

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ПРОБЛЕМ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ім. І. М. ФРАНЦЕВИЧА

ДАНИЛЕНКО ВІТАЛІЙ ІВАНОВИЧ



УДК 539.2:669.13:539.4

**ЗАКОНОМІРНОСТІ ЗМІЦНЕННЯ ОЦК І ГЩУ МЕТАЛІВ НА
РОЗВИНЕНИХ СТАДІЯХ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ**

Спеціальність: 01.04.13 – фізика металів

АВТОРЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня
кандидата фізико-математичних наук

Київ – 2018

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Інституті проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, м. Київ.

Науковий керівник: доктор фізико-математичних наук,
ПОДРЕЗОВ ЮРІЙ МИКОЛАЙОВИЧ,
Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича
НАН України, завідувач відділу фазових перетворень.

Офіційні опоненти: чл.-кор. НАН України, доктор технічних наук, професор
МЄШКОВ ЮРІЙ ЯКОВИЧ,
Інституту металофізики ім. Г.В. Курдюмова
НАН України, головний науковий співробітник.

кандидат фізико-математичних наук
ЧОРНОБУК СЕРГІЙ ВОЛОДИМИРОВИЧ,
Київський національний університет
імені Тараса Шевченка, фізичний факультет, кафедра
молекулярної фізики, науковий співробітник.

Захист відбудеться « 7 » лютого 2018 р. о 14⁰⁰ год. на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 26.207.01 в Інституті проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України за адресою: 03680, м. Київ-142, вул. Кржижановського, 3.

З дисертацією можна ознайомитись в бібліотеці Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України за адресою: 03680, м. Київ-142, вул. Кржижановського, 3.

Автореферат розіслано « 28 » грудня 2017р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради Д 26.207.01
кандидат технічних наук



Н.П. Коржова

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Пластична деформація металів здавна використовувалась для надання матеріалу необхідної форми. Проте, приблизно з 50-х років минулого сторіччя, коли набула розвитку теорія дислокацій, деформаційні методи впливу на матеріал почали все частіше використовуватись для оптимізації його структури та підвищення властивостей. В теоретичному плані, цей напрямок сформувався в фізичну теорію деформаційного зміцнення, в практичному – в конкретні технологічні умови одержання деформованих матеріалів з оптимальною структурою та максимальними властивостями. Починаючи з 90-х років, цей науковий напрямок отримав нове дихання у зв'язку з розвитком наноматеріалознавства. Деформаційні методи є одними з найперспективніших з точки зору отримання об'ємних наноматеріалів, виробу з яких мають великі розміри в усіх трьох вимірах.

Розвиток цього наукового напрямку є безумовно *актуальною проблемою*. З наукової точки зору *актуальність* полягає в необхідності систематизації та розвитку сучасних поглядів на закономірності структуроутворення та механізми зміцнення в сильно деформованих матеріалах. *Практична цінність* полягає в створенні узагальнених поглядів на проблему впливу зовнішніх факторів (температура, схема навантаження, ступінь деформації, тощо) та структури вихідного матеріалу на закони формування наноструктури деформаційного походження, що дозволить оптимізувати існуючі схеми отримання тривимірних виробів з наноструктурою методами пластичної деформації.

Великий внесок в розвиток структурно чутливих моделей зміцнення ОЦК і ГЦУ – металів внесли учені української наукової школи В.І Трефілов, С.О. Фірстов, Ю.Я. Мешков, В.Ф. Моїсєєв, Ю.М. Подрезов, Е.П. Печковський, І.Д. Горна. Серед засновників теорії зміцнення ГЦК металів слід перш за все відзначити В. Кокса та Х. Мекінга. В роботах цих авторів зазначається, що процес взаємодії між дефектами безпосередньо в ході пластичної деформації може бути вивчений за допомогою аналізу кривої деформаційного зміцнення, побудованої в координатах істинне напруження – істинна деформація. Закони взаємодії між дислокаціями при різних мірах деформації визначають характер цієї кривої, а її стадійність пов'язана зі зміною механізмів структуроутворення. Та, якщо для малих та середніх ступенях деформації ці моделі мають досконалу структурну інтерпретацію, при великих деформаціях автори обмежуються констатацією факту про зміну механізму деформації та наявності лінійного зв'язку між напруженням та деформацією.

На лінійний закон зміцнення при великих деформаціях вперше звернули увагу Н.Н. Давиденков та Н.Н. Сперидонова (1945 р.). Значні експериментальні напрацювання в цьому напрямку надані М. Зехетбауером та Г. Лонгфордом, які підтверджують наявність такого зв'язку. Неодноразові спроби теоретичного обґрунтування такого зв'язку, що наведені в роботах Н. Муграбі, Е. Неса, Л. Аргона, Дж. Сівіла, Ю. Естріна, можна розглядати лише, як феноменологічні моделі, оскільки запропоновані механізми структуроутворення надто складно підтвердити через відсутність прямого дослідження еволюції структурних

дефектів при великих деформаціях. Найбільш привабливі ротаційні моделі, що базуються на розроблених В.І. Ліхачовим та В.В. Рибіним уявленнях про дисклінаційні механізми деформації, не дозволяють отримати лінійний зв'язок між напруженням та деформацією при дії цього механізму.

В цьому сенсі експериментальні напрацювання стосовно умов формування лінійної ділянки зміцнення є важливою складовою в побудові узагальненої теорії зміцнення.

Враховуючи це, **метою роботи** є вивчення впливу температури, схеми деформування та розміру зерна на закономірності зміцнення сильнодеформованих ОЦК і ГЦУ металів.

Для досягнення мети роботи потрібно було вирішити наступні задачі:

- Розробити методики дослідження механічної поведінки сильнодеформованих матеріалів.
- Дослідити структурну та температурну чутливість лінійної стадії зміцнення в ОЦК та ГЦУ матеріалах.
- Дослідити вплив схеми попередньої деформації на формування кривої деформаційного зміцнення для традиційних схем деформування.
- Визначити загальні риси та особливості зміцнення матеріалів, отриманих методами інтенсивної деформації.
- Проаналізувати фізичні механізми, що відповідають за характер кривих деформаційного зміцнення при великих ступенях деформації.

Об'єкт дослідження – закономірності лінійного зміцнення при великих ступенях деформації та зв'язок параметрів зміцнення з характеристиками деформування та вихідною структурою матеріалів.

Предмет дослідження – сильнодеформовані матеріали з ОЦК та ГЦУ граткою, отримані різними методами та за різними деформаційними технологіями.

Методи досліджень. Для дослідження структурної чутливості механічних властивостей використовували методи випробування зразків на одновісній розтяг та стиснення з розрахунком параметрів зміцнення. Візуалізацію структурних змін при деформації досліджували методами оптичної електронної та скануючої мікроскопії. Поверхню руйнування вивчали за допомогою скануючих електронних мікроскопів SUPERPROB-723 і T-20 японської фірми «Jeol». Дислокаційну структуру досліджували методом ТЕМ на мікроскопі 100 СХ.

Наукова новизна одержаних результатів.

Розроблена оригінальна методологія визначення параметрів зміцнення сильнодеформованих матеріалів з використанням випробувань на стиснення. Запропоновано обраховувати криві зміцнення в координатах «швидкість зміцнення – деформація» або «швидкість зміцнення – напруження», що спрощує визначення силових та деформаційних параметрів, які відповідають переходові від параболічного зміцнення до лінійного.

Вперше досліджена структурна чутливість параметрів зміцнення ОЦК – металів в широкому інтервалі деформацій та розмірів зерен. Показано, що деформація, яка відповідає переходу від параболічного до лінійного зміцнення, зменшується зі зменшенням розміру зерна. З використанням методу

дислокаційної динаміки проаналізовані фізичні причини цього ефекту. Встановлено, що процес зародження дисклінаційних стінок різко прискорюється за наявності границі зерна. Розвиток ротаційного механізму деформації відбувається за естафетним механізмом. Зерна полікристалу послідовно залучаються до цього механізму деформації, і це відбувається тим раніше, чим ближче розташовані границі, інакше кажучи, чим менше розмір зерна.

Вперше встановлено, що структурна чутливість рівномірної деформації визначається чутливістю до розміру зерна кривої деформаційного зміцнення і її похідної по деформації. Показано, що характер залежності $\varepsilon_{\text{ривн}}=f(d)$ обумовлюється структурною чутливістю параметрів зміцнення на різних стадіях деформації і при певних співвідношеннях між цими параметрами рівномірна деформація може збільшуватися зі зменшенням розміру зерна.

В сильнодеформованих матеріалах вперше встановлено ефект деградації коефіцієнта лінійного зміцнення θ_{IV} при збільшенні попередньої деформації прокаткою. Ефект пов'язаний з переорієнтацією площин легкого ковзання в напрямку найбільш сприятливого до умов прокатки.

В матеріалах, продеформованих методами інтенсивної пластичної деформації (ПД), деградації зміцнення не відбувається. Ці матеріали мають високий коефіцієнт лінійного зміцнення, що помітно перевищує границю плинності, і, згідно критерію Консидера, робить їх придатними до реалізації великої рівномірної деформації в наноструктурному стані. Певна перешкода до реалізації цього потенціалу - наявність перенапружених внутрішніх границь, які є джерелом зародження тріщин на стадії шийкоутворення при одновісному розтязі.

Вперше проаналізована температурна залежність коефіцієнтів лінійного зміцнення. Встановлено співпадіння характеру цієї залежності з температурною чутливістю границі плинності як для рекристалізованих станів, так і для попередньо деформованих матеріалів. Показано, що температурна чутливість кривої зміцнення визначається переважно термоактиваційними процесами, які відповідають за формування температурної чутливості границі плинності, і в меншій мірі – особливостями колективної взаємодії між дислокаціями при різних температурах.

Практичне значення отриманих результатів.

Практичне значення отриманих результатів полягає в тому, що сучасні схеми інтенсивної деформації є головним, і, чи не єдиним методом отримання великих 3D виробів з нанозеренною структурою. Одержані в роботі результати використовуються при оптимізації технологічних процесів отримання якісних виробів методами ПД. Зокрема, результати роботи використовуються технологами від. 10 ІПМ ім. І.М. Францевича НАН України (кер. чл.-кор. НАН України К.О. Гогаєв) для удосконалення схеми асиметричної прокатки – сучасної технології, яка дозволяє отримувати деформовані наноматеріали з високою міцністю та задовільною пластичністю в промислових об'ємах. Методика визначення параметрів зміцнення сильно деформованих матеріалів за результатами випробування на стиснення рекомендується для атестації механічних властивостей цього класу матеріалів.

