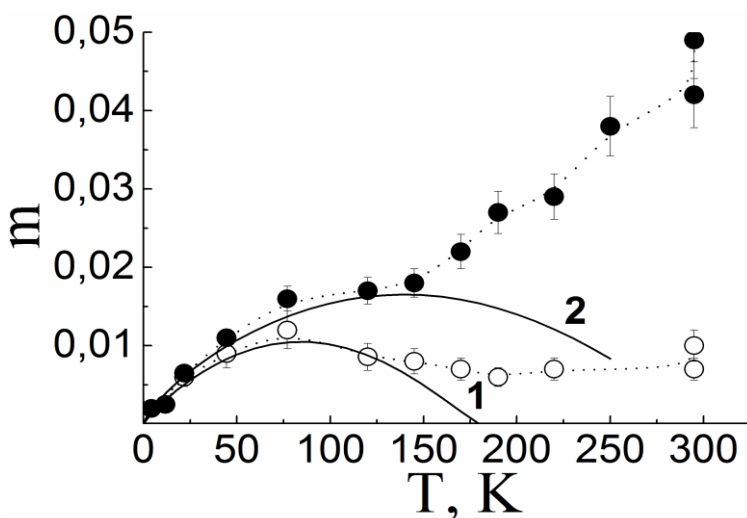


Рис. 3. Залежність параметра швидкісної чутливості m від T : \circ - для КЗ; \bullet - для УДЗ Al. Суцільна лінія – теорія термоактивації для КЗ (1) та УДЗ (2) Al.

що погоджується з T_0 для КЗ Al на рис. 2. Теоретична залежність $m(T)$ задовільно описує експериментальні дані при $T \leq 120$ К для КЗ, и $T \leq 40$ К для УДЗ полікристалу. Відповідні значення параметра $H_0 \approx 0,3$ еВ і активаційного об'єму $V \approx (500 - 700) b^3$ характерні для пластичної деформації, яка контролюється перетином дислокацій «лісу».

Відхилення від теоретичної залежності $m(T)$, як і збільшення T_0 (Рис.2) можна пояснити активацією механізму поперечного ковзання дислокацій. Роль поперечного ковзання формально враховує крива 2 (Рис.3), побудована при значеннях параметрів $p = 0,5$, $q = 1,25$, $H_0 = 17$, $\sigma_\mu / \sigma_c = 1,5$, $T_0 = 295$ К. У цьому випадку значення $H_0 \approx 0,5$ еВ та $V \approx (200-400) b^3$ можна пояснити переходом від перерізання до поперечного ковзання дислокацій в Al. Однак і в цьому випадку при $T > 140$ К експериментальні дані для УДЗ Al не описуються теорією. Високі m пояснюються активацією механізму зернограничного проковзування, який в умовах високої щільності дислокацій поблизу кордонів зерен стає ефективним навіть при низьких гомологічних T .

Тут $T_0 = H_0 / kA$, H_0 – ентальпія активації при $\sigma^* = 0$, $A = \ln \dot{\epsilon}_0 / \dot{\epsilon}$, σ_c – граничне напруження при $T = 0$, p и q – чисельні параметри, що залежать від форми перешкоди та статистики розподілу перешкод уздовж дислокації: $0 \leq p \leq 1$, $1 \leq q \leq 2$. Залежність $m(T)$ (рис.3, крива 1) построена при значеннях параметрів $p = 0,45$, $q = 1,15$, $A = 18$, $\sigma_\mu/\sigma_c = 2,2$, $T_0 = 180$ К, характерних для термоактивованого перетину дислокацій «лісу». Прийняті значення погоджуються з літературними даними для Al. Значення $T_{max} = p^q T_0$ складає 76 К,

У другому підрозділі наводяться експериментальні дані що до пластичної деформації полікристалів Al-Li з мікроструктурою, одержаною шляхом комбінацій прямої (ПГЕ) і рівноканальної кутової гідроекструзії (РКГЕ). ПД проводилась за схемами: С1 - 4 проходи ПГЕ, еквівалентна пластична деформація $e_{\Sigma} = 2,68$; С2 - 4 ПГЕ + 4 РКГЕ, $e_{\Sigma} = 7,28$; С3 - 3 ПГЕ + 2 РКГЕ + ПГЕ + 4 РКГЕ, $e_{\Sigma} = 9,58$; С4 - 3 ПГЕ + 4 РКГЕ + ПГЕ + 4 РКГЕ. Зразки С1 відрізнялися неоднорідною структурою, поряд із зернами $d \sim 1-8$ мкм спостерігалися зерна $d \sim 10-20$ мкм, витягнуті в напрямку екструзії. У зразках С2-С4 спостерігалися в основному дрібні рівноосні зерна $d \sim 1-4$ мкм.

Вплив мікроструктури на міцність і пластичність сплаву ілюструє Рис.4. Збільшення $\sigma_{0,2}$ УДЗ зразків С1-С4 в порівнянні з КЗ С0 ($d \sim 300$ мкм) зумовлено значним збільшенням щільності границь зерен, що слугують перешкодами для руху дислокацій. Однак, величина $\sigma_{0,2}$ не збільшується із зростанням e_{Σ} і зменшенням d (криві С1-С4), що суперечить співвідношенню Холла-Петча.

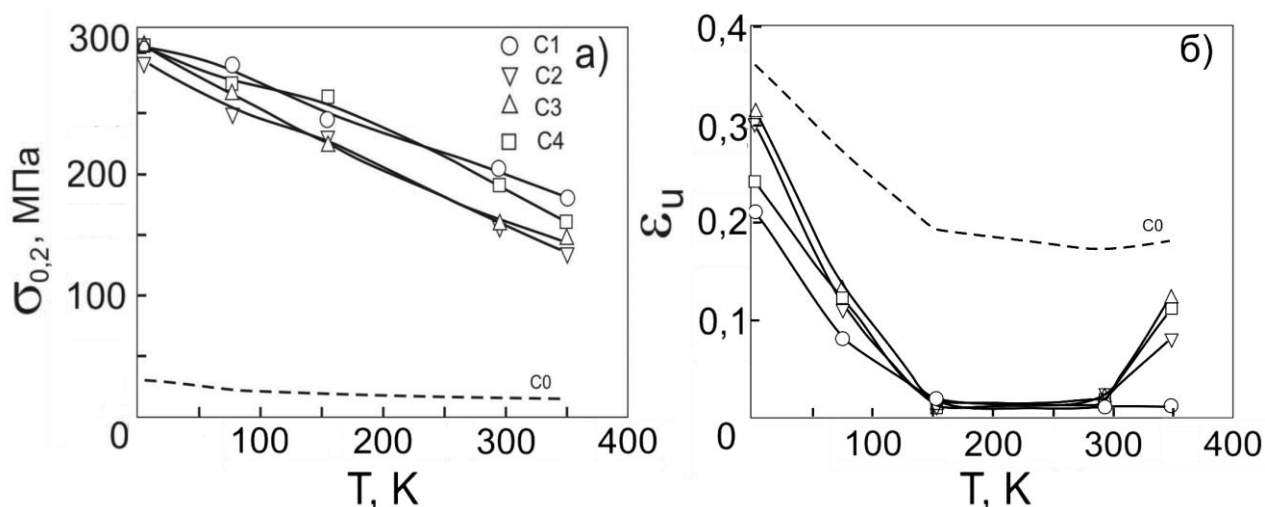


Рис. 4. Температурні залежності: умовної напруги плину $\sigma_{0,2}$ (а) та рівномірної деформації ϵ_u (б) УДЗ Al-Li після комбінованої гідроекструзії: С1 (○), С2 (▽), С3 (△), С4 (□). Пунктирні криві відповідають крупнозернистому зразку С0.

