

ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИЗЛУЧЕНИЯ И ЧАСТИЦ С КОНДЕНСИРОВАННЫМ ВЕЩЕСТВОМ

PACS numbers: 61.05.cc, 61.05.cp, 61.72.Dd, 61.72.Nn, 61.72.Qq, 68.55.Ln

Динамічна дифрактометрія дефектів і деформацій в кристалах гранату $Gd_3Ga_5O_{12}$ після імплантації йонами F^+

О. С. Скакунова, В. М. Пилипів*, Т. П. Владімірова,
С. Й. Оліховський, В. Б. Молодкін, Б. К. Остафійчук*,
Є. М. Кисловський, О. В. Решетник, С. В. Лізунова

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,
бульв. Акад Вернадського, 36,
03680, МСП, Київ-142, Україна
*Прикарпатський університет ім. Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57,
77000 Івано-Франківськ, Україна*

Методом високорозрізняльної Рентгенової дифрактометрії виміряно криві дифракційного відбивання (КДВ) від монокристалів гадоліній-галійового гранату $Gd_3Ga_5O_{12}$, яких було імплантовано різними дозами йонів F^+ з енергією 90 кеВ. Аналіз цих КДВ проведено на основі теоретичної моделі динамічної дифракції Рентгенових променів у кристалах з неоднорідним розподілом дефектів. В результаті встановлено параметри профілю деформації та характеристики структурних дефектів у імплантованому шарі й основному об'ємі досліджуваних зразків.

Методом высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии измерены кривые дифракционного отражения (КДО) от монокристаллов гадолиний-галлиевого граната $Gd_3Ga_5O_{12}$, которые были имплантированы разными дозами ионов F^+ с энергией 90 кеВ. Анализ измеренных КДО проведен на основе теоретической модели динамической дифракции рентгеновских лучей в кристаллах с неоднородным распределением дефектов. В результате найдены параметры профиля деформации и характеристики структурных дефектов в имплантированном слое и основном объеме исследованных образцов.

By the method of high-resolution X-ray diffractometry, the rocking curves (RCs) are measured from the gadolinium gallium garnet single crystals $Gd_3Ga_5O_{12}$, which were implanted with different doses of the 90 keV F^+ ions. Analysis of the measured RCs is carried out by using the theoretical model of dynamical X-ray diffraction in crystals with inhomogeneous distribution of defects. Consequently, the parameters of strain profile and characteristics of

structural defects in implanted layer and crystal bulk of the investigated samples are determined.

Ключові слова: точкові дефекти, мікроефекти, профіль деформації, динамічна теорія дифракції, дифузне розсіяння, йонна імплантація, гадоліній-галійовий гранат.

(Отримано 18 листопада 2013 р.)

1. ВСТУП

Синтетичні монокристали гранатів, зокрема, гадоліній-галійового гранату (ГГГ) $Gd_3Ga_5O_{12}$, є актуальними об'єктами фундаментальних досліджень у фізиці твердого тіла і мають широке застосування у різних областях техніки завдяки їх унікальним фізичним властивостям [1–14]. Одним із важливих факторів, які сприяють підвищеному інтересу до гранатів, є можливість суттєво змінювати їх фізичні, в тому числі магнітні, оптичні і магнето-оптичні, властивості за рахунок можливості практично довільного варіювання хімічного складу при вирощуванні [1–4, 11]. Іншим методом цілеспрямованої модифікації як поверхневих шарів, так і об'ємів монокристалів і плівок гранатів є йонна імплантація [15–20]. Застосування методу йонної імплантації дозволяє, зокрема, керувати профілем розподілу імплантованих йонів за глибиною шару і спричиненою ними деформацією, що в свою чергу дозволяє змінювати фізичні та, відповідно, функціональні властивості цих шарів.

З іншого боку, процеси утворення первинних і вторинних дефектів після йонної імплантації гранатів, які в загальному випадку є багатокомпонентним твердим розчином, що складається з атомів різних сортів, потребують більш глибокого вивчення [6, 16, 19, 21–26]. Крім того, кристали гранатів містять також різні домішки і власні точкові дефекти (вакансії, міжвузлові атоми, антиструктурні дефекти), а також різного роду мікроефекти (частинки нової фази, дислокаційні петлі і т.д.) [1, 15, 27–38], що можуть взаємодіяти з радіаційними дефектами і теж впливати на зміну фізичних властивостей гранатів.