Особистий внесок здобувача. Автор роботи приймав безпосередню участь у розробці підходів і методів розв'язання поставленої задачі, обробці отриманих результатів і їх обговоренні, у написанні наукових статей і підготовці доповідей на конференціях. Здобувачем самостійно виконаний комплекс механічних випробувань зразків матеріалів, описаних в роботі. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані у співавторстві, він проводив експерименти або приймав участь у їх підготовці, а також в аналізі і узагальненні отриманих результатів.

Постановка задачі, обговорення результатів і висновків проводились спільно з науковим керівником, д.ф.-м.н. Ю.М. Подрезовим. Розробка комп'ютерних програм з використанням методу дислокаційної динаміки виконана разом з к.ф.-м.н. К.М. Борисовською. Зразки, отримані за технологією прокатки, були виготовлені к.т.н. В.А. Назаренко, а зразки асиметричної прокатки – к.т.н. В.С. Воропаєвим. Рівноканальне кутове пресування (РККП) титану було виконано в Фізико-технічному інституті НАН Білорусі к.т.н. В.І. Копиловим. Гвинтова екструзія (ГЕ) титанових зразків виконана в ДонФТІ НАНУ д.т.н. Я.Е. Бенгельзімером. Електронно-мікроскопічні дослідження виконував к.ф.-м.н. М.І. Даниленко, фрактографічні дослідження проводив н.с. І.Ю. Окунь.

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати дисертаційної роботи доповідались на таких наукових конференціях: Міжнародна конференція “До високих технологій на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень”, Київ (Україна), 2007; 10-я Международная конференция “Высокие давления-2008. Фундаментальные и прикладные аспекты”, Донецк (Украина), 2008; III Международная конференция “HighMatTech” Киев (Украина), 2011; 12-я Международная конференция “Высокие давления-2012. Фундаментальные и прикладные аспекты”, Судак (Украина), 2012; Международная конференция “Порошковая металлургия сегодня и завтра”, Киев (Украина), 2012.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дослідження за темою дисертація відповідає основним науковим напрямкам робіт ІІМ ім. І.М. Францевича та виконана в рамках держбюджетних науково-дослідних тем: “Дослідження закономірностей деформації та руйнування титанових сплавів, схильних до мартенситних перетворень” (№ 0111U002405, 2011-2013 рр.); “Зсувно-дифузійні перетворення в сплавах на основі заліза, титану і цирконію та вплив процесів, що їх супроводжують, на структуроутворення та зміцнення” (№ 0114U000549, 2014-2016 рр.); “Структурні та фазові перетворення під дією деформації та їх вплив на механізми зміцнення” (№ 0117U000256, 2017-2019 рр.); проекту науково-дослідних робіт молодих учених НАН України, за грантами НАН України “Моделювання та експериментальне дослідження впливу структурних перебудов на механічну поведінку наноматеріалів деформаційного походження” (№ 0109U007068, 2009-2010 рр.).

Публікації. Матеріали дисертації викладені в 16 наукових працях, з них 15 у фахових виданнях та у тезах 5 конференцій.

Структура та об'єм дисертації. Дисертація складається із вступу, п'яти глав, висновків та переліку посилань. Повний об'єм 185 сторінок, 69 рисунків, 11 таблиць, перелік використаних джерел складає 159 посилань.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** розглянуті основні підходи до проблеми деформаційного зміцнення при великих деформаціях, зокрема відзначається великий внесок українських учених в розвиток цього наукового напрямку. Сформульовані задачі, які потребують вирішення, новизна та практична цінність роботи.

У **першому розділі** проаналізовані закономірності структуроутворення в деформованому матеріалі. Особлива увага звертається на стадійність кривої деформаційного зміцнення та наявність зв'язку між стадіями та структурними перебудовами під час деформації. Розглянуті існуючі моделі деформаційного зміцнення та відзначаються загальні риси та відмінності, що притаманні існуючим теоріям зміцнення ГЦК та ОЦК металів. Наведені експериментальні дані, що підтверджують наявність стадії лінійного зміцнення. Зазначається, що перехід до цієї стадії характеризує зміну механізму деформації від трансляційного до ротаційного. Стисло розглянуті основні моделі структуроутворення та деформаційного зміцнення при великих деформаціях.

Базуючись на узагальненні літературних даних зазначається, що для малих та середніх ступенів деформації теорії зміцнення мають досконалу структурну інтерпретацію, але при великих деформаціях автори обмежуються констатацією факту про зміну механізму деформації та наявності лінійного зв'язку між напруженням та деформацією. Неодноразові спроби теоретичного обґрунтування такого зв'язку можна розглядати лише як феноменологічні моделі. В цьому сенсі експериментальні напрацювання, що до умов формування лінійної ділянки зміцнення, її чутливості до вихідної структури та технологічних параметрів деформування, є важливою складовою в побудові узагальненої теорії зміцнення.

В **другому розділі** обґрунтовано вибір матеріалів та методів досліджень. Зазначається, що на даному етапі розвитку матеріалознавства деформованих матеріалів особлива увага приділяється створенню наноструктурних матеріалів на основі заліза та титану і їх сплавів. Тому в якості модельних об'єктів були використані матеріали з титану технічної чистоти (сплав ВТ1-0), армко-залізо та промислова сталь 20Х.

Коротко розглянуті основні методи деформаційної обробки, що використовувались для отримання сильнодеформованих станів: схеми симетричної та асиметричної прокатки, рівноканального кутового пресування (РККП), гвинтової екструзії (ГЕ) та комплексні методи деформування, що включають послідовне використання кількох схем (РККП + прокатка).

Проаналізовані методичні складнощі при випробуваннях сильно деформованих матеріалів. Звертається увага, що при одновісному розтязі завдяки утворенню шийки зразок простої форми перетворюється на складну конструкцію, геометричні параметри якої впливають на розподіл напруження в матеріалі. Зазначається, що використання фотометрування в цьому випадку є ефективним лише при дослідженні рекристалізованого матеріалу, оскільки в деформованих матеріалах шийка має асиметричну форму і формується при дуже малій рівномірній деформації. Зважаючи на це, в роботі запропонована оригінальна

методика дослідження процесу зміцнення сильнодеформованих матеріалів за допомогою випробування на стиснення.

Третій розділ присвячений аналізу температурної та структурної чутливості деформаційного зміцнення. В *першому підрозділі* розглянуто вплив температури випробувань на формування кривої деформаційного зміцнення молібдену. Досліджена температурна залежність деформаційного зміцнення сплаву МЧВП, випробуваного на розтяг в діапазоні температур 20 – 1000 °С, і проаналізована температурна чутливість коефіцієнтів зміцнення. Перебудовані в координатах $d\sigma_{ist}/de - \sigma_{ist}$ істинні криві зміцнення представлені на рис. 1, а.

З урахуванням існуючих підходів до аналізу температурної чутливості параметрів зміцнення ГЦК-металів, було проведено нормування швидкості зміцнення $\theta = d\sigma_{ist}/de$ на температурну залежність модуля пружності (E) молібдену. Оскільки в дослідженому діапазоні температур зміна модуля незначна (> 20 %), нормування не дозволило отримати єдину криву зміцнення, як це має місце для ГЦК-металів. Згідно з концепцією В.Ф. Моїсеєва та Е.П. Печковського про подібність в ОЦК-металах структурної чутливості коефіцієнтів зміцнення та границі плинності, було проведено повторне нормування, на величину границі плинності (σ_{02}) при цій температурі. Нормоване значення швидкості зміцнення розраховувалося з виразу $\theta^* = \theta(\sigma_{02}^{20} / \sigma_{02}^T)(E^{20} / E^T)$. Ці значення відкладалися на осі ординат.

Для відокремлення напружень деформаційного зміцнення (σ_{dy}) вісь абсцис перетворена шляхом віднімання значення границі плинності від величини прикладеного напруження $\sigma_{dy} = \sigma - \sigma_{02}$. Нормовані криві зміцнення молібдену, випробуваного в діапазоні температур 100 – 450 °С, представлені рис. 2, б. Видно, що криві збігаються у всьому діапазоні деформацій. Тобто, в цьому температурному інтервалі механізми колективної взаємодії між дислокаціями, відповідальні за формування дислокаційної субструктури, незмінні.

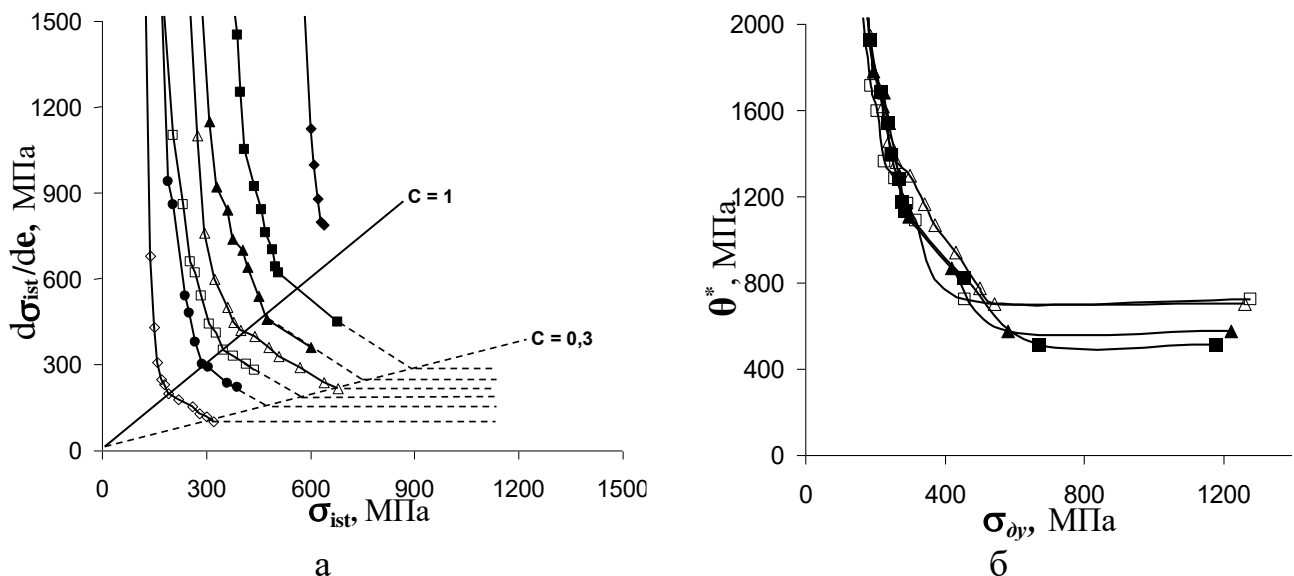


Рис. 1. Криві зміцнення молібдену: а – в координатах $d\sigma_{ist}/de - \sigma_{ist}$ (◆ – 20 °С, ■ – 100 °С, ▲ – 220 °С, Δ – 330 °С, □ – 450 °С, ● – 610 °С, ◇ – 1000 °С); б – нормовані на відносний модуль пружності та границю плинності

Ретельний аналіз нормованих параметрів зміцнення при інших температурах виявив певні відхилення від умови подібності. При підвищених температурах 610 – 1000 °С значення коефіцієнтів зміцнення різко зростає. Це пояснюється збільшенням коефіцієнта дифузії вакансій, як наслідок, збільшується здатність дислокації до поперечного ковзання. Така зміна механізму взаємодії між дислокаціями обумовлює зміну коефіцієнтів деформаційного зміцнення. Фізична природа збільшення коефіцієнтів зміцнення в області низьких температур пояснюється активацією гвинтової компоненти дислокацій.

