

ДОСЛІДЖЕННЯ НЕСТАБІЛЬНОСТІ ДИСЛОКАЦІЙНО-ДОМІШКОВОЇ СТРУКТУРИ, ЗУМОВЛЕНОЇ РІЗНИМИ ТИПАМИ СТРУКТУРНОЇ НЕСТАБІЛЬНОСТІ ҐРАТКИ

Представлені основні результати досліджень особливостей поведінки дислокаційно-домішкової структури у структурно- та фазово-нестабільних кристалах з різним типом хімічного зв'язку, проведених в лабораторії релаксаційних явищ кафедри фізики твердого тіла Чернівецького національного університету за останні роки. Показано, що характер поведінки дислокаційно-домішкової структури визначається її складом, ступенем нестабільності кристалу та інтенсивністю і характером зовнішньої дії. Метод низькочастотного внутрішнього тертя в комплексі з іншими структурночутливими методами (дослідження поведінки пружних модулів, коефіцієнтів термічного розширення, мікротвердості, X-променевого структурного аналізу) дозволяє не тільки дослідити еволюцію дислокаційно-домішкової структури кристалу в збудженому кристалі, але й змодельовати її поведінку і спрогнозувати деякі механічні властивості.

The results of the main investigations of the behavior of dislocation-impurity structure (DIS) in structural- and phase-instability crystals with different chemical bond, which was current during last years in relaxation laboratory of physic status solid department of Chernivtsy State University was presented in this work. It was shown, that character of the DIS behavior depends of it consisting, of the degree of crystals instability, of intensity and character of external influence. It was shown also, that internal friction method together (in complex) with other structural-sensitivity methods (the investigation of behavior of shear modulus, coefficients of thermal expansions, micro hardness, X-ray diffraction analysis at all) allow us to investigate of DIS evolution, model it behavior and prognosticate the some of mechanical crystal properties.

За останні роки в лабораторії релаксаційних явищ кафедри фізики твердого тіла ЧНУ були проведені численні дослідження поглинання пружної енергії та поведінки модулів пружності у кристалічних системах з різним типом хімічного зв'язку, які зазнали найрізноманітнішої зовнішньої дії (опромінення високоенергетичними частками, термічної і термомеханічної обробки, циклічної деформації, дії зовнішніх магнітних полів і агресивних середовищ тощо). У всіх цих дослідженнях успішно розв'язувались певні задачі, визначені планами науково-дослідницької роботи кафедри та лабораторії. Водночас, паралельно основним дослідженням, після кожної обробки зразків проводились кінетичні і температурнокінетичні дослідження їх пружних та непружних характеристик, які дозволяють вивчати особливості поведінки дефектної підсистеми матеріалу, дестабілізованої обробкою. Зацікавленість нестабільними системами з'явилась неспроста. По-перше, відомо, що вивчення переходу неупорядкованого хаотичного руху елемен-

тів нерівноважних систем у впорядкований під дією зовнішнього збудження (процеси самоорганізації) є на сьогодні важливою теоретичною і прикладною задачею [1]. У результаті самоорганізації нерівноважні структури можуть набувати неординарних властивостей, наприклад, поява квантових ям в гетероепітаксійних системах, коміркові та блочні структури у надпластичних матеріалах тощо [2]. По-друге, добре відомо, що нерівноважні системи надзвичайно лабільні і чутливі до будь-якої зовнішньої дії, вид і характер якої визначають як шляхи еволюції системи в цілому, так і її кінцеві властивості, які, як показує практика, доволі часто стають основою новітніх технологій, наприклад, гігантський магніторезистивний ефект та його прикладні аспекти [3].

Ми поставили перед собою задачу дослідити пружні та непружні характеристики структурно-нестабільних кристалів з різним типом хімічного зв'язку, які зазнали різноманітної зовнішньої дії, з метою визначення механізмів еволюції їх

дефектної підсистеми, зокрема дислокаційно-домішкової структури (ДДС), в умовах нестабільності ґратки і створення фізичних моделей цих процесів для прогнозування зміни механічних властивостей кристалів, які виникають в результаті зовнішнього впливу.