Для кількісного визначення характеристик структурних дефектів та параметрів структурних деформацій в модифікованих поверхневих шарах кристалів найбільш широко використовують неруйнівні Рентгенові дифракційні методи діагностики. Більшість з них при дослідженні гранатів ґрунтується на вимірюванні кривих дифракційного відбиття (КДВ) кристалів у Бреґгівій геометрії дифракції [15, 18, 20, 22, 26, 29, 39–42]. Ефективність застосування таких методів значною мірою визначається наявністю аналітичних виразів, які дають адекватний опис вимірюваних КДВ від кристалічних структур з неоднорідною деформацією та дефектами.

Мета даної роботи полягає в апробації теоретичної моделі динамічної дифракції Рентгенових променів у монокристалі ГГГ $Gd_3Ga_5O_{12}$ з випадково розподіленими дефектами та зі складною неоднорідною деформацією, яка спричинена йонною імплантацією [42]. Крім того, додатковою метою є встановлення залежностей параметрів профілю деформації та характеристик структурних дефектів в імплантованому шарі від дози імплантації.

2. ЕКСПЕРИМЕНТ

Досліджувані зразки монокристалів ГГГ $Gd_3Ga_5O_{12}$ з товщиною приблизно 500 мкм були вирізані по площині (111) зі зливка, вирощеного за методом Чохральського з віссю росту [111]. Післяростова обробка включала механічну шліфовку, механічну, хіміко-механічну та хімічну поліровку; поверхня відповідала 14 класу чистоти. Зразки було імплантовано йонами F^+ з енергією 90 кеВ за таких умов, які забезпечували відсутність каналювання йонів. Дози опромінення зразків складала $D = 8 \cdot 10^{12}, 10^{13}, 2 \cdot 10^{13}, 4 \cdot 10^{13}, 6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$.

Вимірювання КДВ досліджуваних зразків були проведені для відбиттів (444) і (888) в умовах симетричної геометрії дифракції за Бреггом (див. рис. 1) з використанням високорозрізняльного Рентгенового двокристалного дифрактометра (ДКД) з широко відкритим вікном детектора. Використовувалось характеристичне випромінювання $CuK_{\alpha 1}$ Рентгенової трубки типу БСВ-29, яка мала потужність 0,625 кВт (25 кВ \times 25 мА). Досліджувані зразки знаходилися в паралельному (бездисперсійному) розташуванні відносно останнього відбиття монохроматора, який складався з двох плоских кристалів Ge у антипаралельному (дисперсійному) розташуванні з симетричним відбиттям (333) на кожному з них.

3. АНАЛІЗ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

Аналіз виміряних КДВ ґрунтувався на теоретичній моделі динамічної дифракції Рентгенових променів у монокристалах з випадково розподіленими дефектами та складною неоднорідною деформацією, яка спричинена йонною імплантацією [42]. Імплантовані кристали було представлено у вигляді багатошарової системи, в кожному шарі якої деформація мала усереднену постійну і флуктуаційну складові.

При обробці експериментальних КДВ досліджуваних зразків враховувалась наявність в кристалах ГГГ ростових мікроефектів (кластерів і дислокаційних петель), які сумарно роблять істотний внесок в дифузну компоненту КДВ, а також помітно впливають на форму когерентної компоненти КДВ та її висоту на хвостах. Їх ха-

рактеристики спочатку при підгонці було задано такими ж, як їх визначили з дифракційних вимірювань для кристалів ГГТ, що вимірювались в аналогічних умовах [43], а потім було уточнено в процесі підгонки. Остаточні значення знайдених радіусів і концентрацій ростових сферичних кластерів в імплантованих зразках ГГТ (при фіксованому значенні параметра деформації на межі кластера з кристалічною матрицею $\varepsilon = 0,03$), а також кругових дислокаційних петель з векторами Бюргера $(1/2)\langle 111 \rangle$ вказано в табл. 1.

Крім того, враховувалась наявність дифузного розсіяння від точкових дефектів (антиструктурних дефектів і аніонних вакансій) та теплового дифузного розсіяння. Щоправда, вплив цих факторів на результати діагностики був незначним.