На жаль, при стандартних високотемпературних випробуваннях на одновісний розтяг неможливо фіксувати формозміну шийки в процесі деформації. Тому для аналізу температурної чутливості коефіцієнту лінійного зміцнення (θ_{IV}) в області розвиненої деформації було використано постулат Несе, згідно з яким на границі між параболічною та лінійною стадіями виконується співвідношення

$$d\tau / d\gamma = C\tau, \quad (1)$$

де τ та γ , відповідно, напруження та деформація зсуву, C – константа, яка не залежить від температури.

Виходячи з цього постулату, початок лінійної стадії зміцнення було визначено екстраполяцією третьої стадії кривої зміцнення (пунктир на рис. 1, *a*) до перетину з прямою, що описується співвідношенням 1 (значення $C = 0,3$ вибрано, опираючись на літературні дані). Горизонтальна ділянка характеризує швидкість зміцнення на лінійній стадії θ_{IV} . Проведені розрахунки показали, що температурна залежність параметра θ_{IV} подібна до температурної залежності границі плинності.

В *другому підрозділі* проаналізована структурна чутливість параметра зміцнення. На відміну від високотемпературних досліджень, експерименти, виконані при кімнатній температурі, дозволяють проводити фотометрування профілю шийки. Цей прийом був використаний при аналізі кривих зміцнення молібдену в широкому інтервалі деформацій для встановлення структурної чутливості параметрів зміцнення на різних ділянках кривої деформації аж до стадії лінійного зміцнення. Для дослідження вибраний малолегований сплав молібдену ЦМ-6. Завдяки відсутності фазових перетворень в молібдені вдається змінювати розмір зерна в широких межах шляхом відпалу при різних температурах. Зразки відпалювали у вакуумній печі при 1300 – 1700 °С. Розмір зерна змінюється в діапазоні від 13 до 277 мкм. Криві деформаційного зміцнення молібдену з різним розміром зерна представлені на рис. 2, *a*.

Для аналізу чутливості до розміру зерна кривої деформаційного зміцнення виділені три інтервали деформації, де значення деформуючого напруження i , як наслідок, її структурна чутливість обумовлені різними механізмами деформації.

На початковій стадії пластичної деформації, де відбувається формування фізичної границі плинності, працює естафетний механізм передачі ковзання від одного зерна до іншого. Структурна чутливість границі плинності визначається з рівняння Хола - Петча

$$\sigma_{02} = 100 + 0,95d^{-1/2}, \quad (2)$$

де d – розмір зерна.

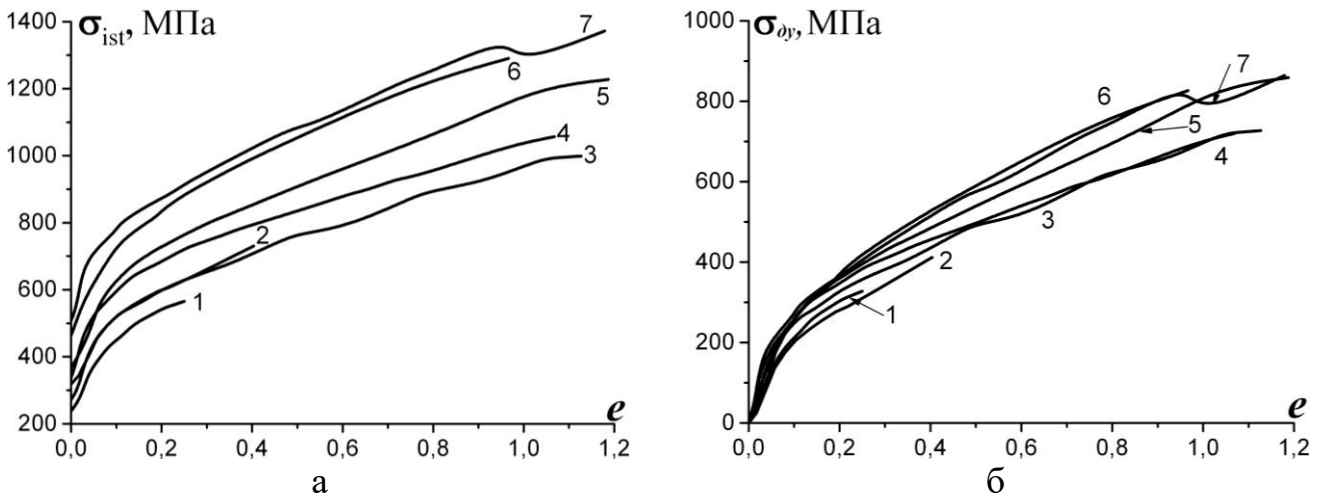


Рис. 2. Криві деформаційного зміцнення молібдену, що відпалений на різний розмір зерен: а – в координатах σ_{ist} - e ; б – в координатах σ_{dy} - e (1 – 277 мкм, 2 – 148 мкм, 3 – 70 мкм, 4 – 46 мкм, 5 – 26 мкм, 6 – 16 мкм, 7 – 13 мкм)

Друга стадія відповідає інтервалу деформацій, де реалізуються дислокаційні механізми деформаційного зміцнення. Для аналізу впливу розміру зерна на деформаційне зміцнення використана модель Конрада, згідно до якої залежність деформуючого напруження від розміру зерна формально описується рівнянням Хола - Петча, проте за границею плинності структурна чутливість напруження плинності визначається не естафетним механізмом, а особливостями розмноження дислокацій.

Залежність напруження деформаційного зміцнення (σ_{dy}) від ступеню деформації (e) представлена на рис. 2, б. Видно, що із зменшенням розміру зерна деформаційне зміцнення посилюється, при цьому для всіх ступенів деформації структурна чутливість деформаційного зміцнення апроксимується залежністю подібною до рівняння Хола – Петча

$$\sigma_{dy} = \sigma_{0e} + K_e d^{-1/2}, \quad (3)$$

де індекс «e» вказує на чутливість параметрів, які входять в це рівняння, до ступеню деформації. Експериментальна залежність параметра σ_{0e} від ступеня деформації екстраполюється параболою $\sigma_{0e} = 550e^{1/2}$. Ця залежність характеризує деформаційне зміцнення матеріалу з нескінченно великим розміром зерна.

Згідно теорії Конрада між параметрами K_e і $e^{1/2}$ існує лінійний зв'язок. Експериментальні залежності дозволяють визначити чисельні значення коефіцієнтів пропорційності між K_e і $e^{1/2}$. Графік залежності $K_e = f(e^{1/2})$, що представлений на рис. 3, має два інтервали, в межах яких ця залежність носить лінійний характер, і третій інтервал, де лінійний закон порушується. Границі між інтервалами відповідають границям структурних станів в молібдені. Для перших двох ділянок характерний механізм трансляції деформації і параболічне зміцнення, для третього – ротаційний механізм деформації і лінійне зміцнення.

Зміна кута нахилу при переході від першої до другої ділянки пов'язана із зміною коефіцієнта α у рівнянні Тейлора. Структурна чутливість деформаційного зміцнення для першої ділянки описується виразом

$$\sigma_I = 550e^{1/2} + 1,02e^{1/2}d^{-1/2}, \quad (4)$$

для другої ділянки кривої зміцнення

$$\sigma_{II} = 550e^{1/2} + [0,45 + 0,75(e^{1/2} - 0,43)]d^{-1/2}. \quad (5)$$

Наявність двох ділянок принципова для фізичного трактування отриманих результатів, проте, враховуючи незначну зміну параметра α , для спрощення апроксимації отримані дані об'єднані єдиною залежністю

$$\sigma_{I-II} = 550e^{1/2} + 0,9e^{1/2}d^{-1/2}. \quad (6)$$

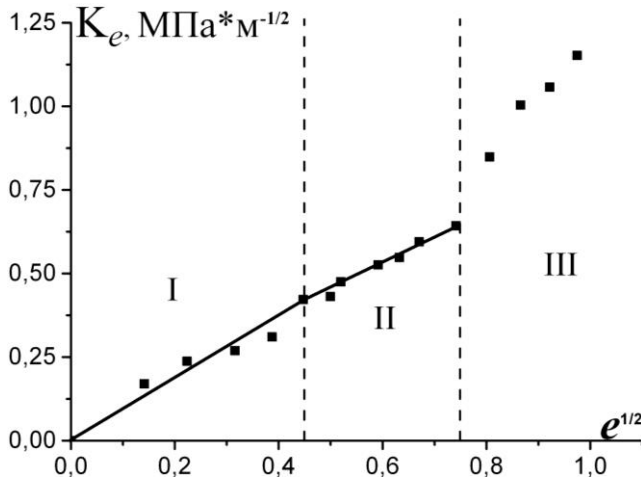


Рис. 3. Залежність коефіцієнта K_e від ступеню деформації

З врахуванням напруженням на границі плинності структурна чутливість деформуючого напруження на перших двох стадіях має вигляд

$$\sigma = 100 + 0,95d^{-1/2} + 550e^{1/2} + 0,9e^{1/2}d^{-1/2}. \quad (7)$$

На стадії лінійного зміцнення деформація відбувається по ротаційному механізму. В цій області структурна чутливість швидкості пов'язана з особливою роллю границь в зародженні поблизу них ротаційних дефектів, наприклад, за механізмом В.Н. Перевезенцева, що передбачає збільшення швидкості зміцнення зі зменшенням розміру зерна. Апроксимація експериментальних даних встановлює цей зв'язок у вигляді

$$d\sigma / de = 200 + 1,58d^{-1/2}. \quad (8)$$

Для узгодження параболічної і лінійної ділянки кривої деформаційного зміцнення взято до уваги, що перехід від однієї стадії до іншої відбувається при деформації, для якої виконується умова рівності швидкостей зміцнення на параболічній і лінійній стадіях. Для визначення цієї деформації похідна від (7) прирівнюється до (8)

$$(275 + 0,45d^{-1/2})e^{1/2} = 200 + 1,58d^{-1/2}. \quad (9)$$

Враховуючи відсутність масштабних обмежень відносно розглянутих механізмів деформації в широкому діапазоні розмірів зерен, отримані експериментальні залежності були екстрапольовані на малі і великі розміри. Це дало можливість побудувати теоретичні криві зміцнення для широкого діапазону

розмірів зерен, встановити їх структурну чутливість та проаналізувати чутливість до розміру зерна особливих точок на кривих зміцнення, що характеризують зміну механічної поведінки деформованого полікристалу.