Аналіз інтенсивності рентгенівських піків вказує на те, що зразок С1, на відміну від С2-С4, має текстуру, несприятливу для легкого ковзання. Зразки С1-С4 мають високу температурну чутливість $\sigma_{0,2}$ в порівнянні з С0, що вказує на високу щільність і потужність локальних перешкод в порівнянні з домішковими атомами. Такими перешкодами можуть служити вакансійні комплекси та дислокації лісу поблизу кордонів зерен, утворені при ПД. На це вказують результати аналізу піків дифракційних відображень та оцінки середньої щільності дислокацій.

Збільшення міцності УДЗ Al-Li супроводжується низькою пластичністю в порівнянні з С0 (рис. 4, б). При цьому залежність $\epsilon_u(T)$ є немонотонною. Як і у випадку Al, локалізація деформації у вигляді шийки зумовлена низькою швидкістю деформаційного зміцнення С1-С4 в порівнянні з С0. Вивченню локалізації деформації при розтягуванні УДЗ Al-Li присвячений розділ 4.

Залежності $m(T)$ для сплаву мають вигляд, аналогічний залежностям для чистого Al. Одержані дані використовувалися для оцінки активаційного об'єму пластичної деформації $V = MkT / m\sigma$, де M - фактор Тейлора (рис. 5). Низькі

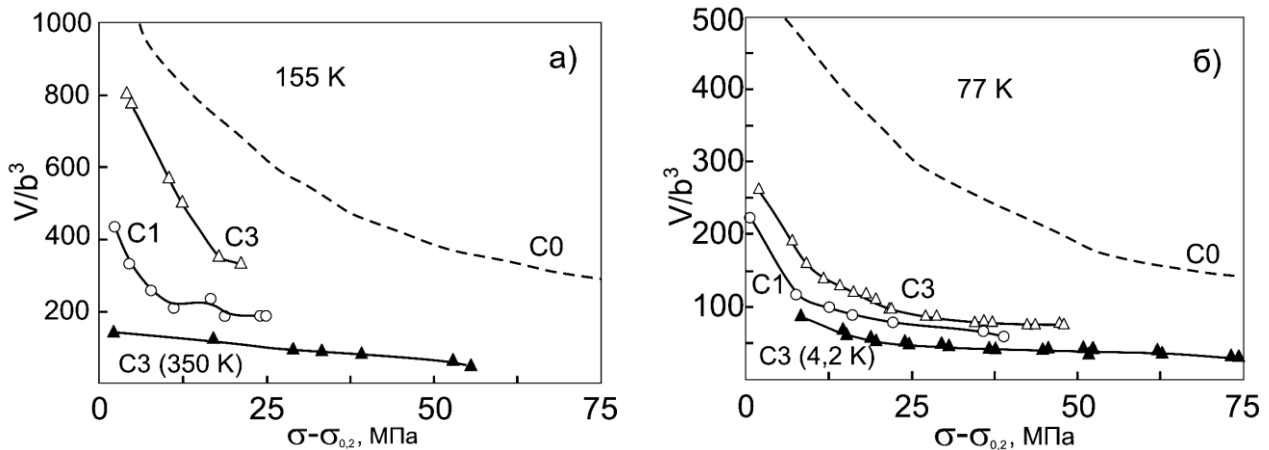


Рис. 5. Активаційний об'єм V/b^3 в залежності від приведеної напруги плинущу ($\sigma - \sigma_{0,2}$) для УДЗ Al-Li: (○) C1 та (△) C3 при 155 К; (▲) C3 при 350 К – (а); (○) C1 та (△) C3 при 77 К; (▲) C3 при 4,2 К – (б). Пунктир – криві для зразків C0 при 155 К – (а) та 77 К – (б).

значення V для C1, C3 у порівнянні з C0, як і у випадку чистого Al, пояснюються активацією поперечного ковзання дислокацій.

Для оцінки напруги активації дислокаційних джерел скористаємося наближенням $\sigma = MGb / \pi L_d (1 - \nu)$, де фактор Тейлора $M = 3$, модуль зсуву $G = 26$ ГПа, відстань між дислокаціями $L_d = \rho^{-1/2}$, коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,3$. Визначено величину $\sigma \approx 125 - 190$ МПа яка погоджується з експериментальними значеннями $\sigma_{0,2} = 135 - 304$ МПа для зразків C1-C4 в інтервалі $T = 4, 2 - 350$ К при $\rho \sim 10^{14} - 10^{15} \text{ м}^{-2}$, яка, згідно рентгенівських даних, характерна для границь доменів (порядку ОКР) в УДЗ Al-Li і занадто висока для щільності хаотичних дислокацій.

Третій підрозділ присвячений вивченню особливостей пластичної деформації УДЗ сплаву з ГЦП решіткою Mg-Al-Zn (AZ31 за міжнародною класифікацією). Показано, що криві розтягу зразків з КЗ та УДЗ структурами в інтервалі $T = 4,2 - 295$ К мають параболічний вигляд, характерний для деформації полікристалів. У порівнянні з ГЦК полікристалами, температурні залежності механічних параметрів

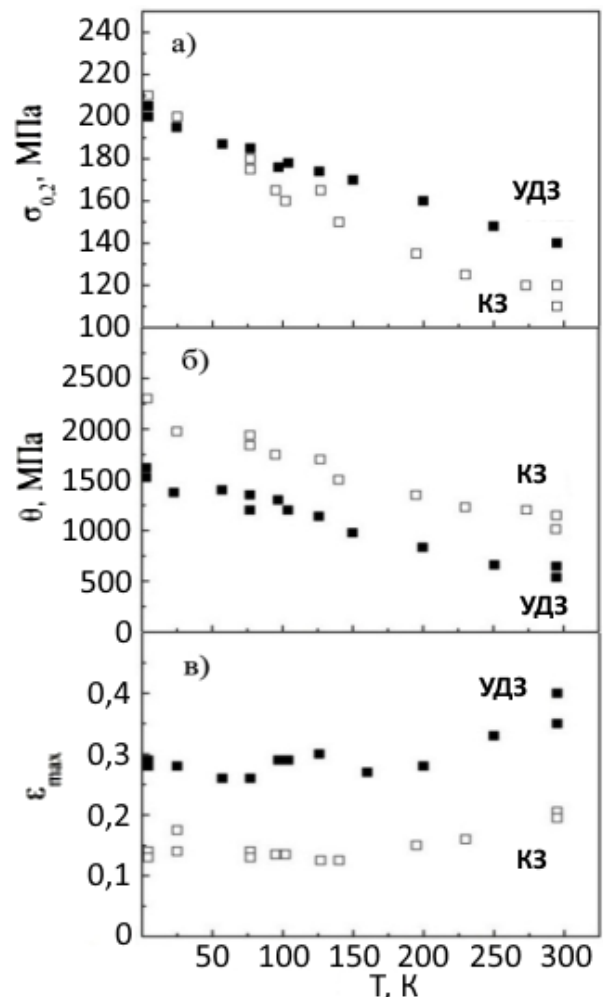


Рис. 6. Температурні залежності: а) – умовної напруги плинущу $\sigma_{0,2}$ б) – коефіцієнта деформаційного зміцнення θ ; в) – максимальної деформації до руйнування ϵ_{\max} УДЗ (темні символи) та КЗ (світлі символи) полікристалів Mg-Al-Zn.