Для досягнення поставленої мети досліджували температурно-кінетичні залежності низькочастотного внутрішнього тертя (ВТ) та ефективного (динамічного) модуля зсуву G_{eff} в структурно і фазово нестабільних матеріалах, які були піддані дії нетривалої (до 1000 циклів) циклічної деформації (НЦД), термоциклічної обробки в околі температур фазового перетворення (ТМО1), термоциклічної обробки в околі температури конденсації атмосфери Коттрелла (ТМО2), дії постійних слабких магнітних полів (СМП), відпалів при різних температурах, тривалого природного старіння тощо. Зовнішня дія на дестабілізований матеріал була як однотипною, так і комбінованою.

Об'єктом дослідження вибрали магністермічний берилієвий конденсат до та після опромінення високо енергетичними частками, після термоциклоування в інтервалі 20–400°C, який охоплює низку термопружних фазових перетворень у берилії; розбавлені тверді розчини міді в алюмінії після ТМО2 в околі температур конденсації атмосфери Коттрелла, а також пересичений твердий розчин кисню у монокристалічному кремнію до і після низькотемпературних (до 400°C) відпалів і тривалого природного старіння.

Температурно-кінетичні дослідження ВТ і G_{eff} проводили на напівавтоматичному низькочастотному релаксаторі типу зворотний крутильний маятник у синхронному режимі у вакуумі $\sim 10^{-3}$ Па. Нагрівання і охолодження при вимірюванні пружних та непружних характеристик проводили із швидкостями $\sim 2-4$ град/хв. Досліджували амплітудні і часові залежності ВТ і G_{eff} при різних температурах. Температуру при цьому підтримували з точністю не гірше $\pm 2^\circ$ впродовж усього часу вимірювання. Відносні похибки при визначенні ВТ і G_{eff} не перевищували 2 і 0,1%, відповідно.

Експериментальні результати

1. Матеріали, які зазнали дії НЦД

Перш ніж представити результати дослідження впливу НЦД на ДДС в нестабільних матеріалах відмітимо, що процеси, які нагадують самоорганізацію, спостерігали в нашій лабораторії

вже давно при вивченні осцилюючих змін ВТ з часом у деяких системах. Перше повідомлення про експериментальне виявлення осциляцій на часових залежностях внутрішнього тертя (ЧЗВТ) появилось ще у 1982 році [4]. Доцент Стронґін Б.Г. і аспірант Яковишин П.А. повідомляли, що у загартованих на вакансіях сплавах алюмінію із сріблом після "накачки" на кривих ЧЗВТ спостерігаються осциляції поглинання пружної енергії. Під "накачкою" розуміли циклічну деформацію при постійній амплітуді відносної деформації $\gamma_{нак}$ впродовж деякого часу $t_{нак}$. У відпалених зразках створити осциляції не вдавалось ні при яких значеннях $\gamma_{нак}$. Цей експериментальний факт, як нам вдалось, свідчив про важливу роль нестабільності дефектної структури у періодичній зміні ВТ з часом вимірювання. Природа та механізми цього явища залишались тоді невиявленими.

Тому ми провели дослідження впливу ступеню і характеру структурної нестабільності системи на особливості прояву осциляцій на ЧЗВТ у матеріалах з різним типом структурної нестабільності. Об'єктами досліджень були магністермічний берилієвий конденсат і розбавлені тверді розчини міді в алюмінії (Al – 0,01% Cu; Al – 0,001% Cu). Дестабілізацію дефектної підсистеми проводили в різний спосіб. Так в берилії нестабільність дефектної структури створювали опроміненнями високо енергетичними (~ 18 MeV) електронами, а також спеціальними термообробками в околі температур перетворення, яке за багатьма ознаками можна класифікувати як термопружне мартенситне перетворення, а в алюмінії – шляхом термоциклоування в околі температури конденсації атмосфери Коттрелла T_K [5]. Осциляції на кривих ЧЗВТ формували за допомогою тих же "накачок". Після НЦД при $\gamma_{нак}$ амплітуду деформації зменшували до $\sim 2 \cdot 10^{-5}$, і досліджували зміну ВТ і G_{eff} з часом. При "накачці" амплітуду деформації утримували з точністю до $\pm 10^{-5}$, а при вимірюванні часових залежностей – $\pm 2 \cdot 10^{-6}$.