Цьому присвячені наступні підрозділи третього розділу. Для розрахунку величини рівномірної деформації і її залежності від розміру зерна в молібдені рівномірною деформацією алгебраїчно визначається з рівняння Консидера

$$d\sigma_{ist} / de = \sigma_{ist}, \quad (10)$$

а геометрично – точкою перетину кривої деформаційного напруження і її похідної. Алгоритм розрахунку рівномірної деформації для будь-якого розміру зерна зводиться до визначення кривої зміцнення, здобуття похідної від неї і визначення точки перетину цих двох кривих. Побудовані по запропонованому алгоритму залежності рівномірної деформації ($\epsilon_{р\text{івн}}$) від розміру зерна (рис. 4) демонструють збільшення цієї величини в зразках з малим розміром зерна.

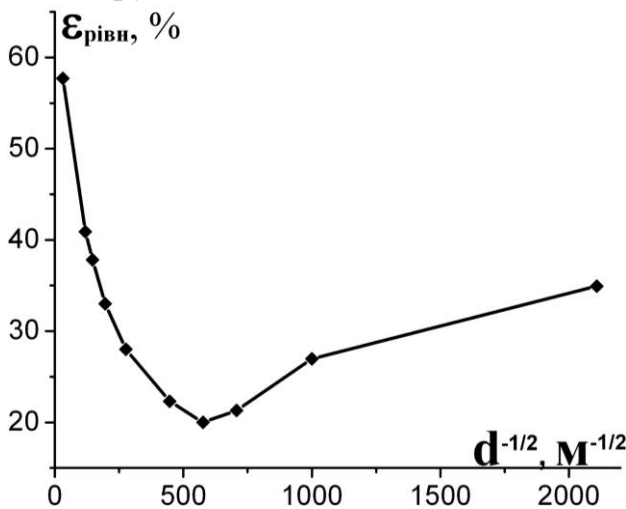


Рис. 4. Структурна чутливість рівномірної деформації в молібдені

Отримана залежність підтверджує твердження Р.З. Валієва про можливість реалізації великої рівномірної деформації в наноматеріалах. В роботі зазначається, що збільшення рівномірної деформації зі зменшенням розміру зерна в наноструктурованих матеріалах може розглядатися як досить вірогідне явище. Наявність або відсутність цього ефекту пов'язана з різною структурною чутливістю параметрів зміцнення на різних ділянках кривої зміцнення.

Питання про вплив розміру зерна на перехід від трансляційного до ротаційного механізму деформації розглянуте в контексті аналізу структурної чутливості напруження та деформації при переході від параболічного до лінійного зміцнення. Структурна чутливість параметра e_{III-IV} визначається з (9)

$$e_{III-IV} = [(275 + 0,45d^{-1/2}) / (200 + 1,58d^{-1/2})]^2, \quad (11)$$

а структурна чутливість напруження, яке відповідає переходу від параболічного до лінійного зміцнення в матеріалах з різним розміром зерна, визначається шляхом підстановки відповідних значень деформації (11) в (7). Залежність цих величин від розміру зерна наведена на рис. 5.

З отриманих результатів видно, що деформуюче напруження (σ_{III-IV}) в точці, яка відповідає переходу від параболічного до лінійного зміцнення, різко збільшується (рис. 5, а, крива 1), проте це збільшення визначається не дислокаційними ефектами, а лише зростанням границі плинності. Про це свідчить крива 2 на рис. 5, а. Напруження деформаційного зміцнення, що розраховане з умови $\sigma_{\text{дy}} = \sigma - \sigma_{02}$, при зазначеній критичній деформації практично не залежить від

розміру зерна. Цей результат вказує на те, що незалежно від розміру зерна перехід до ротаційного механізму відбувається при однаковій щільності дислокацій.

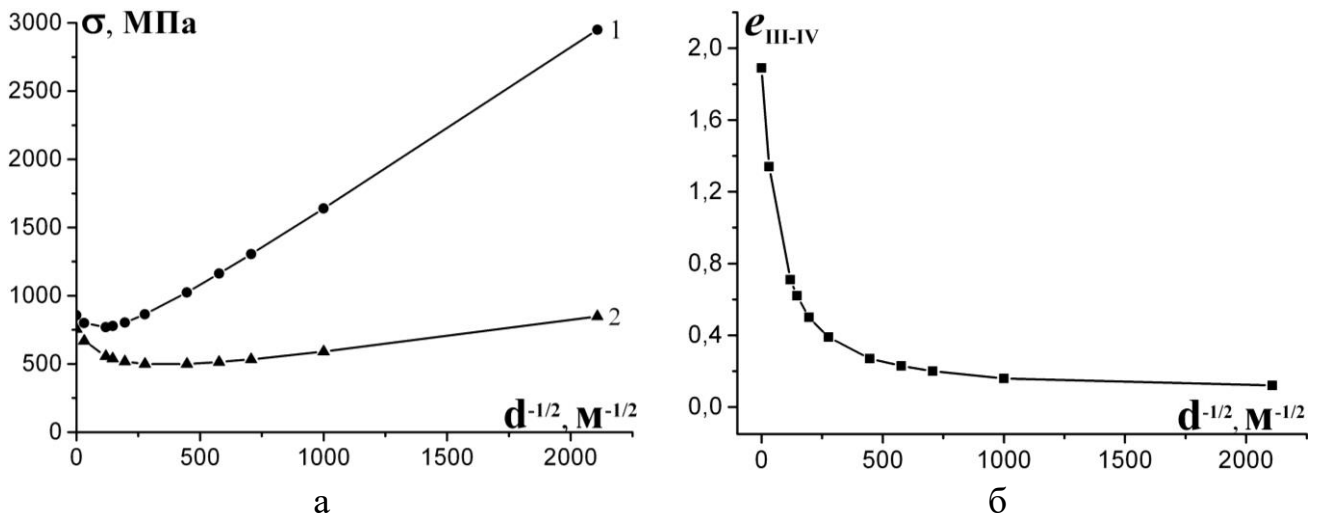


Рис. 5. Залежність від розміру величин напруження (а) та деформації (б), при яких відбувається перехід від параболічного зміцнення до лінійного: 1 – деформуюче напруження σ_{III-IV} , 2 – напруження деформаційного зміцнення $\sigma_{\partial y}$

Величина деформації, що відповідає переходу від параболічного до лінійного зміцнення (e_{III-IV}), різко зменшується зі зменшенням розміру зерна (рис. 5, б). Критична щільність дислокацій в матеріалах з малим зерном досягається значно швидше. Для пояснення фізичної причини цього явища в роботі використана дисклінаційна модель В.Н. Перевезенцева, згідно до якої в присутності дисклінацій відбувається впорядкування довколишньої дислокаційної структури з утворенням полігонізаційних стінок. Тобто існуючі ротаційні дефекти провокують зародження нових джерел ротації.

Для встановлення ролі границь зерен в процесі структуроутворення на стадії розвинутої деформації в роботі наведені результати комп'ютерного моделювання еволюції структури на стадії розвинутої деформації, які виконані методом дислокаційної динаміки разом з к.ф.-м.н. К.М. Борисовською. Створена модель дозволила проаналізувати вплив параметрів дисклінаційного дефекту і його положення відносно границь на еволюцію дислокаційної структури в сусідньому зерні. Результати моделювання показали, що процес зародження дисклінаційних стінок різко прискорюється за наявності границі зерна. Оскільки схильність до утворення стінок зменшується в міру їх віддалення від границь, для відновлення роботи даного механізму в сусідньому зерні необхідно, аби його границя знаходилася як можна ближче до тієї ділянки, де розташований дисклінаційний дефект. В цьому випадку розвиток ротаційного механізму деформації відбуватиметься по своєрідному естафетному механізму: зерна полікристала послідовно залучаються до цього механізму. Це відбуватиметься тим раніше, чим ближче розташовані границі, інакше кажучи, чим менший розмір зерна.

Зазначене зменшення критичної деформації зі зменшенням розміру зерна обумовлює структурну чутливість параметра C в співвідношенні Е. Неса (1). Графік структурної чутливості цього параметра наведено на рис. 6.

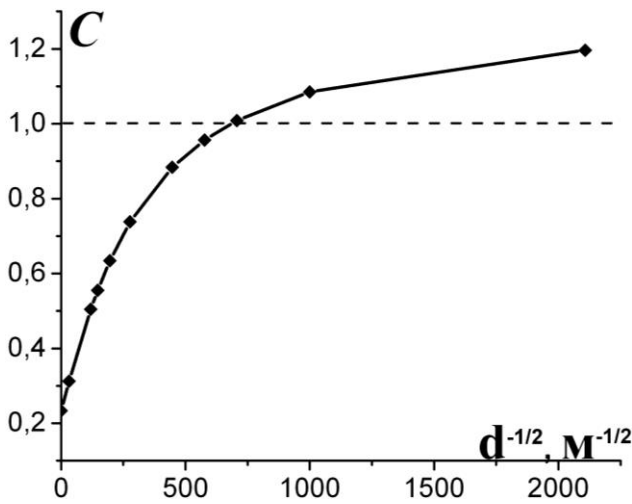


Рис. 6. Залежність коефіцієнта C від розміру зерна молибдену

Значення параметра C сильно залежить від розміру зерна. Для зерен великих розмірів (сотні мікрон) параметр C змінюється в межах 0,3 – 0,5, для середніх розмірів (десятки мікрон) – в межах 0,6 – 0,8 і для нанозерен може досягати величин більше одиниці, тобто деформація, що відповідає переходу від трансляційного до ротаційного механізму, стає меншою за деформацію шийкоутворення. В цьому випадку перехід до лінійного зміцнення відбувається ще на стадії рівномірної деформації. В роботі зазначається, що цей результат особливо важливий в методичному сенсі, оскільки з'являється можливість визначати коефіцієнт лінійного зміцнення безпосередньо з експериментів на розтягування за значенням так званого модуля пластичності.

В четвертому розділі розглянуті закономірності зміцнення попередньо деформованих матеріалів на основі титану та заліза. В першому підрозділі аналізується вплив попередньої деформації прокаткою ($e_{пр}$) на механічні властивості при одноісному розтязі. Розраховані за кривими навантаження механічні характеристики деформованих матеріалів наведені в табл. 1 для титану та табл. 2 для сталі 20Х.