мають ряд особливостей. Величина $\sigma_{0,2}$ збільшується зі зниженням T , проте при $T < 80$ К дані для КЗ і УДЗ зразків збігаються (див. Рис. 6, а). Враховуючи, що при ПД (прокатка і пресування) розмір зерна d зменшується не менш, ніж на два порядки, у порівнянні з КЗ, наведені дані не узгоджуються із співвідношенням Холла-Петча.

Для коефіцієнта θ спостерігається $\theta^{УДЗ} < \theta^{КЗ}$ (див. Рис. 6, б), як і у випадку ГЦК полікристалів. Однак, у випадку Mg-Al-Zn зменшення θ в результаті ПД не супроводжується зменшенням пластичності: $\varepsilon_{max}^{УДЗ} > \varepsilon_{max}^{КЗ}$ (Див. рис. 6, в). Це пояснюється тим, що розмір зерна d не є основним структурним фактором, що визначає залежності $\sigma_{0,2}(T)$, $\theta(T)$ та $\varepsilon_{max}(T)$ УДЗ полікристалів. Аналіз співвідношення інтенсивностей дифракційних рефлексів вздовж і поперек напрямку ПД показав, що в УДЗ зразках формується виражена кристалографічна текстура, яка сприяє базисному ковзанню дислокацій при подальшому розтягу.

В 4 розділі вивчено вплив мікроструктури Al та Al-Li та температури на величину рівномірної деформації ε_u (до утворення «шийки»), яку розраховували за кривими розтягу за умови $d\sigma / d\varepsilon = \sigma$. Крім того, по зміщенню міток оцінювали розподіл деформації уздовж осі зразка $\varepsilon_i(x_i)$, де ε_i - відносне подовження між i -тій та $i + 1$ -шій мітками, x_i - відносна координата інтервалу ($x_i = 0$ $x_i = 1$ - межі робочої частини зразка). Вплив мікроструктури і температури на $\varepsilon_i(x_i)$ ілюструє рис.7.

Встановлено, що зі зниженням температури однорідність $\varepsilon_i(x_i)$ в Al збільшується. Проте вже при 77 К локалізація деформації в УДЗ Al вище, ніж в КЗ. Аналогічний результат спостерігається у випадку сплаву Al-Li.

При температурах 77 і 295 К розподіл $\varepsilon_i(x_i)$ порівнювали з розподілом мікротвердості $\Delta H_V(x_i)$. Виявлена кореляція цих розподілів, яка вказує на зв'язок між локальною пластичною деформацією і локальним деформаційним зміцненням зразка. При 350 К кореляція між розподілами $\Delta H_V(x_i)$ та $\varepsilon_i(x_i)$ порушується. При цьому збільшується пластичність зразків (див. Рис. 6), а також щільність і витягнутість країв ямок на поверхні руйнування, що можна пояснити посиленням зернограничного проковзування при високій температурі.

Вплив мікроструктури і температури на рівномірну деформацію ε_u ілюструє рис. 8. З ростом T в інтервалі 4,2 - 295 К величина ε_u монотонно зменшується,

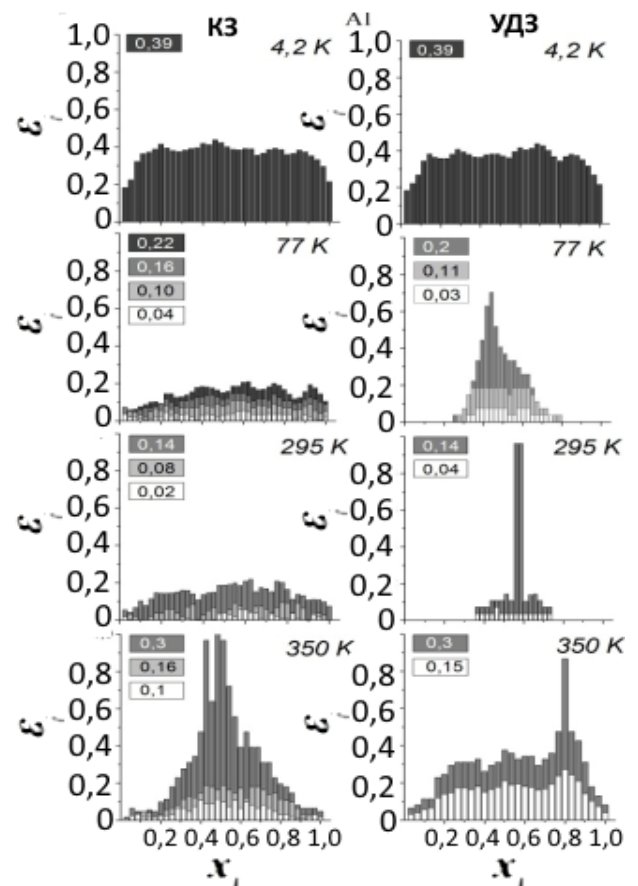


Рис. 7. Розподіл локальної деформації $\varepsilon_i(x_i)$ в КЗ (ліворуч) та УДЗ (праворуч) алюмінію при $T=4,2, 77, 295, 350$ К. Тоновію штриховкою показаний розподіл при вказаній цифри середній деформації.

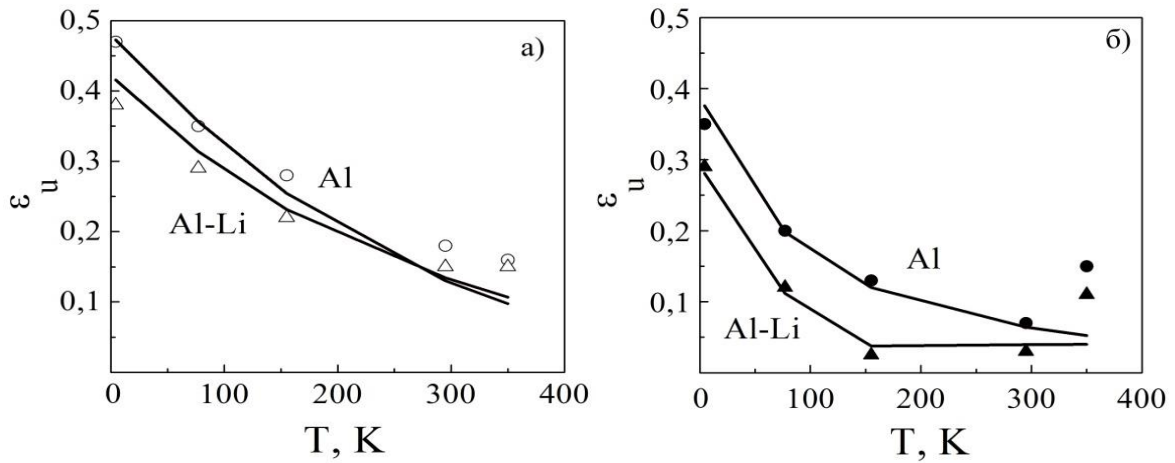


Рис. 8. Рівномірна пластична деформація ε_u до початку локалізації у вигляді шийки в залежності від T для КЗ (а) та УДЗ (б) Al та Al-Li. Символи - дані експерименту, криві - результати теоретичного розрахунку.

причому тим швидше, чим менше розмір зерна d . При 350 К пластичність УДЗ полікристалів збільшується (рис. 8, б).