У результаті проведених досліджень вдалось виявити, що:

- осциляції на ЧЗВТ з'являлися лише в зразках, дефектні підсистеми яких виведені із стану рівноваги будь-яким із зазначених вище способів. При цьому $\gamma_{нак}$ і $t_{нак}$ були різними для кожного типу матеріалу і способу збудження дефектної підсистеми (див., наприклад, рис. 1);

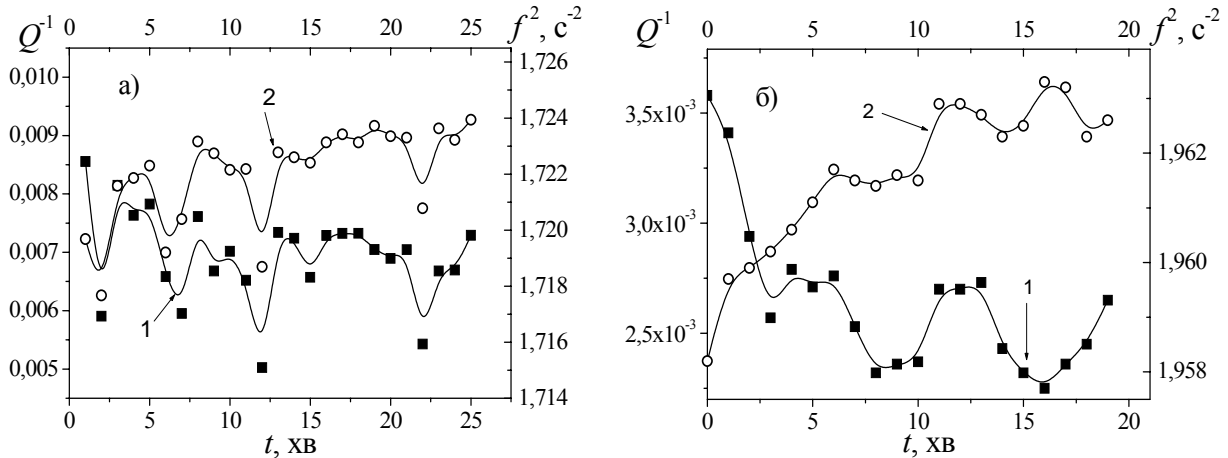


Рис. 1а. Часові залежності ВТ (1) і G_{eff} (2) в сплавi Al-0,001%Cu після випаровування атмосфери Коттрелла при 150°C (2 години), охолодження до 20°C і НДЦ при цій температурі впродовж 3 хв з амплітудою $\gamma_{нак}=6,4 \cdot 10^{-5}$
 Рис. 1б. Часові залежності ВТ (1) і G_{eff} (2) в МТБК Be (99,95% Be) при 260°C після термоцикування в області фазових перетворень і НДЦ впродовж 5 хв при $\gamma_{нак}=10^{-4}$

- зменшення ступеню нестабільності системи в процесі старіння чи відпалів приводили до зменшення амплітуди і зміни періоду спостережуваних осциляцій;

- у стабілізованих системах осциляції не вважалися ні при яких значеннях $\gamma_{нак}$ і $t_{нак}$.