Таблиця 1

Механічні властивості попередньо деформованого прокаткою титану

$e_{пр}$	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	σ_{fr} , МПа	e_{fr}	ψ , %	θ_{IV} , МПа	$\varepsilon_{рівн}$, %	$\varepsilon_{заг}$, %
1,6	655	700	1442	1,38	74,8	544	1,6	11,3
1,25	675	712	1521	1,49	77,5	546,	1,7	12,6
1,0	660	685	1489	1,48	77,3	559	1,0	11,5
0,7	585	590	1403	1,41	75,6	604	0,85	9,2
0,5	575	619	1254	1,37	74,6	465	1,0	10,8
0,35	507	548	1342	1,49	77,6	531	1,5	12,5
0,2	393	423	1298	1,8	83,5	486	1,8	13,4

Отримані результати вказують на те, що границя плинності (σ_{02}) та границя міцності (σ_B) збільшуються з деформацією монотонно. Інші характеристики змінюються за більш складним законом. Щоб відокремити загальні закономірності, характерні для деформованих матеріалів, від особливостей, що притаманні матеріалам з різним типом ґратки, проведено порівняльний аналіз результатів, отриманих на титані, з даними, отриманими на сталі 20Х.

Зазначається, що величина рівномірної деформації $\varepsilon_{рівн}$ в усіх попередньо деформованих зразках надзвичайно мала і не перевищує 1 – 1,5%. Залежності рівномірної деформації від попередньої в обох досліджених випадках подібні. В

зразках, продеформованих до малих та середніх деформацій, для яких характерна хаотична або слабзорієнтована коміркова дислокаційна структура, спостерігається поступове зменшення рівномірної деформації. При формуванні розорієнтованої структури значення рівномірної деформації збільшується. Така механічна поведінка пов'язана з особливостями реновації джерел дислокацій. При трансляційному механізмі деформації зародження нових дефектів збільшує швидкість зміцнення на ділянці мікропластичності, тоді як при включенні ротаційної моди деформації необхідна додаткова стадія мікродеформації з меншим коефіцієнтом зміцнення, де відбувається адаптація зароджених дислокацій до дисклінаційних механізмів попередньої деформації.

Таблиця 2

Механічні властивості попередньо деформованої прокаткою сталі 20Х

$e_{пр}$	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	σ_{fr} , МПа	e_{fr}	ψ , %	θ_{IV} , МПа	$\epsilon_{р\text{івн}}$, %	$\epsilon_{з\text{аг}}$, %
1,51	849	886	1066	0,41	33	430	0,82	3,95
1,21	835	880	1108	0,45	36	498	1,04	5
0,82	734	780	1054	0,61	47	443	0,92	4,95
0,43	690	721	1030	0,64	48	480	0,88	4,98
0,28	651	666	1067	0,81	56	494	0,67	6
0,2	592	628	1078	0,91	60	493	1,15	7,5
0,1	552	564	984	0,85	58	494	1,29	7,7

Деформація до руйнування e_{fr} (або відносне звуження ψ) змінюється в сталях та титані за різними законами. В сталях ця характеристика зменшується при збільшенні деформації, тоді як в титані ця характеристика незмінна. При цьому в титані в момент руйнування шийка формується у вигляді еліпса, довга вісь якого направлена в напрямку стиснення. У залізі анізотропія шийкоутворення відсутня.

Оскільки криві навантаження – деформація при одновісному розтязі мають дуже коротку область рівномірної деформації, а криві на стиснення, не дивлячись на відсутність торцевого мастила, демонструють рівномірну деформацію аж до 30 %, були проведені випробування попередньо деформованих титану та сталі 20Х на стиснення. Дослідження параметрів зміцнення зразків, продеформованих прокаткою до різних ступенів деформації, проводились в трьох взаємно-перпендикулярних напрямках відносно вісі прокатки: X – уздовж, Y – уперек, Z – напрямом прикладання зусилля. Ці результати приведені в наступних підрозділах четвертого розділу.

За результатами випробувань розраховувалися істинні криві деформаційного зміцнення, характерний вид яких для випадку титану приведений на рис. 7.

Із загального вигляду кривих видно, що коефіцієнт лінійного зміцнення різко знижується з підвищенням ступеня попередньої деформації. Модуль пластичності θ_{IV} , що характеризує швидкість лінійного зміцнення матеріалу при великих деформаціях і відповідає значенню похідної на істинній кривій зміцнення, змінюється від ступеня попередньої деформації, як представлено на рис. 8.

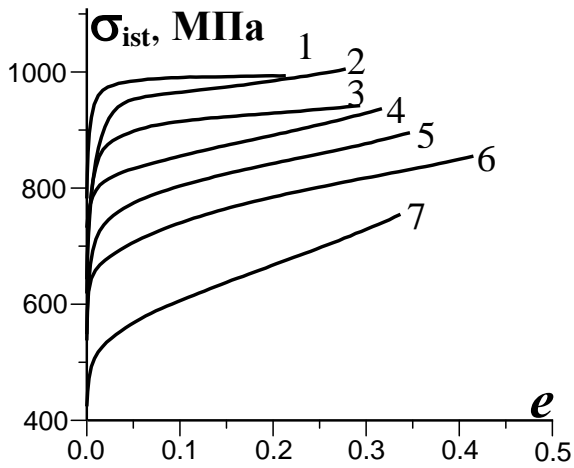


Рис. 7. Істинні криві деформаційного зміцнення зразків титану, випробуваних на стиснення у напрямі прикладеного зусилля (Z) прокатаних до різних ступенів деформації $e_{пр}$: 1 – 1,6; 2 – 1,25; 3 – 1; 4 – 0,7; 5 – 0,5; 6 – 0,35; 7 – 0,2

При випробуваннях в напрямках X і Z швидкість зміцнення θ_{IV} зменшується із зростанням ступеня попередньої деформації, досягаючи практично нульових значень при деформації $e_{пр} = 1,7$. При випробуваннях в напрямку Y параметри зміцнення спочатку падають від 800 до 200 МПа, проте при деформаціях прокатки більше $e_{пр} = 0,8$ дещо підвищуються до 350 – 400 МПа. Спостережуване в нашому експерименті падіння швидкості зміцнення при великих ступенях деформації пов'язується з проявом кристалографічної анізотропії, яка найбільш яскраво виявляється саме в напрямках X і Z .

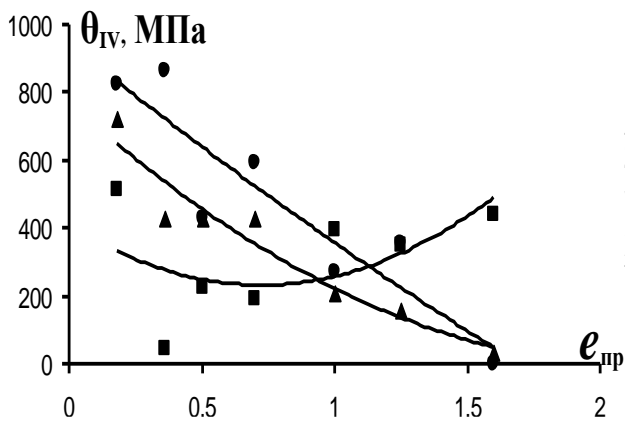


Рис. 8. Залежність швидкості зміцнення від ступеня попередньої деформації $e_{пр}$ для зразків, стиснених у різних напрямках X (\blacktriangle), Y (\blacksquare), Z (\bullet)

В експериментах на стиснення попередньо деформованих зразків, проведених на сталі 20Х, окрема увага приділялась аналізу явища локалізації з урахуванням рівняння Консидера (рис. 9).

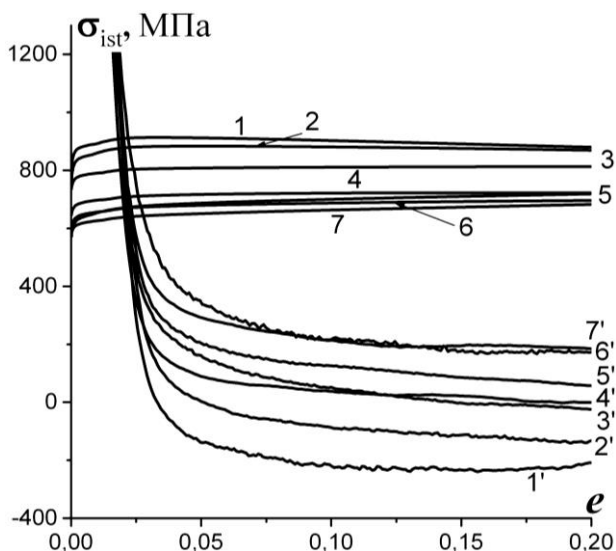


Рис. 9. Істинні криві зміцнення та їх похідні зразків сталі 20Х, прокатаних до різних ступенів деформації $e_{пр}$: 1 – 1,51; 2 – 1,21; 3 – 0,82; 4 – 0,43; 5 – 0,28; 6 – 0,20; 7 – 0,1, випробуваних на стиснення в напрямку Z

Всі досліджені зразки демонструють стадію лінійного зміцнення. Швидкість зміцнення стає постійною приблизно з 5% деформації на стиснення. Коефіцієнт лінійного зміцнення при всіх деформаціях і для всіх напрямках демонструє низькі значення. Його залежності від ступеню деформації для зразків сталі 20X, випробуваних на стиснення в трьох напрямках, наведені на рис. 10.

Спостерігається зменшення коефіцієнта θ_{IV} із збільшенням ступеню попередньої деформації. Якщо для титану значення коефіцієнта зміцнення лише наближаються до нульового значення, то в дослідженій сталі 20X в сильно-деформованих станах коефіцієнт лінійного зміцнення демонструє негативні значення. Оскільки для існування такого ефекту немає фізичних обмежень, наявність цього ефекту трактується, як особливість поведінки дослідженої сталі.

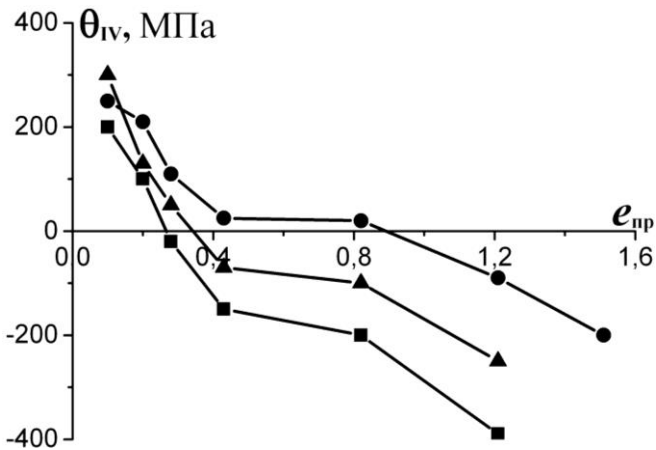


Рис. 10. Залежності коефіцієнтів лінійного зміцнення від ступеню деформації для зразків сталі 20X, випробуваних на стиснення в трьох напрямках: X (\blacktriangle), Y (\blacksquare), Z (\bullet)

Точка перетину кривих на рис. 9 згідно до умови Консидера відповідає локалізації деформації при розтязі. Залежності напруження і деформації в цій точці від величини попередньої деформації показані, відповідно, на рис. 11, а і б. Оскільки в термінах одновісного розтягу таке напруження відповідає істинному напруженню на границі міцності, а деформація – граничній рівномірній деформації у момент початку шийкоутворення, на рисунках додатково приведені залежності цих характеристик від попередньої деформації, отримані в умовах одновісного розтягу.