Профілі нормальній до поверхні кристалу деформації в порушеному імплантацією шарі обчислювалися при розрахунку теоретичних КДВ через профілі концентрації кластерів, які утворюються

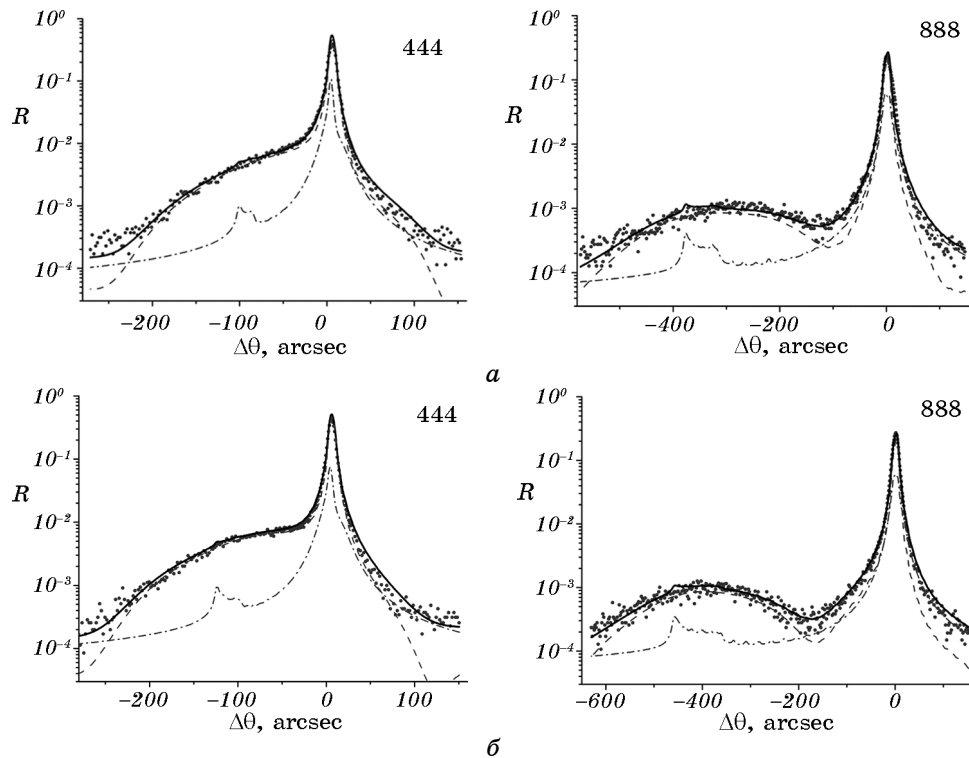
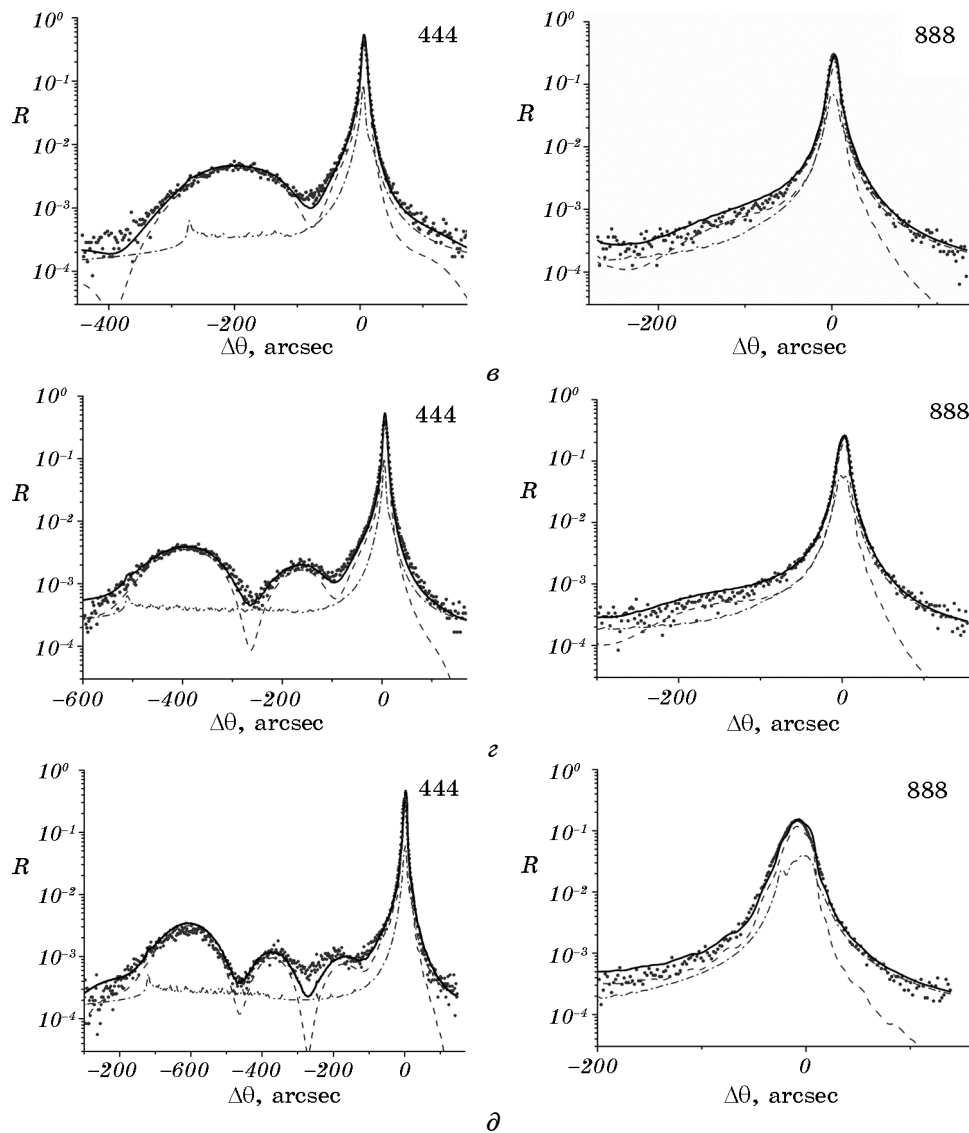