Аналіз експериментальних залежностей $\varepsilon_u(T)$ при різних d проводили в рамках моделі дислокаційного зміцнення ГЦК металів, в якій залежність щільності дислокацій від деформації зсуву $\rho(\gamma)$ визначається балансом процесів накопичення і анігіляції дислокацій: $d\rho / d\gamma = k_f \rho^{1/2} - k_a \rho$, де доданок $k_f \rho^{1/2}$ описує процес розмноження дислокацій на дислокаціях «лісу» (лінійна стадія деформаційної кривої, де довжина пробігу дислокації $\Lambda \sim \rho^{-1/2}$), а доданок $k_a \rho$ визначає швидкість анігіляції гвинтових ділянок дислокаційних петель (стадія динамічного повернення).

За умови $\tau = \alpha \mu b \sqrt{\rho}$, де α - стала взаємодії дислокацій, напруження текучості полікристала описується виразом $\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 \exp(-Mk_a \varepsilon / 2) + \sigma_m (1 - \exp(-Mk_a \varepsilon / 2))$, де $\sigma_0 = M \alpha \mu b \rho_0^{1/2}$ - початкове напруження при $\varepsilon=0$, M - фактор Тейлора, $\rho_0 = \beta_0 / bd$ - початкова щільність дислокацій внаслідок емісії із границь зерен розміром d . Параметр $\beta_0 = 3bl_0 / l^2$ залежить від лінійної щільності східців в ГЗ l^1 , l_0 - середня довжина дислокації, що генерується.

Напруження $\sigma_m = M \alpha \mu b \rho_m^{1/2}$ та щільність дислокацій відповідають III стадії деформаційної кривої, а коефіцієнт деформаційного зміцнення визначається як: $d\sigma / d\varepsilon = (Mk_a / 2)(\sigma_m - \sigma_0) \exp(-Mk_a \varepsilon / 2)$. Тоді з критерію стійкості $d\sigma / d\varepsilon = \sigma$ для ε_u справедливий вираз: $\varepsilon_u = (2 / Mk_a) [\ln(1 + Mk_a / 2) + \ln(1 - \sigma_0 / \sigma_m)]$. В рамках моделі Зеєгера при $T = 0$ величина k_a визначається як $k_a = (\omega_s^{5/2} / 2\pi^2 p \alpha) (\mu / \tau_a)$, де ω_s - доля винтових ділянок дислокацій, p - число діючих систем ковзання, τ_a - напруження тертя, від якого залежить критична відстань спонтанної анігіляції дислокацій різного знаку. В якості τ_a розглядається напруження поперечного ковзання винтових дислокацій $\tau_a = \tau_{III}(T, \gamma_D)$, де τ_{III} - напруження на III стадії кривої зміцнення, γ_D - енергія дефекту упаковки.

Таким чином $k_a(T, \gamma_D, c) = k_a(0) s^{-1} \exp[(k_B T / A) \ln(\dot{\gamma}_0 / \dot{\gamma})]$, де

$k_a(0) = (\omega_s^{5/2} / 2\pi^2 p \alpha_0) \mu(0) / \tau_{III}(0)$, $s(T) = \alpha(T) / \alpha_0$ описує температурну залежність сталої взаємодії дислокацій, α_0 - значення сталої при $T = 0$, k_B - стала Больцмана, $\dot{\gamma}_0$ - предекспоненційний фактор, $A = 0,35\mu b^3 / (1 + 180\gamma_D / \mu b)$. У рамках даної

моделі були вперше розраховані залежності $k_a(T)$ для УДЗ Al та Al-Li, котрі були використані для розрахунків залежностей $\varepsilon_u(T)$. Результати розрахунків представлені суцільними лініями на рис.8 при наступних значеннях параметрів: $\alpha_0 = 0,5$; $b = 0,286$ нм; $\gamma_D = 0,17$ Дж/м²; $\dot{\gamma}_0 = 10^6$ с⁻¹; $p = 12$; $\tau_{III} = 49$ МПа; $\tau_c = 2$ МПа; $\omega_s = 0,7$; $\mu = 29$ ГПа (Al) и 32 ГПа (Al-Li).

Як видно на рис.8,а, у випадку КЗ полікристалів експериментальні точки добре описуються теоретичними кривими, тобто $\varepsilon_u(T)$ визначається тільки залежністю $k_a(T)$. У випадку УДЗ полікристалів на величину ε_u впливає другий доданок ($\ln(1 - \sigma_0/\sigma_m)$), тобто $\varepsilon_u(T)$ залежить від $\sigma_0(T)$ та $\sigma_m(T)$. Зменшення ε_u УДЗ зразка в порівнянні з КЗ пояснюється тим, що при малому d можливості накопичення дислокацій обмежені, і зростання σ_0 супроводжується зменшенням коефіцієнта θ . Відхилення, які спостерігаються при температурі 350 К (див. Рис.8, б), можуть бути пов'язані з впливом дифузійних процесів, які не описуються теоретичною моделлю.

Таким чином, в області температур $T/T_m < 0,3$ величина рівномірної деформації вивчених полікристалів добре описується одержаним вище виразом і визначаються балансом процесів накопичення і анігіляції дислокацій. Подрібнення зерна до $d \sim 1$ мкм супроводжується зменшенням ε_u внаслідок посилення ролі границь зерен як бар'єрів, джерел та стоків для дислокацій. Величина ε_u характеризує ступінь однорідності розподілу деформації на початку макроскопічної локалізації у вигляді «шийки», проте в якості міри пластичності вона може істотно відрізнитися від локальної деформації. Дані про розподіл пластичної деформації $\varepsilon_i(x_i)$ у зразку і вид поверхонь розриву вказують на те, що висока локальна пластичність і в'язке руйнування характерні для вивчених полікристалів Al і Al-Li незалежно від розміру зерна і температури.

У п'ятому розділі наведено результати дослідження впливу мікроструктури на деформаційне зміцнення і низькотемпературну стрибкоподібну деформацію (НТСД) полікристалів Al-Li при $T = 0,5$ К. На рис.9 представлені криві $\sigma(\varepsilon)$ для УДЗ (I) та КЗ (II), зразків, а також статистика амплітуд стрибків. Показано, що зі збільшенням зерна в результаті відпалу від $d \sim 1-3$ мкм до $d \sim 30-50$ мкм межа плинності зменшується від $\sigma_{0,2} \sim 262$ МПа до $\sigma_{0,2} \sim 57$ МПа відповідно до співвідношення Холла-Петча. Швидкість зміцнення КЗ зразка приблизно вдвічі вище, ніж УДЗ, при цьому зразки однаково пластичні.

Одержані результати аналізувались

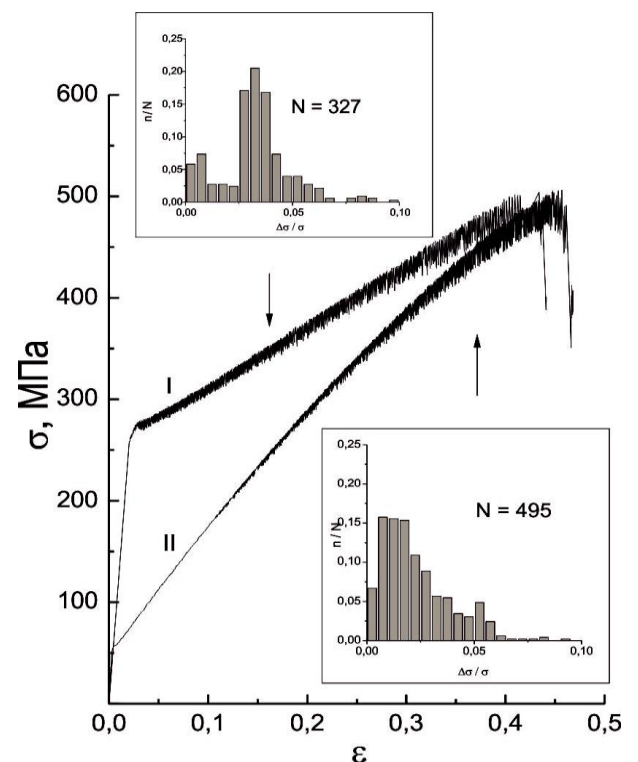


Рис. 9. Криві розтягу для Al-Li при 0,5 К: УДЗ (після ІПД) - (I) та КЗ (після відпалу при 623 К) - (II). На вкладках – розподіл стрибків $\Delta\sigma/\sigma$ при НТСД.