Кожен "рівень стабілізації структури" зразків характеризувався своїм оптимальним значеннями $\gamma_{нак}$ і $t_{нак}$, при яких спостерігали осциляції. Відхилення амплітуди "накачки" від оптимального значення в різних системах приводило до зникнення осциляцій, але цей процес протікав по-різному. У деяких матеріалах відхилення від оптимальних значень $\gamma_{нак}$ і $t_{нак}$ приводило спочатку до появи асиметричних максимумів поглинання, а потім, при збільшенні відхилення, до повного зникнення осциляцій, а в інших – спочатку до зменшення періоду осциляцій, а потім до їх повного зникнення [5]. Все це дозволило припустити, що крім нестабільності дефектної структури в цілому для виникнення осциляцій необхідні, очевидно, й деякі інші передумови, зокрема, оптимальна концентрація точкових дефектів в околі дислокації. Для перевірки цього припущення проведені додаткові дослідження на розбавлених сплавах міді в алюмінії з різною концентрацією міді. Як об'єкт досліджень вибрали сплави, виготовлені з високо чистого алюмінію марки АВ000 (99,999 % Al) і високо чистої безкисневої міді (99,99 % Cu). Дестабілізацію ДДС в алюмінієвих сплавах проводили шляхом термомеханічних обробок ТМО2 в околі температури утворення насиченої дислокаційної атмосфери Коттрелла.

Аналіз отриманих результатів показав, що осциляції на ЧЗВТ чітко пов'язані із станом дислокаційної атмосфери і проявляються лише, коли поблизу дислокацій знаходиться певна, оптимальна кількість домішок [5].

Все вище зазначене дозволило припустити, що аномальну поведінку ВТ і G_{eff} в часі можна пояснити з позицій колективного характеру взаємодії дислокацій з домішками у матеріалах, які знаходяться у нерівноважному стані. Очевидно, що дефектна структура в дестабілізованому матеріалі під дією НДЦ при певних умовах втрачала просторову стійкість і в ній виникали колективні процеси [6]. Колективний характер взаємодії дислокацій з домішками, відповідно до праці В.В. Малашенко [16], може проявитися у різкому збільшенні опору середовища рухові дислокацій, якщо їх швидкість наростаючи перевищить деяку критичну величину. При цьому дислокації зможуть здійснювати лише поперечні коливні рухи у площині основного ковзання, якщо концентрація домішок навколо дислокацій буде оптимальною. Можна припустити, що саме перекачка кінетичної енергії поступального руху дислокацій (в напрямку прикладеної зовнішньої напруги) в коливну енергію їх поперечного руху при колективній взаємодії дислокацій з атмосферою домішок є причиною осцилюючої поведінки модуля зсуву та внутрішнього тертя. Все це дозволяє віднести осциляції на кривих ЧЗВТ до синергетичних явищ, і вважати їх свого роду індикаторами структурної нестабільності системи в цілому і наявності процесів самоорганізації в ДДС зокрема.

2. Матеріали, які зазнали дії ТМО1

Для дослідження ДДС матеріалів, які зазнали дії ТМО1, використовували методику температурно-кінетичних зрізів (ТКЗ) внутрішнього тертя і G_{eff} . Суть методики полягає в тому, що після ТМО1 досліджувані матеріали поетапно нагрівали до певних температур, витримували при цих температурах певний час (від кількох десятків хвилин до 1,5 години), фіксуючи зміну ВТ і G_{eff} в часі. Потім температуру змінювали, стабілізували і знову проводили дослідження. Отримані ТКЗ аналізували з позиції кінетичних теорій фазових перетворень у твердих тілах (Авраамі, Хема, Коттрелла-Білбі, Курдюмова) [7, 8].

Об'єктом дослідження вибрали пересичений твердий розчин кисню в монокристалічному $Cz-Si$ і той же МТК берилій. Зразки кремнію досліджували одразу після механічної обробки поверхні (при виготовленні зразків), після серії низькотемпературних (нижче $400^{\circ}C$) відпалів, та після тривалого, протягом року, природного старіння, а зразки Ве – одразу після ТМО1 в інтервалі $20-400^{\circ}C$ та після тривалого природного старіння при кімнатній температурі.