Рис. 1. Виміряні та розрахункові КДВ (відповідно маркери і суцільні лінії) для рефлексів (444) і (888) кристала ГГТ, імплантованого йонами F^+ з енергією $E = 90$ кеВ і з дозами $D = 8 \cdot 10^{12}$ (а), 10^{13} (б), $2 \cdot 10^{13}$ (в), $4 \cdot 10^{13}$ (г), $6 \cdot 10^{13}$ см $^{-2}$ (д). Штрихові та штрих-пунктирні лінії описують відповідно когерентну і дифузну компоненти теоретичних КДВ.



Продовження рис. 1.

зміщеними атомами матриці внаслідок енергетичних втрат імплантованих йонів, а також самими імплантованими йонами.

При цьому в моделі враховувалась наявність двох каналів енергетичних втрат для легких імплантованих йонів, а саме, через збудження електронної підсистеми і через пружні ядерні зіткнення. Це досягалось шляхом використання двох профілів концентрації утворених вторинних радіаційних дефектів — сферичних аморф-

ТАБЛИЦЯ 1. Характеристики ростових мікродефектів у кристалах ГТТ.

Тип дефектів	Характеристики дефектів	Кристал	Імплантований шар
Дислокаційні петлі	Радіус R_L , нм Концентрація n_L , см^{-3}	100 $8 \cdot 10^{11}$	100 10^{11}
Сферичні кластери	Радіус R_C , нм Концентрація n_C , см^{-3}	50 $3 \cdot 10^{11}$	50–10 $10^{11}–10^{14}$

них кластерів, які не розрізнялись для цих каналів.

Для електронного каналу енергетичних втрат імплантованих йонів профіль концентрації вторинних радіаційних дефектів задавався у вигляді спадного хвоста гаусіани ($t_0^{\text{el}} \leq 0$, $z \geq 0$):

$$n_C^{\text{el}}(z) = n_C^{\text{el, max}} f_{\text{el}}(z), f_{\text{el}}(z) = \exp\left[-(z - t_0^{\text{el}})^2 / \sigma_{\text{el}}^2\right], \quad (1)$$

а для ядерного каналу — у вигляді асиметричної гаусіани ($t_0^{\text{nucl}} > 0$, $z \geq 0$):

$$n_C^{\text{nucl}}(z) = n_C^{\text{nucl, max}} f_{\text{nucl}}(z), f_{\text{nucl}}(z) = \exp\left[-(z - t_0^{\text{nucl}})^2 / \sigma_{\text{nucl}}^2\right], \quad (2)$$

$$\sigma_{\text{nucl}} = \begin{cases} \sigma_1, & z \leq t_0^{\text{nucl}}, \\ \sigma_2, & z \geq t_0^{\text{nucl}}. \end{cases}$$