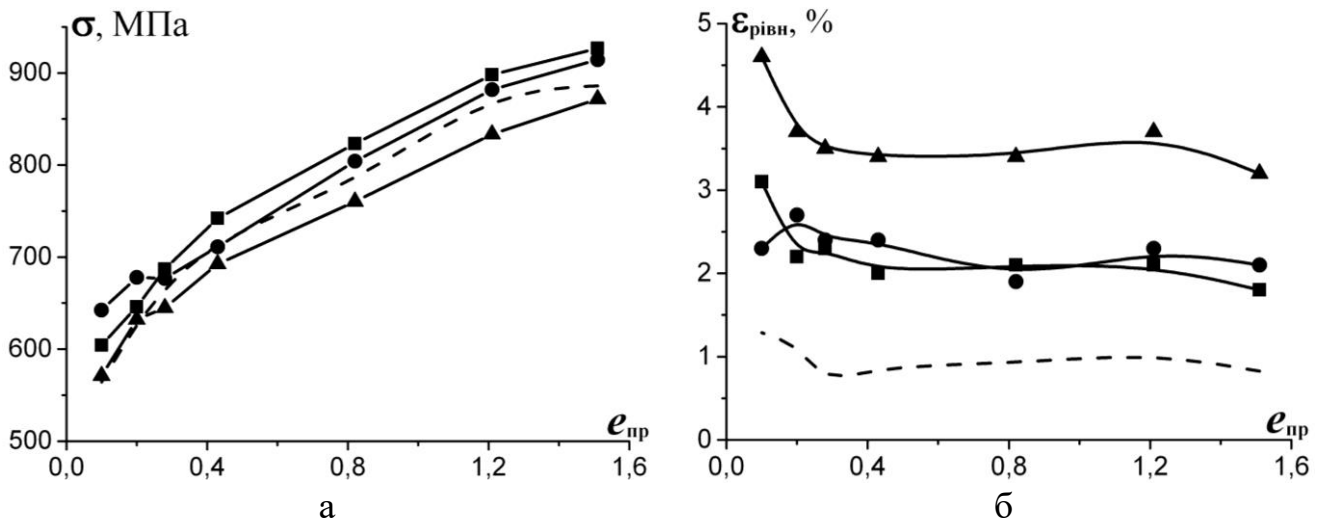


Рис. 11. Вплив попередньої деформації на значення напруження (а) і деформації (б) в точці перетину кривих $\sigma_{ist} - e$ та $d\sigma_{ist}/de - e$: напрямком стиснення \blacktriangle – X, \bullet – Z; \blacksquare – Y, ---- – розтяг

Результати показують практичний збіг значень напруження (рис. 11, *a*) при розтязі і стисненні, що свідчить про відсутність SD - ефекту (різниця напруження при розтязі і стисненні) при зміні знаку навантаження. Характер впливу попередньої деформації на деформацію локалізації, визначену з експериментів на одновісний розтяг і одновісне стиснення, практично ідентичний (рис. 11, *b*), проте абсолютні значення деформації відповідно до умови Консидера при стисненні значно вищі, ніж при розтязі. Для з'ясування причин виявленого ефекту проведено порівняння поведінки кривих зміцнення і їх похідних поблизу точки, де виконується умова Консидера.

Результати порівняння наведені на рис. 12 для матеріалу, продеформованого до ступеня деформації $e_{пр} = 1,28$. На початкових стадія деформації зразки, які випробувані у напрямі Z, найшвидше наближаються до точки локалізації, потім – зразки, які стиснуті у напрямі Y, і найповільніше – у напрямі X, а також зразки, піддані розтягу. Проте, при наближенні до точки локалізації швидкість зміни зміцнення різко зменшується, що може свідчити про зміну механізму деформації поблизу цієї точки. Зразок випробуваний на розтяг, демонструє особливу поведінку: біля точки локалізації не виникає уповільнення зміни похідної і вона першою перетинає криву навантаження. Означені відмінності поведінки кривих зміцнення виявлені на всіх зразках, що продеформовані до різного ступеня попередньої деформації. Це свідчить про загальний характер цього явища.

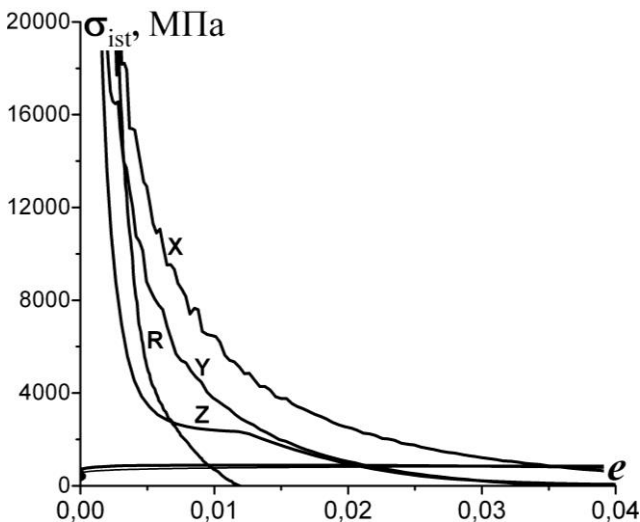


Рис. 12. Залежності $\sigma_{ist} - e$ і $d\sigma_{ist}/de - e$ зразків сталі 20X, заздалегідь продеформованих до $e_{пр} = 1,28$ і випробуваних на стиснення в напрямках Z, Y, X і на розтягування – R

В п'ятому розділі розглянуті закономірності формування кривих деформаційного зміцнення в матеріалах, отриманих методом інтенсивної пластичної деформації. На зразках титану, отриманих методом РККП, були досліджені криві зміцнення після випробування на одновісне стиснення та одновісний розтяг. Випробування на стиснення виконувалось на зразках, орієнтація яких прив'язана до площин прямокутного зразка після РККП, і на зразку, який стискався в напрямку, перпендикулярному площині легкого зсуву, при останньому пресуванні (Т). Результати наведені на рис.13, *a*.

Всі зразки демонструють дуже високий коефіцієнт лінійного зміцнення 700 – 800 МПа, який по абсолютному значенню близький до границі плинності матеріалу. Метод РККП дозволяє варіювати напрям деформації, що значно зменшує кристалографічну анізотропію.

Аналогічні дослідження були проведені на зразках, отриманих методом ГЕ. Характерні криві зміцнення при стисненні зразків, випробуваних в трьох взаємно перпендикулярних напрямках, наведені на рис. 13 б.

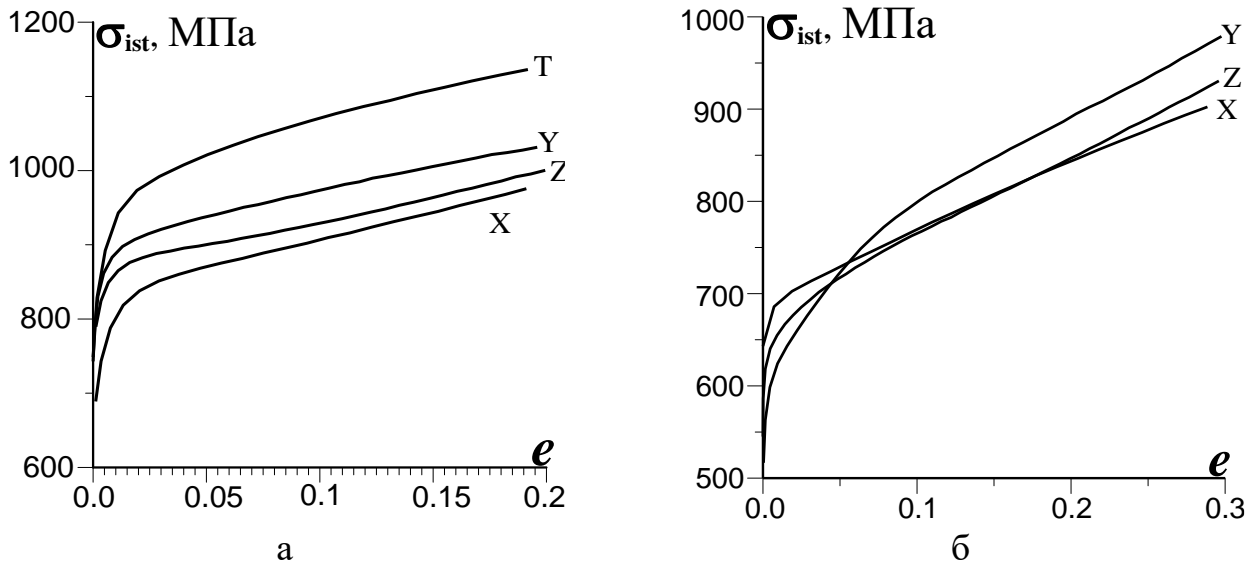


Рис. 13. Істинні криві зміцнення РККП титану (а) та титану продеформованого ГЕ (б), випробуваного на стиснення в різних площинах

Перебудова кривих ГЕ в координатах $d\sigma_{ist}/de$ - e дозволили отримати значення деформації локалізації в точці перетину кривих зміцнення і їх похідних (рис. 14).