В обох матеріалах, не дивлячись на різні типи хімічного зв'язку (ковалентний і металевий), та різну природу фазових перетворень (розпад пересиченого твердого розчину і поліморфне перетворення без зміни хімічного складу, відповідно) ТМО1 приводило до виникнення суттєвого температурного гістерезису ВТ і G_{eff} , який за певних обробок міг зазнавати інверсії, і природа якого залишалася не визначеною [9,10].

Для дослідження еволюції ДДС у цих кристалах проводили ТКЗ на частоті $\sim 1-2$ Гц з середніми швидкостями $\sim 3-4$ град/хв (при нагріванні та охолодженні) в інтервалі $20-420^{\circ}C$ протягом $0,5-1,5$ години.

Кінетичні залежності ВТ і G_{eff} (рис.2а), виміряні при різних температурах, аналізували в рамках моделей Авраамі, Хема, Коттрелла-Білбі та Курдюмова, перебудовуючи їх у відповідні координати і визначаючи показники степенів n та nq (рис.2б).

Аналіз отриманих значень для МТВК зразків показав, що лише модель Курдюмова дає для них фізично прийнятні результати. Показник nq в експоненті Курдюмова [7]:

$$1 - V/V_0 = 1 - p^* = \exp(-nq\tau)$$

(n – число зародків мартенситу, утворених в оди-

ниці об'єму зразка за одиницю часу, q – середній об'єм мартенситного кристалу, який утворився за час τ , V – об'єм кристалу, що зазнав мартенситного перетворення) змінювався при збільшенні температури від 100 до $410^{\circ}C$ в інтервалі від $5,3 \cdot 10^{-7}$ до $1,4 \cdot 10^{-5}$. Для того, щоб встановити наскільки фізичним можуть бути такі значення ми припустили, що центрами зародження нової фази в Ве є дислокації. Таке припущення має високу вірогідність, оскільки термопружний мартенсит, відповідно до сучасних уявлень, зароджується за допомогою дислокацій перетворення. Для оцінки густини дислокацій в досліджуваних кристалах були виміряні амплітудні залежності ВТ при різних температурах. Отримані залежності перебудували в координати Кьоллера-Гранато-Люкке і за відомою методикою визначили густину дислокацій [11]. Наприклад, при $260^{\circ}C$ вона дорівнювала $0,4 \cdot 10^8 \text{ м}^{-2}$.

Якщо припустити, що число місць зародження нової фази визначається кількістю дислокацій зародження, то середній об'єм мартенситної фази буде порядку $13,25 \cdot 10^{-15} \text{ м}^3 - 3,5 \cdot 10^{-13} \text{ м}^3$, що відповідає лінійним розмірам кристаликів мартенситу від $2,5$ до 70 мкм. Такі значення видаються нам цілком фізичними, оскільки розміри кристаликів досліджуваного Ве конденсату за даними металографічного аналізу склали $30-70$ мкм.

Отже, досліджуючи характер зміни ВТ і G_{eff} з часом, нам вдалось підтвердити раніше зроблені припущення [12], що в берилієвому конденсаті в інтервалі $20-400^{\circ}C$ протікають термопружні мартенситні перетворення.

Перш ніж приступити до розгляду результатів температурно-кінетичного дослідження пружних та непружних властивостей $Cz-Si$ нагадаємо, що фактор стабільності в часі дефектної структури стає особливо важливим, коли мова йде про кремній, вирощений методом Чохральського з генетично притаманною йому великою кількістю кисню, стан якого (O_j , SiO_2 , SiO_x) суттєво залежить від температури, концентрації інших дефектів та низки технологічних факторів. Проблема ця не нова, але ще далека від свого розв'язання, особливо в області низьких з технологічної точки зору температур, близьких до $T_{кім.}$. Тому ми вирішили в комплексі вивчати вплив тривалого природного старіння на стан дефектної структури в $Cz-Si$. Як допоміжний метод дослідження вибрали методи X-хвильової дифрактометрії і мікротвердості.