разом з даними рентгенівської дифрактометрії, яку проводили до і після розтягу при 0,5 К. Рентгеноструктурний аналіз показав, що зміна розміру ОКР та середньої мікродеформації решітки при розтягуванні відповідає збільшенню середньої щільності дислокацій ρ в УДЗ зразку (I) від $\sim (0,4 \pm 0,2) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $\sim (2,7 \pm 0,4) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$, а в отожженом КЗ зразку (II) від $\rho < 0,1 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ до $\sim (2,2 \pm 0,4) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. Таким чином, чим більше вихідна щільність дислокацій ρ , тим повільніше вони накопичуються при подальшій низькотемпературній деформації, і тим менше середній коефіцієнт низькотемпературного деформаційного зміцнення θ (рис.9). Разом з тим, висока щільність дислокацій, досягнута в результаті ПД при кімнатній температурі, не є граничною в умовах подальшої НТ деформації.

Вперше вивчено вплив ПД-мікроструктури на стрибкоподібну пластичну деформацію. Як видно на рис.9, при 0,5 К стрибки напруги $\Delta\sigma \geq 0,2$ МПа (гранична чутливість вимірювань) у разі УДЗ надійно реєструються вже поблизу межі текучості, а в разі КЗ - тільки при деформаціях $\varepsilon \geq 0,1$. Середня амплітуда стрибків монотонно збільшується з деформацією, а для наведених амплітуд $\Delta\sigma / \sigma$ спостерігається перехід від розподілу з максимумом у разі УДЗ (I) до степеневого розподілу у випадку КЗ (II) зразка (див. вставки на рис.9).

Для підтвердження одержаних даних вихідні УДЗ зразки ($d \sim 1$ мкм) деформували в два етапи з проміжним розвантаженням і відпалом при різних температурах, контролюючи рентгенівську щільність дислокацій і середній розмір зерна. Дані експерименту для двох зразків з близькими вихідними значеннями напруги плинності ілюструє рис.10.

Деформація вихідних УДЗ зразків носить стрибкоподібний характер (ділянки кривих АВ), при цьому ρ в точках В збільшується в порівнянні з А. Після відпалу при 623 К (зразок I), середній розмір зерна в складає $d \sim 30-40$ мкм, тобто збільшується більш, ніж на порядок, а ρ зменшується до $< 0,01 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ (точка С, рис.10, б). В результаті при повторному навантаженні межа плинності (точка С, рис. 10, а) значно зменшується в порівнянні з вихідним (А), швидкість зміцнення зростає, на кривій CD спостерігається ділянка плавної деформації. Після відпалу при 373 К (зразок II), структура змінюється порівняно слабо: зерно збільшується до $d \sim 4-6$ мкм, а ρ слабо зменшує до $\sim (1,3 \pm 0,2) \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ (точка С, рис 10, г). В результаті повторне

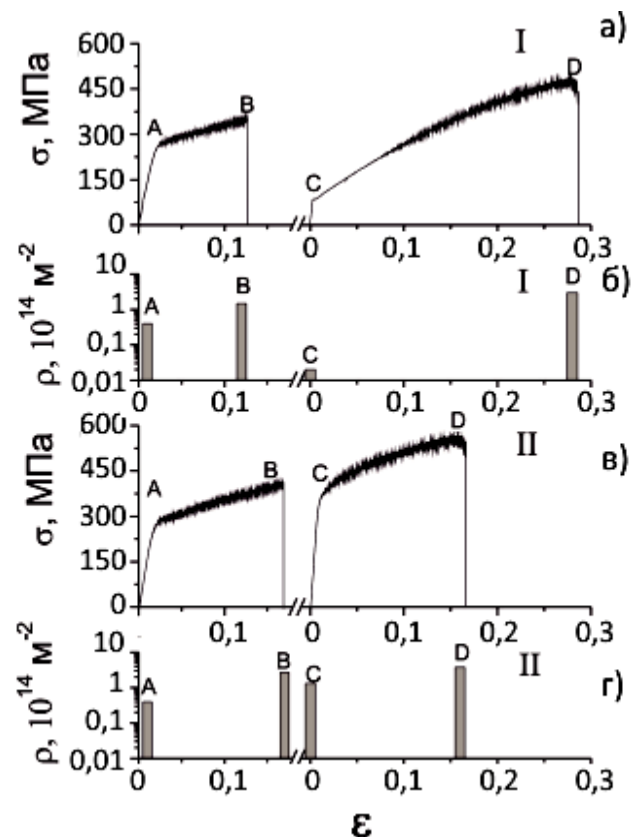


Рис. 10. Криві розтягу σ - ε при $T=0,5$ К двох зразків Al-Li (I,II) з проміжним відпалом при: а) 623 К (I); в) 373 К (II). Середня щільність дислокацій ρ (б, г) до

напруження текучості (точка С, рис.10, в) лише незначно нижче напруження в точці В, а ділянки АВ і CD кривої II мають подібний стрибкоподібний вигляд. При подальшій деформації зразків (ділянки CD) щільність дислокацій знову збільшується. Для кожного з етапів розтягу будували залежності середньої амплітуди стрибка напруги $\Delta\sigma$ від деформації і розподіл наведеної амплітуди $\Delta\sigma / \sigma$. При порівнянні виявилось, що тільки у випадку зразка I на ділянці CD розподіл амплітуд описується ступеневим законом. В інших випадках розподіли мають вигляд кривих з максимумом, аналогічно показаному на рис. 9, вставка I.

Експериментальні результати розглядали в рамках гіпотези про просторово-часову неоднорідність взаємодії дислокацій між собою і з кристалічною решіткою в різних площинах ковзання, яка має на увазі, що пластична деформація за своєю природою є мікроскопічно нестійкою. У цьому випадку макроскопічні стрибки напруження ($\Delta\sigma \geq 10^{-1}$ МПа) розглядали як результат локалізації та синхронізації мікроскопічних подій, що відбуваються в дислокаційній системі під час експерименту. При цьому вважали, що амплітуда і розподіл макроскопічних стрибків $\Delta\sigma$ відображають не саму динаміку дислокаційних мікропроцесів, а ступінь їх синхронізації в залежності від дефектної структури. Як показано вище, при малих ρ деформація носить плавних характер, при цьому ρ швидко збільшується, про що свідчить високий коефіцієнт деформаційного зміцнення.