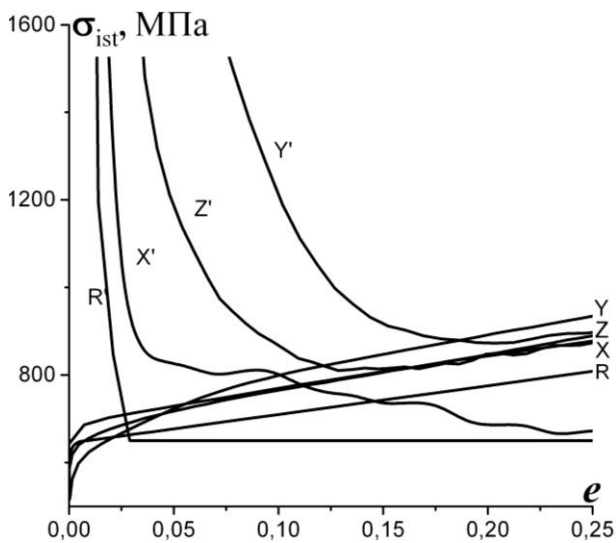


Рис. 14. Істинні криві зміцнення та їх похідні зразків титану, продеформованого ГЕ та випробуваного на стиснення в напрямках X, Y, Z і на розтяг – R

Встановлено, що в зразках, продеформованих методами ІПД умова локалізації виконується при великих ступенях деформації – для осі Z – при 13%, для Y – 18% і для X – при 11%. Це збігається з концепцією Р. Валієва про зменшення схильності до локалізації матеріалів, продеформованих методами ІПД в порівнянні з продеформованими за традиційними технологіями. Проте, результати випробувань на одновісний розтяг показали, що рівномірна деформація, хоча дещо перевищує деформацію після прокатки $\varepsilon_{рiвн} = 3\%$, але значно менша за величину, що прогнозується за результатами стиснення. Фізична причина відносно малої рівномірної деформації при розтязі пов'язується з наявністю в сильнодеформованих матеріалах перенапружених границь розподілу,

які є джерелами зародження тріщин і пор, що прискорюють процес локалізації. Цей висновок підтверджується результатами фрактографічного аналізу.

В наступному підрозділі п'ятого розділу проаналізована температурна залежність параметрів лінійного зміцнення титану, деформованого гвинтовою екструзією. Випробування на стиснення проводили в напрямку довгої вісі зразка ГЕ. Випробування на розтяг виконували на зразках ГЕ, довга вісь яких розташовувалась вздовж перпендикулярного напрямку Y (для забезпечення в обох експериментах однакового знаку деформації). Зважаючи на велике значення параметра S , коефіцієнт лінійного зміцнення при розтягу визначався за методикою розрахунку модуля пластичності.

Дані про температурну чутливість границі плинності та коефіцієнта лінійного зміцнення, що отримані за результатами обох експериментів, наведені в табл. 3. При всіх температурах значення границі плинності та коефіцієнти лінійного зміцнення співрозмірні. Зменшення границі плинності з температурою свідчить про термоактиваційну природу руху дислокацій. Практичний збіг значень границі плинності і коефіцієнта лінійного зміцнення θ_{VI} свідчить про подібний характер колективних процесів взаємодії між дислокаціями при всіх досліджених температурах.

Таблиця 3

Вплив температури на параметри зміцнення титану, деформованого гвинтовою екструзією, при стисненні і розтязі

Температура, °C	Стиснення		Розтяг	
	σ_{02} , МПа	θ_{VI} , МПа	σ_{02} , МПа	θ_{VI} , МПа
20	655	720	660	640
100	564	810	630	769
200	445	605	540	618
300	370	480	482	417
400	343	440	350	310
500	302	281	192	164

В роботі проаналізовані закономірності деформаційного зміцнення вальцьованого титану попередньо деформованого РККП. Брусок РККП-титану заввишки 14 мм розрізали на дві пластини 4,6 і 8,4 мм, які потім прокатили з кроком 0,2 мм за прохід до товщини 3 мм при кімнатній температурі. В доповненні до РККП ступінь деформації після прокатки для першого бруска складала $e = 0,5$, для другого $e = 1$. Зразки, що були прокатані, випробовували на стиснення в трьох взаємно перпендикулярних напрямках.

Істинні криві деформаційного зміцнення представлені на рис. 15, *a* і *б*. Спостерігаються дуже високі значення границі плинності і деформуєчого напруження зразків, стиснутих у напрямі Z . У першого зразка границя плинності 1000 МПа, у другого – 1200 МПа, а максимальна деформуєче напруження другого зразка – 1300 МПа. Ці значення близькі до рекордних для деформованого титану технічної чистоти. В напрямках X і Y ці значення помітно нижчі, проте теж знаходяться на високому рівні 1000 МПа.

Абсолютні значення швидкості зміцнення зразків, продеформованих по схемі «РККП + прокатка», добре узгоджуються зі значеннями, отриманими на зразках, продеформованих прокаткою до тих же ступенів деформації (рис. 8). Зокрема, після великих ступенів деформації прокаткою зразки, стиснуті у напрямі X , демонструють практично нульову швидкість зміцнення, а зразки, продеформовані в напрямі Y , зміцнюються із швидкістю 400 МПа. Отриманий результат свідчить, про те, що зразок наноструктурований методом РККП після прокатки демонструє такі самі закони зміцнення, як і зразок прокатаного рекристалізованого титану зі значно більшим розміром зерна.

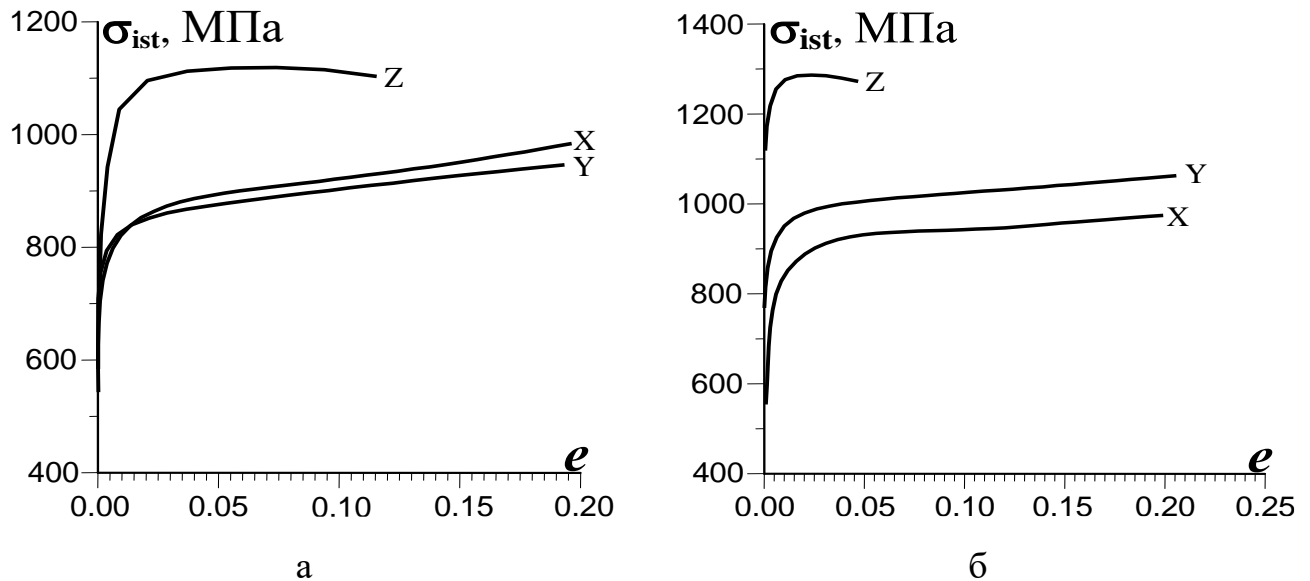


Рис. 15. Криві зміцнення на стиснення зразків титану, продеформованих по схемі РККП + 33% прокатка (а) та РККП + 50% прокатка (б)

ВИСНОВКИ

1. Розроблена методологія визначення параметрів зміцнення сильно деформованих матеріалів з використанням випробувань на стиснення. Запропоновано обраховувати криві зміцнення в координатах швидкість зміцнення – деформація або швидкість зміцнення – напруження, що значно спрощує визначення силових та деформаційних параметрів, які відповідають переходу від параболічного до лінійного зміцнення.

2. Для отримання єдиного характеру зміцнення ОЦК і ГЦУ металів нормування треба проводити не лише на відношення модулів, але ще на відношення границі плинності. Як для рекристалізованих, так і попередньо деформованих матеріалів, температурна залежність коефіцієнту лінійного зміцнення співпадає з температурною залежністю границі плинності. Цей результат вказує на те, що термоактиваційна природа зміцнення визначається термоактивацією руху дислокацій.

3. Дослідження структурної чутливості параметрів зміцнення ОЦК – металів показали, що:

- деформація, яка відповідає переходу від параболічного до лінійного зміцнення, різко зменшується зі зменшенням розміру зерна;

- деформуюче напруження в цій точці різко збільшується зі зменшенням розміру зерна. Структурна чутливість визначається не дислокаційними ефектами, а лише зростанням границі плинності;

- напруження деформаційного зміцнення, що розраховане з умови $\sigma_{dy} = \sigma - \sigma_{02}$, при цій критичній деформації практично не залежить від розміру зерна;

- структурна чутливість рівномірної деформації визначається чутливістю до розміру зерна кривої деформаційного зміцнення і її похідної по деформації. При певних співвідношеннях між цими параметрами рівномірна деформація може збільшуватися зі зменшенням розміру зерна;

- завдяки різкій структурній чутливості параметра C перехід від трансляційної моди до ротаційної відбувається до моменту шийкоутворення. Наслідком є можливість в наноматеріалах визначати коефіцієнти лінійного зміцнення безпосередньо з кривих зміцнення при розтязі.

4. Методом дислокаційної динаміки встановлено, що процес зародження дисклінаційних стінок різко прискорюється за наявності границі зерна. Зерна послідовно залучаються до ротаційного механізму деформації. Розвиток ротаційного механізму деформації в полікристалі відбувається по естафетному механізму, причому це відбувається тим раніше, чим ближче одна до одної розташовані границі, інакше кажучи, чим менше розмір зерна.

5. Вперше встановлено ефект деградації коефіцієнта лінійного зміцнення θ_{IV} при збільшенні попередньої деформації прокаткою. Ефект пов'язаний з переорієнтацією площин легкого ковзання в напрямку найбільш сприятливому до умов прокатки.

6. В матеріалах, продеформованих методами ПД, деградації зміцнення не відбувається. Ці матеріали мають високий коефіцієнт лінійного зміцнення, що помітно перевищує границю плинності, і згідно критерію Консидера робить їх придатними до реалізації великої рівномірної деформації в наноструктурному стані. Певною перешкодою до реалізації цього потенціалу може бути наявність перенапружених внутрішніх границь, які служать джерелами зароджень тріщин і пор на стадії формування шийки при одновісному розтязі.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Подрезов Ю.Н. Влияние параметров дислокационной структуры на скорость деформационного упрочнения железа и титана / Ю.Н. Подрезов, Е.М. Борисовская, Д.Г. Вербилло, В.И. Даниленко, Я.И. Евич, В.А. Писаренко, С.А. Фирстов // Наноструктурное материаловедение. – 2007. – № 1. – С. 52-65.

2. Подрезов Ю.Н. Структурная чувствительность параметров деформационного упрочнения сплавов системы Ti-Si-Al-Zr / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, А.В. Котко, С.А. Фирстов, Я.И. Евич, Н.Н. Кузьменко // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2007. – Вып. 14. – С. 33-39.