При цьому значення параметра деформації на межі кластера з кристалічною матрицею було фіксованим ($\epsilon = 0,03$), а радіуси кластерів для обох каналів вважались однаковими. Результуючий профіль нормальної деформації в імплантованому шарі визначався як сума усереднених деформацій, створених цими двома розподілами концентрацій випадково розподілених кластерів на глибині z :

$$\epsilon_{\perp}(z) = \epsilon_{\perp}^{\text{el}}(z) + \epsilon_{\perp}^{\text{nucl}}(z). \quad (3)$$

При розрахунках теоретичних КДВ порушений імплантацією шар поділявся на тонкі підшари з товщиною 2 нм, а решта об'єму кристала — на підшари з товщиною порядку кількох сотень нанометрів.

Шляхом підгонки експериментальних КДВ (рис. 1) було отримано профілі деформації і відповідних концентрацій дефектів (сферичних аморфних кластерів) у порушеному шарі досліджуваних зразків. Ці профілі зображено на рис. 2, а значення знайдених параметрів профілю деформації та характеристик аморфних кластерів наведено в табл. 2. Звертає на себе увагу та обставина, що хоча з ростом дози імплантації збільшуються енергетичні втрати імпланта-

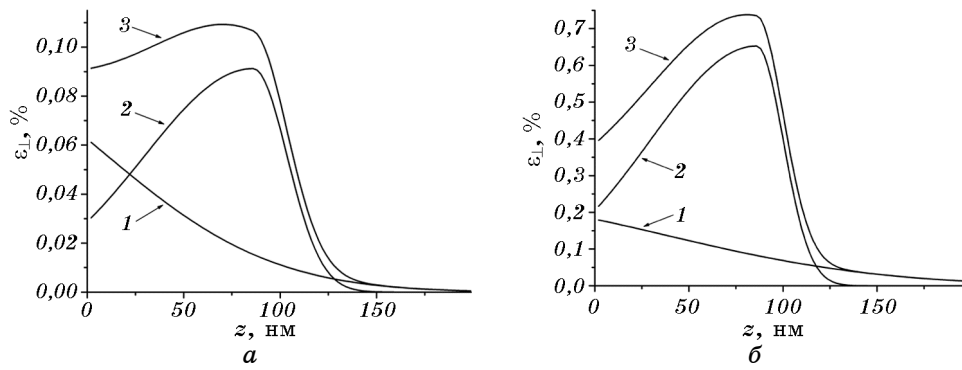


Рис. 2. Профілі деформації в кристалі ГГТ внаслідок електронних (1), ядерних (2) і сумарних (3) втрат енергії імпантованих йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ при дозах $D = 8 \cdot 10^{12}$ (а) і $6 \cdot 10^{13}$ $см^{-2}$ (б).

ваних йонів як через ядерний, так і через електронний канали, відносний внесок ядерного каналу збільшується помітно швидше (див. табл. 2 і рис. 2).

Варто відмітити роль дифузного розсіяння від ростових дефектів при визначенні параметрів імпантованого шару. Найбільше його вплив проявляється при визначенні форми профілю деформації в перехідній області між порушеним шаром і основним об'ємом кристалу, оскільки вона значною мірою залежить від характеру дифра-

ТАБЛИЦЯ 2. Максимальні концентрації кластерів і характеристики профілів деформації в імпантованому шарі кристалу ГГТ при різних дозах імпантації йонів F^+ з енергією 90 кеВ.

$D, см^{-2}$	$8 \cdot 10^{12}$	10^{13}	$2 \cdot 10^{13}$	$4 \cdot 10^{13}$	$6 \cdot 10^{13}$
$\varepsilon_{\perp}^{max}, \%$	0,11	0,13	0,27	0,52	0,74
$\varepsilon_{\perp}^{nucl,max}, \%$	0,09	0,10	0,23	0,46	0,63
$\varepsilon_{\perp}^{el,max}, \%$	0,06	0,07	0,075	0,08	0,18
$n_C^{nucl,max}, см^{-3}$	$1,0 \cdot 10^{19}$	$1,1 \cdot 10^{19}$	$2,6 \cdot 10^{19}$	$5,2 \cdot 10^{19}$	$16,0 \cdot 10^{19}$
$t_0^{nucl}, нм$	85	85	85	85	85
$\sigma_1, нм$	80	80	70	70	80
$\sigma_2, нм$	25	25	20	25	20
$n_C^{el,max}, см^{-3}$	$1,0 \cdot 10^{19}$	$1,0 \cdot 10^{19}$	$1,0 \cdot 10^{19}$	$1,0 \cdot 10^{19}$	$5,5 \cdot 10^{19}$
$t_0^{el}, нм$	-75	-75	-75	-75	-75
$\sigma_{el}, нм$	120	150	190	210	160
$R_C, нм$	1,7	1,7	1,7	1,7	1,3