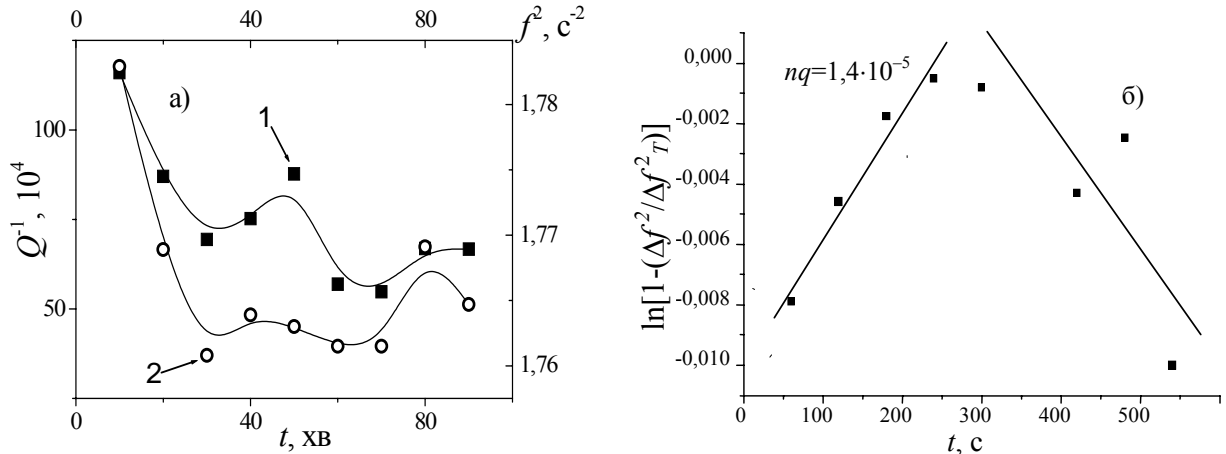


Рис. 2. Кінетичні залежності ВТ (1) та f^2 (2) при 250°C (а) та кінетичні залежності f^2 при 250°C в координатах Курдюмова (б) для МТБК берилію, дестабілізованого ТМО1

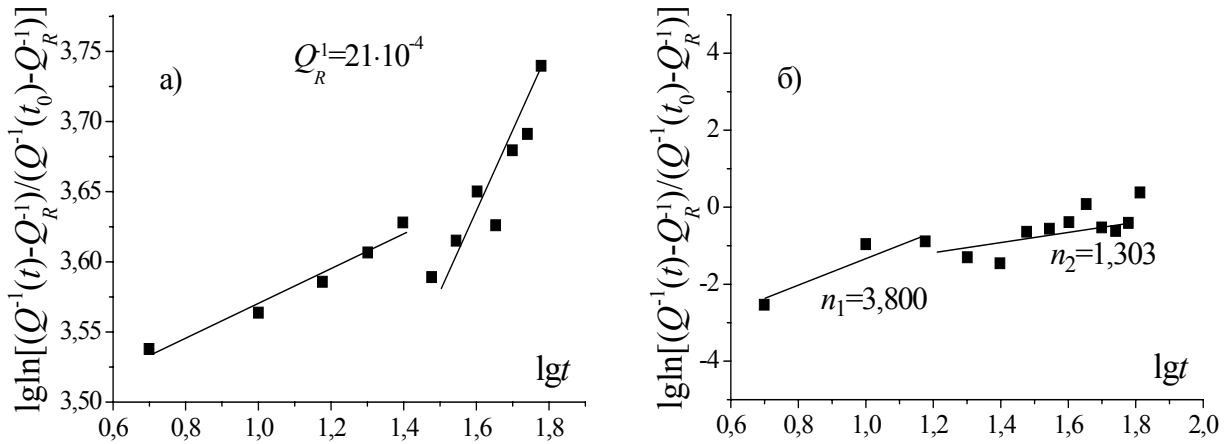


Рис. 3. Залежності $Q^{-1}(t)$ Cz-Si, виміряних при 270°C (а) і 400°C (б), в координатах Хема