Умовою розвитку НТСД є висока щільність дислокаційних скупчень поблизу міцних бар'єрів (наприклад, дислокацій Ломер-Котрелла), руйнування яких може призвести до ланцюгової реакції і лавиноподібного руху дислокацій. Формування такої структури супроводжується зменшенням швидкості деформаційного зміцнення. При цьому за рахунок ланцюгової реакції руйнування міцних перешкод у місцях великих градієнтів деформації (біля кордонів зерна) може демпфірувати формування малих лавин дислокацій, в результаті чого ймовірність малих стрибків $\Delta\sigma$ зменшується і спостерігається розподіл амплітуд з максимумом, яке відповідає руху дислокаційних лавин характерного (найбільш ймовірного) масштабу. У разі КЗ структури з порівняно низькою щільністю дислокацій (після відпалу при високій температурі) при малих деформаціях стає можливим реєструвати окремі скачки напруги малої амплітуди, а розподіл амплітуд описується ступеневим законом.

Експериментальним доказом тісного зв'язку масштабу розвитку НТСД з мікроструктурою і її еволюцією при деформації розтягом служить кореляція

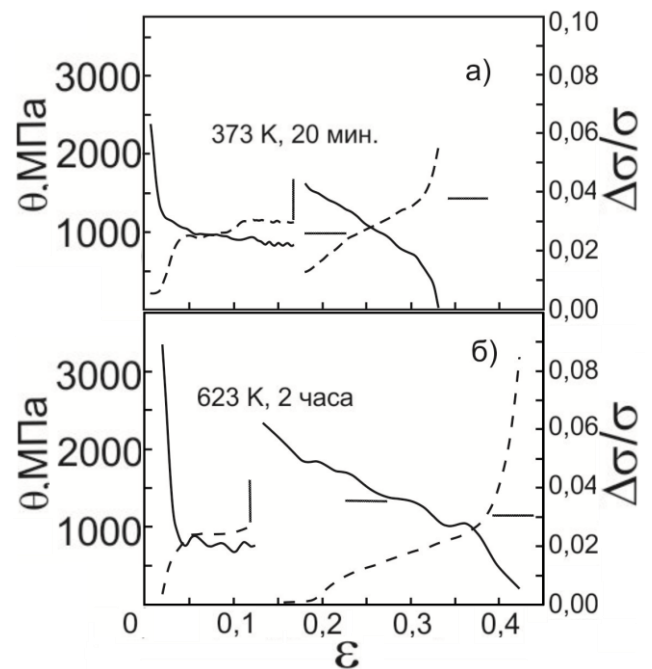


Рис. 11. Вплив відпалу УДЗ Al-Li (при T : а) 623 К; б) 372 К) на коефіцієнт деформаційного зміцнення θ (суцільна лінія) та величина середнього стрибка напруження $\Delta\sigma/\sigma$ (пунктирна лінія) при НТ деформації.

амплітуди НТСД $\Delta\sigma / \sigma$ і коефіцієнта деформаційного зміцнення θ . Встановлено узгодженість θ і середньої амплітуди НТСД внаслідок еволюції структури при НТ деформації (рис. 11). Як видно, у міру зменшення θ з деформацією (накопичення дислокацій) середня амплітуда НТСД збільшується і навпаки зростання θ після проміжного відпалу супроводжується зменшенням масштабу НТСД. Оскільки коефіцієнт θ тісно пов'язаний з міцністю і пластичністю полікристала, виявлену кореляцію необхідно враховувати при створенні міцних конструкційних полікристалів, для використання при низьких і наднизьких температурах.

ВИСНОВКИ

В результаті проведених досліджень вирішена поставлена задача: встановлені особливості мікроструктури і пластичної деформації ультрадрібнозернистих (УДЗ) полікристалів чистого Al і сплавів Al-Li, Mg-Al-Zn при розтягу в інтервалі температур 0,5 - 350 К. Основні наукові та практичні результати роботи можна сформулювати у вигляді наступних висновків.

1. Вперше встановлено, що УДЗ полікристали Al, Al-Li при температурах нижче 40 К і УДЗ полікристали Mg-Al-Zn - нижче 100 К мають високу міцність і зберігають пластичність, характерну для КЗ полікристалів. З підвищенням температури пластичність УДЗ полікристалів зменшується.

2. Високе напруження текучості ультрадрібнозернистих полікристалів з ГЦК (Al-Li) і ГЦП (Mg-Al-Zn), решітками в інтервалі температур 4,2 - 350 К визначається середнім розміром зерна, середньою щільністю дислокацій і текстурою. При цьому зміцнення кристалів за рахунок подрібнення зерна при інтенсивній пластичній деформації супроводжується знеміцненням за рахунок посилення текстури, сприятливої для легкого ковзання дислокацій.

3. Висока пластичність Al, Al-Li при низьких температурах зумовлена єдиним, не залежним від розміру зерна механізмом деформаційного зміцнення за рахунок перетину дислокацій «лісу». З ростом температури послідовно активуються механізми поперечного ковзання дислокацій і зернограничного проковзування. При деформації ультрадрібнозернистих полікристалів Al порогова температура активації поперечного ковзання дислокацій складає близько 77 К, а зернограничного проковзування - порядку 140 К, що в 1,5-2 рази нижче, ніж відповідні значення для крупнозернистого полікристала.

4. Експериментально встановлено, що характер розподілу локальної пластичної деформації уздовж робочої частини полікристалів Al і Al-Li залежить від розміру зерна і температури. Порогова температура, при якій розподіл деформації стає неоднорідним, тим нижче, чим менше середній розмір зерна полікристала.

5. Вперше вивчено вплив мікроструктури і температури на локалізацію пластичної деформації (утворення шийки) в Al і Al-Li. Показано, що у разі КЗ полікристалів величина і температурна залежність рівномірної пластичної деформації визначається температурною залежністю коефіцієнта анігіляції гвинтових дислокацій. Зменшення пластичності УДЗ полікристалів в порівнянні з КЗ обумовлено збільшенням їх границі текучості і зменшенням швидкості деформаційного зміцнення внаслідок збільшення щільності границь зерен і дислокацій в процесі ПД.

6. Експериментально вивчено вплив мікроструктури на нестійкість пластичної деформації полікристалів Al-Li при наднизьких температурах 0,5 К. Встановлено, що зменшення середньої щільності дислокацій і збільшення середнього розміру зерна в результаті відпалу УДЗ полікристалів призводить до зменшення середньої амплітуди стрибків напруження і зміни статистики стрибків. Для УДЗ полікристалів характерно розподіл амплітуд стрибків напруги з максимумом, а для КЗ полікристалів воно описується ступеневим законом.

7. Встановлено, що незалежно від вихідної мікроструктури в ході пластичної деформації відпалених полікристалів середній коефіцієнт деформаційного зміцнення зменшується, а середня амплітуда стрибка напруження збільшується. Видима кореляція вказує на дислокаційну природу стрибкоподібної деформації, яка проявляється в колективному русі дислокаційних лавин, масштаб яких визначає амплітуду стрибка напруження, а їх статистика залежить від мікроструктури кристала.