3. Подрезов Ю.Н. Анализ параметров упрочнения молибдена, испытанного при разных температурах / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, И.Д. Горная // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2008. – Вып. 15. – С. 43-50.

4. Подрезов Ю.Н. Механические свойства порошкового титана на разных стадиях его получения. III. Анализ процесса контактообразования в порошковом титане по результатам исследования физико-механических свойств при спекании / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, В.А. Назаренко, Я.И. Евич, А.В. Вдовиченко, О.С. Коряк // Порошковая металлургия. – 2009. – № 3/4. – С. 98-110.

5. Подрезов Ю.Н. Механические свойства порошкового титана на разных стадиях его получения. IV. Физико-механические свойства и закономерности контактообразования в порошковом титане, полученном горячим динамическим прессованием / Ю.Н. Подрезов, В.А. Назаренко, Я.И. Евич, А.В. Лаптев, А.И. Толочин, В.И. Даниленко, О.С. Коряк // Порошковая металлургия.– 2009. – № 5/6. – С. 60-68.

6. Подрезов Ю.Н. Твердость деформированного титана, полученного разными схемами деформации / Ю.Н. Подрезов, Н.Д. Рудык, В.И. Даниленко, Р.Ю. Кулагин, А.В. Решетов, Я.Е. Бейгельзимер // Физика и техника высоких давлений.– 2009. – Т. 19, № 4. – С. 101-110.

7. Подрезов Ю.Н. Анализ влияния повторной деформации на механическое поведение образцов титана, продеформированных методом винтовой экструзии / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2009. – Вып. 16. – С. 68-79.

8. Подрезов Ю.Н. Влияние размера зерна на параметры упрочнения / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, В.А. Писаренко // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2010. – Вып. 17. – С. 21-32.

9. Подрезов Ю.Н. Феноменология модуля пластичности сильнодеформированных материалов / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко // Физика и техника высоких давлений.– 2012. – Т. 22. – № 4. – С. 47-60.

10. Подрезов Ю.Н. Линейное упрочнение при больших деформациях / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2012. – Вып. 18. – С. 92-103.

11. Подрезов Ю.Н. Поверхностное упрочнение изделий сложной формы с использованием комплексных схем деформирования / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.Д. Рудык, С.А. Фирстов, С.Е. Шейкин, С.Ф. Студенец, Д.А. Сергач // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2013. – Вып. 19. – С. 7-14.

12. Подрезов Ю.Н. Структурная чувствительность равномерной деформации в области нанозерен / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.М. Марченко, С.А. Фирстов // Физика и техника высоких давлений.– 2015. – Т. 25, № 1-2. – С. 66-89.

13. Подрезов Ю.Н. Особенности упрочнения при формировании деформационной наноструктуры / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.И. Даниленко // Физика и техника высоких давлений.– 2015. – Т. 25, № 3-4. – С. 90-101.

14. Подрезов Ю.М. Вплив деформаційної субструктури на механічні властивості сталі 20Х / Ю.М. Подрезов, В.І. Даниленко, Н.М. Марченко, В.А. Назаренко, С. О. Фирстов // Электронная микроскопия и прочность материалов. – 2015. – Вып. 21. – С. 47-55.

15. Подрезов Ю.Н. О влиянии границ зерен на переход от трансляционного к ротационному механизму деформации / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, Н.М.

Марченко, Е.М. Борисовка // Физика и техника высоких давлений.– 2016. – Т. 26, № 1-2. – С. 28-37.

16. Подрезов Ю.Н. Получение высокопрочных титановых лент путем консолидации порошка с использованием технологии асимметричной прокатки / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко, К.А. Гогаев, В.С. Воропаев, Я.И. Евич // Физика и техника высоких давлений. – 2016. – Т. 26, № 3-4. – С. 5-19.

17. Danilenko V.I. Mechanical properties of titanium deformed by twist extrusion / V.I. Danilenko, Yu.M. Podrezov, L.V. Sukach // Міжнародна конференція "До високих технологій на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень", Київ, Україна, 2007. – С. 34.

18. Подрезов Ю.Н. Феноменология модуля пластичности деформированных материалов / Ю.Н. Подрезов, В.И. Даниленко // 12-я Международная конференция "Высокие давления-2012. Фундаментальные и прикладные аспекты", Судак, Крым, Украина, 2012. – С. 115.

19. Даниленко В.И. Особенности прокатки упроченных композитов на основе железа / В.И. Даниленко, А.К. Радченко, К.А. Гогаев, Л.А. Радченко, Н.Ф. Гадзыра, Ю.Н. Подрезов // Материалы Международной конференции "Порошковая металлургия: ее сегодня и завтра", Киев, Украина, 2012. – С. 108.

АНОТАЦІЯ

Даниленко В.І. Закономірності зміцнення ОЦК і ГЦУ металів на розвинених стадіях пластичної деформації. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.13 – «Фізика металів» (10 – Природничі науки). – Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ, 2018.

Робота присвячена вивченню впливу температури, схеми деформування та розміру зерна на закономірності зміцнення сильнодеформованих ОЦК і ГЦУ металів.

Розроблена методика визначення параметрів зміцнення сильнодеформованих матеріалів з використанням випробувань на стиснення. Проаналізована температурна залежність коефіцієнтів лінійного зміцнення. Показано, що температурна чутливість кривої зміцнення визначається термоактиваційними процесами, які відповідають за формування температурної чутливості границі плинності.

В широкому інтервалі деформацій та розмірів зерен досліджена структурна чутливість параметрів зміцнення ОЦК-металів. Визначена чутливість до розміру зерна деформації, що відповідає зміні механізму зміцнення. З використанням методу дислокаційної динаміки показано, що процес зародження дисклінаційних стінок різко прискорюється за наявності границі зерна.

Вперше встановлено ефект деградації коефіцієнта лінійного зміцнення при збільшенні попередньої деформації прокаткою. Ефект пов'язаний з переорієнтацією площин легкого ковзання в напрямку найбільш сприятливому до

умов прокатки. В матеріалах, продеформованих методами інтенсивної пластичної деформації, деградації зміцнення не відбувається. Ці матеріали мають високий коефіцієнт лінійного зміцнення, що помітно перевищує границю плинності, і згідно критерію Консидера придатні до реалізації великої рівномірної деформації в наноструктурному стані.

Ключові слова: зміцнення, пластичність, ступінь деформації, швидкість зміцнення, локалізація, структурна чутливість, розмір зерна, наноструктура.

АННОТАЦІЯ

Даниленко В.И. Закономерности упрочнения ОЦК и ГПУ металлов на развитых стадиях пластической деформации. – Квалификационная научная работа на правах рукописи.

Диссертация на получение научной степени кандидата физико-математических наук за специальностью 01.04.13 – «Физика металлов» (10 – Естественные науки). – Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины, Киев, 2018.

Работа посвящена изучению влияния температуры, схемы деформирования и размера зерна на закономерности упрочнения сильнодеформированных ОЦК и ГПУ металлов.

Разработана оригинальная методология определения параметров упрочнения сильнодеформированных материалов с использованием испытаний на сжатие. Проанализирована температурная зависимость коэффициентов линейного упрочнения. Показано, что температурная чувствительность кривой упрочнения определяется термоактивационными процессами, которые отвечают за формирование температурной чувствительности предела текучести.

В широком интервале деформаций и размеров зерен исследована структурная чувствительность параметров упрочнения ОЦК-металлов. Определена чувствительность к размеру зерна деформации, которая соответствует изменению механизма упрочнения. Исследования структурной чувствительности параметров упрочнения ОЦК-металлов показали, что деформация, которая отвечает переходу от параболического упрочнения к линейному, резко уменьшается с уменьшением размера зерна. Деформирующее напряжение в этой точке резко увеличивается с уменьшением размера зерна. Структурная чувствительность определяется не дислокационными эффектами, а лишь ростом предела текучести. Напряжение деформационного упрочнения, при критической деформации практически не зависит от размера зерна. Структурная чувствительность равномерной деформации определяется чувствительностью к размеру зерна кривой деформационного упрочнения и ее производной по деформации. При определенных соотношениях между этими параметрами равномерная деформация может увеличиваться с уменьшением размера зерна. При малых размерах зерна переход от трансляционной моды деформации к ротационной происходит до момента шейкообразования. Следствием является возможность в наноматериалах определять коэффициенты линейного упрочнения непосредственно из кривых упрочнения при растяжении.

С использованием метода дислокационной динамики показано, что процесс зарождения дисклинационных стенок резко ускоряется при наличии границы зерна. Развитие ротационного механизма деформации в поликристалле происходит по эстафетному механизму, причем это происходит тем раньше, чем ближе друг к другу расположены границы.

Впервые установлен эффект деградации коэффициента линейного упрочнения при увеличении предварительной деформации прокаткой. Эффект связан с переориентацией плоскостей легкого скольжения в направлении наиболее благоприятном к условиям прокатки. В материалах, продеформированных методами интенсивной пластичности деформации, деградации упрочнения не происходит. Эти материалы имеют высокий коэффициент линейного упрочнения, которое заметно превышает предел текучести, и согласно критерию Консидера они пригодны для реализации большой равномерной деформации в наноструктурном состоянии.

Ключевые слова: упрочнение, пластичность, степень деформации, скорость упрочнения, локализация, структурная чувствительность, размер зерна, наноструктура.

ABSTRACT

Danylenko V.I. Hardening peculiarities of bcc and hcp metals during developed stages of deformation. – Qualification scientific work as a manuscript.

Thesis for a scientific degree of candidate of physics and mathematics sciences in specialty 01.04.13 – «Physics of metals» (10 – Natural science). – I.M. Frantsevitch Institute for Problems of Material Science Of the National Academy of Science of Ukraine.

The work is dedicated to studying of effect of temperature, deformation scheme and grain size on hardening peculiarities of severe deformed bcc and hcp materials.

Original methodology for determination of hardening parameters for severe deformed materials has developed with a use of compressive tests. Temperature dependence of linear coefficients of hardening was analyzed. It is shown that temperature sensitivity of hardening curve is determined by thermoactivated processes that are responsible for yield stress temperature sensitivity.

Hardening parameters for bcc metals are investigated in a wide range of deformation levels and grain sizes. Dependence on grain size correspondent to a change of hardening mechanism is determined.

Effect of degradation of linear hardening coefficient under increase of preliminary deformation by rolling is determined in first time. This effect is related to reorientation of slip planes in direction the most favorable according to rolling conditions. In the severe deformed materials, the degradation of hardening does not occur. These materials have high coefficient of linear hardening, which is much higher than yield stress and, according to Consider criterion, leads to potential ability of these materials to store a big amount of deformation in nanostructured state.

Keywords: hardening, plasticity, stage of deformation, hardening rate, localization, structural sensitivity, grain size, nanostructure.