Досліджували монокристал Cz-Si, вирощений у напрямку $\langle 111 \rangle$, з якого нарізані зразки у формі паралелепіпедів $1,5 \times 1,580 \text{ мм}^3$ в напрямку, перпендикулярному до напрямку росту. Паралельно до вимірів ВТ і G_{eff} на зразках-свідках, отриманих після тривалого природного та короткочасного штучного старіння в інтервалі 20–400°C, вивчали мікротвердість H_{μ} , а також аналізували криві дифракційного відбивання (КДВ) і повної інтегральної відбивної здатності (ПВЗ).

Дослідження, проведені на кристалах Cz-Si, витриманих при кімнатній температурі протягом року, показали, що старіння приводить до значного зменшення зворотного температурного гістерезису модулів пружності, а короткочасне старіння при температурах порядку 200°C – до інверсії температурних залежностей G_{eff} . Припустивши, що інверсія модуля – це результат розпаду пересиченого твердого розчину (ПТР) кисню в кремнію, ми провели дослідження кінетики росту кисневих преципітатів при різних температурах, застосовуючи методу ТКЗ. Отримані

при різних температурах кінетичні залежності потім перебудовували в координати Хема (рис. 3). Разом з тим показник степеню кінетики росту n , визначений з кінетичних залежностей ВТ, виміряних і перебудованих в координатах Авраама при 270°C, вказував на утворення плоских виділень і на першій стадії, і на другій. Ми припустили, що на першій стадії виділення можуть мати вид плівок (оскільки $n < 0,5$), а на другій – у вид дисків ($0,5 < n < 1$). При підвищенні температури відпалу до 400°C форма виділень наближалась до сферичних. Однак накладання знакозмінної зовнішньої механічної напруги, як показали дослідження, на початкових стадіях старіння може приводити до переходу сферичних виділень у дископодібні і навпаки, що може стати причиною додаткового релаксаційного процесу, який обов'язково проявиться в поведінці як кривих температурної залежності ВТ, так і G_{eff} у вигляді додаткового приросту цих величин.

Ми також припустили, що приріст G_{eff} при дослідженні кінетичних залежностей G_{eff} , зумовлений напруженнями, які виникають в результа-

ті виділення кисню і, що величина цих напружень пропорційна до кількості речовини, яка виділилась. Виходячи з таких міркувань, на основі кінетичних рівнянь Авраамі [8], із кінетичних залежностей $G_{eff}(t)$ об'єму фази, яка виділилась, зроблені оцінки коефіцієнтів дифузії і енергії активації дифузії.

Отримані результати використали при подальшому моделюванні КДВ і ППВЗ X-променів кристалами Cz-Si. Найкращого збігання між експериментальними і розрахованими кривими ППВЗ отримали для моделі, яка враховує наявність в кристалах старіючого кремнію трьох типів домінуючих дефектів: дископодібних кластерів, дрібних сферичних кластерів і дислокаційних петель. У рамках цієї моделі визначили концентрацію і розміри домінуючих дефектів [13, 14].

Отже, розпад пересиченого твердого розчину кисню в кремнію розпочинається вже при кімнатній температурі в процесі тривалого ($\sim 10^4$ годин) старіння і приводить до створення дископодібних преципітатів, що підтверджується як даними НЧВТ і G_{eff} , так і моделюванням ППВЗ. Підвищення температури старіння до 400°C сприяє появі крім дископодібних, ще й сферичних кисневих преципітатів і дислокаційних петель, які суттєво змінюють пружні властивості зістареного матеріалу і можуть приводити до інверсії температурних залежностей модуля зсуву в процесі старіння. Поведінку G_{eff} з температурою можна спрогнозувати у рамках моделі дворівневих енергетичних станів [15], адаптованої для опису розпаду пересиченого твердого розчину кисню в кремнію. Однак для підтвердження достовірності такого припущення потрібні подальші дослідження.