кційного профілю у вузькій області зліва від піку основного об'єму кристалу. Завдяки врахуванню цього впливу знайдена форма крутого фронту профілю деформації не зазнала розмиття через паразитний внесок дифузного фону і збереглась фактично однаковою при різних дозах імплантації (див. рис. 3).

Необхідно підкреслити, що осциляційна структура на експериментальних КДВ, як видно зі співставлення з розрахунковими КДВ, формується в основному за рахунок когерентної складової інтенсивності дифракції від порушеного шару. В той же час, при збільшенні дози імплантації роль дифузного розсіяння від радіаційних дефектів у імплантованому шарі посилюється і завдяки йому заповнюються гострі мінімуми осциляцій, що добре видно для рефлексу (444) на рис. 1. Ще більш істотним є його вплив для рефлексу (888), де завдяки великому модулю вектора дифракції інтенсивність дифузного розсіяння від дефектів у імплантованому шарі при збільшенні дози імплантації стає сумірною з когерентною складовою інтенсивності дифракції від цього шару і тим самим справляє значний вплив на результати діагностики.

Як видно з одержаних результатів, при всіх дозах імплантації максимальна величина показника «фактора аморфізації» в імплантованому шарі E_L , поява якого спричинена власне імплантацією, відносно невелика і, відповідно, сам цей фактор близький до одиниці (див. рис. 4). При цьому сумарний статичний фактор Дебая–Валлера в імплантованому шарі $E = E_B E_L$, який є добутком статичного фактора Дебая–Валлера для основного (неімплантованого) об'єму кристалу E_B , що спричинений дислокаційними петлями та частинками нової фази, і «фактора аморфізації» в імплантованому шарі E_L ,

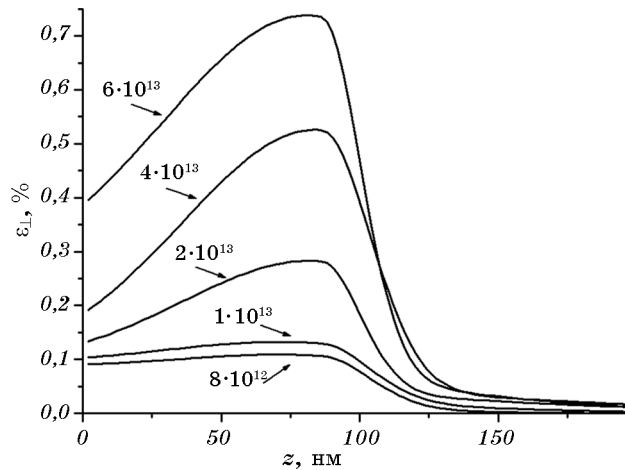


Рис. 3. Сумарні профілі деформації в кристалі ГГГ після імплантації йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ при різних дозах (вказано в одиницях $см^{-2}$).

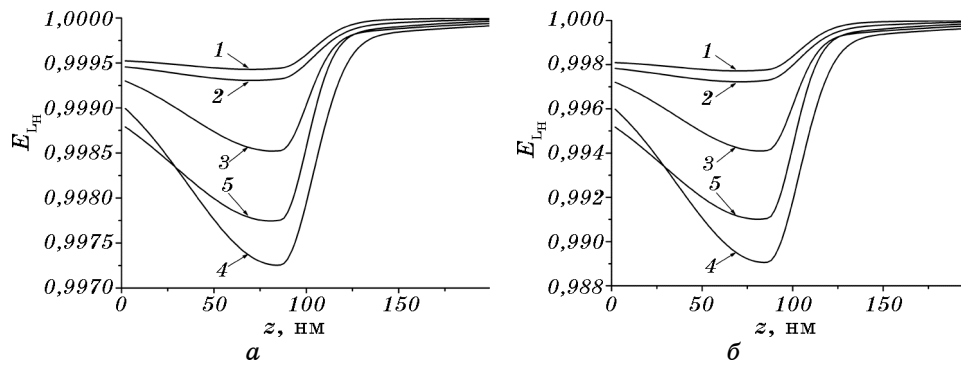


Рис. 4. Профілі статичного фактора Дебая–Валлера («фактора аморфізації») в кристалі ГГГ після імплантації йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ і з дозами $D = 8 \cdot 10^{12}$ (1), 10^{13} (2), $2 \cdot 10^{13}$ (3), $4 \cdot 10^{13}$ (4), $6 \cdot 10^{13}$ см^{-2} (5) для рефлексів (444) (а) та (888) (б).