СПИСОК РОБІТ, ОПУБЛІКОВАНИХ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Исаев Н.В. Скоростная чувствительность напряжения течения ультрамелкозернистого алюминия в интервале температур 4,2-295 К / Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, **П.А. Забродин** // ФНТ. – 2009. - Т. 35, № 11. – С. 1151–1159.
2. Эстрин Ю.З. Низкотемпературная пластическая деформация магниевого сплава AZ31 с различной микроструктурой / Ю.З. Эстрин, **П.А. Забродин**, И.С. Брауде, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин // Физика низких температур. – 2010. – Т. 36, № 12. – С. 1363–1371.
3. Исаев Н.В. Микроструктура и низкотемпературная пластическая деформация сплава Al-Li / Н.В. Исаев, **П.А. Забродин**, В.З. Спусканюк, А.А. Давиденко, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, И.С. Брауде // ФНТ. – 2012. – Т. 38, № 1. – С. 102–112.
4. Исаев Н.В. Локализация пластической деформации в ультрамелкозернистых Al и Al-Li при температурах 4,2-350 К / Н.В. Исаев, **П.А. Забродин**, А.В. Русакова // Физика низких температур. – 2012. – Т. 38, № 10. – С. 1230–1239.
5. Исаев Н.В. Деформационное упрочнение и скачкообразная деформация ультрамелкозернистых поликристаллов твердого раствора Al-Li при температуре 0,5 К / Н.В. Исаев, С.Э. Шумилин, **П.А. Забродин**, В.Г. Гейдаров, Т.В. Григорова, В.С. Фоменко, И.С. Брауде, В.В. Пустовалов // Физика низких температур. – 2013. - Т. 39, № 7. – С. 818–826.
6. Забродин П. А. Влияние микроструктуры на пластическую деформацию алюминия в интервале температур 0,5-295 К / **П.А. Забродин**, Н.В. Исаев, Т.В. Григорова, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин // Сборник тезисов международной конференции «Низкотемпературная прочность», Киев. – 2010. – С. 27-28.
7. Pustovalov V.V. Low temperature plasticity of magnesium alloy AZ31 with different microstructure / V.V. Pustovalov, Y. Estrin, **P.A. Zabrodin**, I.S. Braude, T.V. Grigorova, N.V. Isaev, V.S. Fomenko, S.E. Shumilin // Acta Crystallog. – 2011. – A67. – С. 423-424.
8. Забродин П. А. Влияние размера зерна на скоростную чувствительность напряжения течения алюминия / **П. А. Забродин** // Сборник тезисов

- международной конференции «Фізичні явища в твердих тілах», Харьков. – 2009. – С. 70.
9. Забродин П. А. Влияние микроструктуры на скоростную чувствительность напряжения течения алюминия в интервале температур 4,2 – 295 К / **П.А. Забродин** // Сборник тезисов международной конференции молодых ученых «Физика низких температур», Харьков. – 2010. – С. 128.
10. Забродин П.А. Влияние комбинированной ИПД на механические свойства сплава Al-Li при температурах 4,2 - 350 К / **Забродин П.А.**, Исаев Н.В., Давиденко А.А., Спусканюк В.З., Брауде И.С., Фоменко В.С. // Сборник тезисов 51 международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Харьков. – 2011. – С. 310.
11. Zabrodin P.A. The macroscopic strain localization in ultrafine-grained Al - Li alloy / **P.A. Zabrodin** // Abstract book of 2-nd intern. Conf. for Young Scientists «Low temperature physics», Kharkiv. – 2011. – P. 125.
12. Забродин П.А. Влияние размера зерна и температуры на локализацию пластической деформации при растяжении Al и Al-Li / **П.А. Забродин**, Н.В. Исаев, А.В. Русакова // Сборник тезисов международной конференции «XX Петербургские чтения по проблемам прочности», Санкт-Петербург. – 2012. – Ч.1, С. 105-108.
13. Забродин П.А. Особенности низкотемпературной пластической деформации некоторых ультрамелкозернистых поликристаллов / **П.А. Забродин**, Т.В. Григорова, Н.В. Исаев, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, С.Э. Шумилин // Сборник тезисов международной конференции «XX Петербургские чтения по проблемам прочности», Санкт-Петербург, 2012. – Ч. 2, С. 191-193.
14. Zabrodin P.A. The uniform elongation of ultra-fine grained Al and Al-Li at 4,2 – 350 K / **P.A. Zabrodin** // Abstract book of 3-d intern. Conf. for Young Scientists «Low temperature physics», Kharkiv. – 2012. – P. 141.
15. Исаев Н.В. Низкотемпературная прочность и пластичность сплава Al-Li после комбинированной гидроэкструзии / Н.В. Исаев, А.А. Давиденко, **П.А. Забродин**, В.З. Спусканюк, В.В. Пустовалов // Сборник тезисов международной конференции «Высокие давления», Судак. – 2012. – С.170.
16. Эстрин Ю.З. Микроструктура и механические свойства магниевого сплава AZ31 при низких температурах / Эстрин Ю.З., Брауде И.С., **Забродин П.А.**, Григорова Т.В., Исаев Н.В., Пустовалов В.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э. // Сборник тезисов международной конференции «DFMN – 2011», Москва. – 2011. – С. 224–226.
17. Забродин П.А. Деформационное упрочнение и низкотемпературная скачкообразная деформация ультрамелкозернистого Al-Li / **П.А. Забродин**, Н.В. Исаев, С.Э. Шумилин, В.Г. Гейдаров, Т.В. Григорова, В.С. Фоменко, И.С. Брауде, В.В. Пустовалов // Сборник тезисов международной конференции «Фізичні явища в твердих тілах», Харків. – 2013.– С. 148.
18. Zabrodin P.A. The low temperature jump-like plastic deformation of ultra-fine-grained Al-Li / **P.A. Zabrodin**, V.G. Geidarov // Abstract book of 4-nd intern. Conf. for Young Scientists «Low temperature physics», Kharkiv. – 2013. – P. 99.
19. Zabrodin P.A. «The plasticity of Al and Al-Li alloy with submicron grain size at 4,2 – 350 K» / **P.A. Zabrodin**, N.V. Isaev, A.V. Rusakova // Сборник тезисов

международной конференции «Нанотехнології та наноматеріали», Буковель. – 2013. – С. 172.

20. Забродин П.А. «Низкотемпературная пластичность сплава Al-Li после комбинированной гидроэкструзии» / **Забродин П.А.**, Исаев Н.В. // Сборник тезисов международной конференции «Функциональные и конструкционные материалы», Донецк. – 2013. – С. 34.

21. Забродин П.А. «Особенности низкотемпературной пластичности УМЗ твердого раствора Al-Li» / **Забродин П.А.**, Русакова А.В., Григорова Т.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э., Исаев Н.В. // Сборник тезисов LV международной конференции «Актуальные проблемы прочности», Харьков. – 2014. – С. 56.

22. Zabrodin P.A. «Low temperature strength and ductility of ultrafinegrained light alloys» / **P.A. Zabrodin** // Abstract book of 5th intern. Conf. for Young Scientists «Low temperature physics», Kharkiv. – 2014. – P. 128.

23. Zabrodin P.A. «Low temperature mechanical properties of aluminium after severe plastic deformation»/ **P.A. Zabrodin** // Abstract book of 6th intern. Conf. for Young Scientists «Low temperature physics», Kharkiv. – 2015. – P. 92.

АНОТАЦІЯ

Забродін П.А. Низькотемпературна пластична деформація ультрамілкозернистого Al, Al-Li та Mg-Al-Zn. – Рукопис.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.07 – фізика твердого тіла. – Фізико-технічний інститут низьких температур ім. Б. І. Веркіна НАН України, Харків, 2015.

Дисертаційна робота присвячена вивченню фізичних закономірностей пластичної деформації полікристалів, після інтенсивної пластичної деформації (ПД) і деформованих розтягом в інтервалі температур 0,5-350 К.