Висновок

Вивчення температурно-кінетичних зрізів ВТ і G_{eff} в кремнію, отриманих при різних температурах, дозволили не тільки встановити природу структурних змін в цьому матеріалі в процесі тривалого природного старіння, але й виявити форму виділень нової фази, яка утворюється при низькотемпературних ($200-400^\circ\text{C}$) відпалах. і в такий спосіб підтвердити високу ефективність методики ТКЗ при розв'язанні матеріалознавчих задач у нерівноважних кристалах.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // УФН. – 1999. – 169, №9. – С. 979-1010.
2. Алферов Ж.И. Двойные гетероструктуры: концепция и применения в физике, электронике и технологии // УФН. – 2002. – 172, №9. – С.1068-1111.
3. Огнев А., Самардак А. Что такое спинтроника? Эпоха гигантских эффектов // Компьютера. – 2006. – №10. – С.16.
4. Стронгин Б.Г., Яковичин П.А. Новый эффект проявления временной зависимости внутреннего трения // Физика и химия обработки материалов. – 1982. – 4. – С.123-124.
5. Олейнич-Лысюк А.В. Влияние степени нестабильности системы на осциллирующий характер временных зависимостей внутреннего трения // ФТТ. – 2002. – 44, №6. – С.1053-1056.
6. Олейнич-Лысюк А.В., Процюк А.П. О возможной природе осцилляций на временных зависимостях ВТ и эффективного модуля сдвига в сплавах Al-Cu // ФТТ. – 2007. – 49, №2. – С.247-251.
7. Уманский Я.С., Финкельштейн Б.Н., Блантер М.Е., Кишкин С.Т., Фастов Н.С., Горелик С.С. Физические основы металловедения // М.: Металлургиздат, 1955. – С.515-542.
8. Физическое металловедение / Под ред. Р. Кана. Выпуск 2. – М.: Мир, 1968.
9. Гуцуляк Б.И., Олейнич-Лысюк А.В., Фодчук И.М. О природе температурного гистерезиса эффективного модуля сдвига в монокристаллическом кремнии // ФТП. – 2005. – 39, №7. – С.769-771.
10. Oleinich A.V., Raransky N.D., Strongin B.G. Behavior of effective shear modulus and internal friction during transition to the inverse state in Beryllium // Met. Phys. Adv. Tech. – 1997. – 16. – P.441-448.
11. Кристал М.А., Головин С.А. Внутреннее трение и структура металлов. – М.: Металлургия, 1976.
12. Олейнич-Лысюк А.В. До питання про природу інверсного стану в полікристалічному берилії // Металлофізика і новітні технології. – 2001. – 23, №10. – С.1385-1391.
13. Олейнич-Лысюк А.В., Бешлей Н.П., Фодчук И.М. О влиянии реальной поверхности монокристаллического Si на низкочастотное внутреннее трение и поведение эффективного модуля сдвига // ФТП. – 2003. – 37, №11. – С.1337-1340.
14. Dovganyuk V.V., Fodchuk I.M., Gimchinsky O.G., Oleinich-Lysyuk A.V., Nizkova A.I. Determination of dominant type of defects in Cz-Si single crystals after irradiation with high-energy electrons by a change in X-ray reflectivity // Semiconductor physics, quantum electronics and optoelectronics. – 2006. – 9, No.2. – P.95-103.
15. Кобелев Н.П., Колыванов Е.Л., Хоник В.А. Температурная зависимость низкочастотного внутреннего трения и модуля сдвига в объемном аморфном сплаве // ФТТ. – 2003. – 45, №12. – С.2124.
16. Малащенко В.В. Коллективное взаимодействие точечных дефектов с движущейся винтовой дислокацией // ФТТ. – 1997. – 39, №3. – С.493.