Встановлено, що низькотемпературна пластична деформація ультрадрібнозернистих полікристалів Al і Al-Li із зростанням температури визначається послідовною активацією механізмів перетину дислокацій «лісу», поперечного ковзання дислокацій і зернограничного проковзування. Порогові температури активації поперечного ковзання дислокацій (77 К) і зернограничного проковзування (140 К) в ультрадрібнозернистих Al в 1,5-2 рази нижче, ніж в крупнозернистих полікристалах.

Показано, що напруження текучості УДЗ полікристалів з ГЦК (Al-Li) і ГЦП (Mg-Al-Zn), решітками визначається середнім розміром зерна, середньою щільністю дислокацій і текстурою.

Вперше вивчено вплив мікроструктури і температури на локалізацію пластичної деформації при розтяжінні полікристалів Al і Al-Li. Показано, що температурна залежність рівномірної пластичної деформації крупнозернистих полікристалів визначається температурною залежністю коефіцієнта анігіляції дислокацій. Зменшення пластичності УДЗ полікристалів в порівнянні з крупнозернистими зумовлено збільшенням їх напруження текучості і зменшенням швидкості деформаційного зміцнення внаслідок збільшення щільності границь зерен і дислокацій в результаті ПД.

Вперше вивчено вплив мікроструктури на нестійкість пластичної деформації (стрибкоподібну деформацію) полікристалів Al-Li при температурі 0,5

К. Встановлено, що зі зменшенням середньої щільності дислокацій і збільшенням розміру зерна в результаті відпалу УДЗ полікристалів зменшується середня амплітуда стрибків напруження і змінюється характер розподілу стрибків по амплітуді. Виявлена кореляція між середньою амплітудою стрибка напруження, середнім коефіцієнтом деформаційного зміцнення полікристала і середньою щільністю дислокацій вказує на дислокаційну природу стрибкоподібної деформації: колективний рух дислокаційних лавин, масштаб яких визначається мікроструктурою кристала.

Ключові слова: алюміній, сплави, інтенсивна пластина деформація, мікроструктура, міцність, пластичність, дислокації низькі температури.

АННОТАЦІЯ

Забродин П.А. Низкотемпературная пластическая деформация ультрамелкозернистых поликристаллов Al, Al-Li и Mg-Al-Zn. – Рукопись.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук по специальности 01.04.07 – физика твердого тела. Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, 2015.

Диссертационная работа посвящена изучению физических закономерностей пластической деформации поликристаллов, подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД) и деформированных растяжением в интервале температур 0,5-350 К. Для низкотемпературной пластической деформации использовали деформационные установки с криостатами для жидких N, ⁴He, ³He. Микроструктуру поликристаллов изучали методами рентгеновской дифрактометрии, трансмиссионной, сканирующей и оптической микроскопии.

Установлено, что низкотемпературная пластическая деформация ультрамелкозернистых поликристаллов Al и Al-Li с ростом температуры определяется последовательной активацией механизмов пересечения дислокаций «леса», поперечного скольжения дислокаций и зернограничного проскальзывания. Пороговые температуры активации поперечного скольжения дислокаций (77 К) и зернограничного проскальзывания (140 К) в ультрамелкозернистом Al в 1,5-2 раза ниже, чем в крупнозернистом поликристалле.

Показано, что низкотемпературный предел текучести ультрамелкозернистых поликристаллов с ГЦК (Al-Li) и ГЦП (Mg-Al-Zn) решетками определяется средним размером зерна, средней плотностью дислокаций и текстурой. Упрочнение кристаллов за счет измельчения зерна при интенсивной пластической деформации сопровождается разупрочнением за счет усиления текстуры, благоприятной для легкого скольжения дислокаций.

Впервые изучено влияние микроструктуры и температуры на локализацию пластической деформации при растяжении поликристаллов Al и Al-Li. Показано, температурная зависимость равномерной пластической деформации крупнозернистых поликристаллов определяется температурной зависимостью коэффициента аннигиляции дислокаций. Уменьшение пластичности ультрамелкозернистых поликристаллов по сравнению с крупнозернистыми обусловлено увеличением их предела текучести и уменьшением скорости

деформационного упрочнения вследствие увеличения плотности границ зерен и дислокаций в результате ИПД.

Впервые изучено влияние микроструктуры на неустойчивость пластической деформации (скачкообразную деформацию) поликристаллов Al-Li при температуре 0,5 К. Установлено, что с уменьшением средней плотности дислокаций и увеличением размера зерна в результате отжига ультрамелкозернистых поликристаллов уменьшается средняя амплитуда скачков напряжения и изменяется характер распределения скачков напряжения по амплитуде. Обнаруженная корреляция между средней амплитудой скачка напряжения, средним коэффициентом деформационного упрочнения поликристалла и средней плотностью дислокаций указывает на дислокационную природу скачкообразной деформации: коллективное движение дислокационных лавин, масштаб которых определяется микроструктурой кристалла.

Ключевые слова: алюминий, сплавы, интенсивная пластическая деформация, микроструктура, прочность, пластичность, дислокации, низкие температуры.

ABSTRACT

Zabrodin P.A. Low temperature plastic deformation of ultrafinegrained polycrystalline Al, Al-Li and Mg-Al-Zn. – Manuscript.

Thesis applied for Ph.D. in physics and mathematics: specialty 01.04.07 – solid state physics. – B. I. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, NAS of Ukraine, Kharkiv, 2015.

The thesis is devoted to the study of the physical regularities of low-temperature plastic deformation of polycrystals, processed by severe plastic deformation (SPD) and tensile tested in the temperature range 0,5-350 K. The low temperature tensile strain was carried out in the deformation machine with cryostats for liquid N, ⁴He, ³He. The microstructure of polycrystals was studied by methods of X-ray diffraction, transmission, scanning and light microscopy.

The consecutive activation of the “forest” dislocation interaction, the cross-slip and the grain boundary sliding was found responsible for plastic deformation of Al and Al-Li with temperature decreases. The activation temperatures of the dislocation interaction (77 K) and the cross-slipping (140 K) mechanisms for ultra-fine grained Al are 1,5-2 times lower than for coarse grained samples.

The increase of the low temperature yield stress of the fcc (Al-Li) and hcp (Mg-Al-Zn) ultra-fine grained polycrystals due to the grain size decreases is limited by the texture developed during the SPD-processing, favorable for the ease glide of dislocations.

The effect of microstructure and temperature on the localization of plastic deformation (necking) in the coarse grained Al and Al-Li was found well described by the temperature dependent coefficient of dislocation annihilation, whereas the uniform ductility of the ultrafine grained samples decreases as the yield stress increases and the work hardening rate decreases due to the SPD-processing.

The unstable (jump-like) plastic deformation of Al-Li at temperature of 0,5 K was found sensitive to the sample microstructure. The grain size increase and the dislocation density decrease due to the annealing of the sample lead to decrease of the average

stress jumps amplitude and the change of the stress jumps distribution type. The observed inverse correlation between the average stress jumps amplitude and the mean work hardening coefficient testify to the dislocation nature of the low temperature jump-like deformation expressed in the joint movement of dislocation avalanches with scales dependent on the macrostructure.

Keywords: aluminum, alloys, severe plastic deformation, microstructure, strength, ductility, dislocations, low temperature.

Підписано до друку 30.09.15 р.

Формат 60/90/16 Умов. друк арк. 0,9 тираж 100 прим.

ТОВ “АЛАДІН-ПРІНТ”

Адреса: 61057, м.Харків, вул. Сумська, 4,
р/р 26001060816229 в ПАТКБ “Приват-Банк”

МФО 351533

Код ЄДРПОУ 38279552

ПІН 382795520315

Свідоцтво платника ПДВ №200077271