істотно відхиляється від одиниці. Це зумовлено тим, що статичний фактор Дебая–Валлера в основному об’ємі кристалу E_B , що спричинений дислокаційними петлями, для рефлексів (444) і (888) складає відповідно 0,912 і 0,770 (внесок частинок нової фази помітно менший і для рефлексів (444) і (888) складає відповідно 0,998 і 0,994).

Аналогічно, для всіх доз імплантації невеликі значення навіть у максимумі (в межах від 0,5 до 2%, див. рис. 5) приймає залежний від кута $\Delta\theta$ коефіцієнт поглинання внаслідок дифузного розсіяння в імплантованому шарі, який нормовано на лінійний коефіцієнт фотоелектричного поглинання.

Разом з тим, обидва вказані вище параметри завдяки сукупній дії з аналогічними параметрами від ростових мікрodefектів мають помітний вплив на форму когерентної компоненти інтенсивності дифракції від імплантованого шару і, відповідно, на величину шуканих характеристик профілю деформації.

Слід також звернути увагу на те, що значення параметрів профілю деформації, які визначають його форму, виявились неоднаковими при різних дозах імплантації як для ядерного, так і для електронного каналів енергетичних втрат імплантованих йонів (див. табл. 2). Це може бути пов’язано з процесами взаємодії між первинними радіаційними дефектами, що виникли через ці два канали, при утворенні вторинних радіаційних дефектів. Цікаво відмітити, що при аналогічних характеристиках імплантації йонів F^+ в кристали залізо-ітрійового гранату форма профілів деформації не залежала від дози імплантації [42], що може бути зумовлено їх більшою радіаційною стійкістю.

Крім того, відмітимо також появу пружно релаксованого перехідного шару, який має товщину кілька мікрметрів і прилягає до

переднього фронту імпантованого шару. В цьому шарі деформація плавно спадає до нульового рівня, що відповідає основному об'єму кристалу (рис. 6).

Середню деформацію в імпантованому шарі можна визначати за формулою

$$\varepsilon_{\perp}^{\text{av}} = \frac{1}{z_2 - z_1} \int_{z_1}^{z_2} \varepsilon_{\perp}(z) dz, \quad (4)$$

$$z_1 = t_0^{\text{nucl}} - 2\sigma_1, \quad z_2 = t_0^{\text{nucl}} + 2\sigma_2,$$

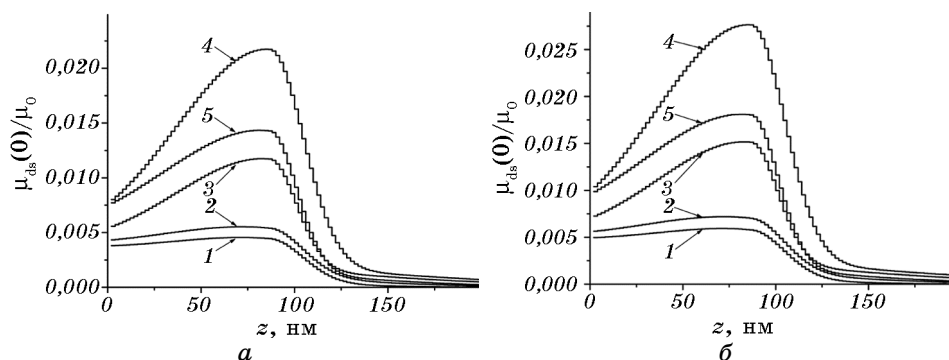


Рис. 5. Профілі нормованого коефіцієнта поглинання внаслідок дифузного розсіяння в кристалі ГГТ після імпантациї йонів F⁺ з енергією E = 90 кеВ і з дозами D = 8·10¹² (1), 10¹³ (2), 2·10¹³ (3), 4·10¹³ (4), 6·10¹³ см⁻² (5) для рефлексів (444) (а) та (888) (б).

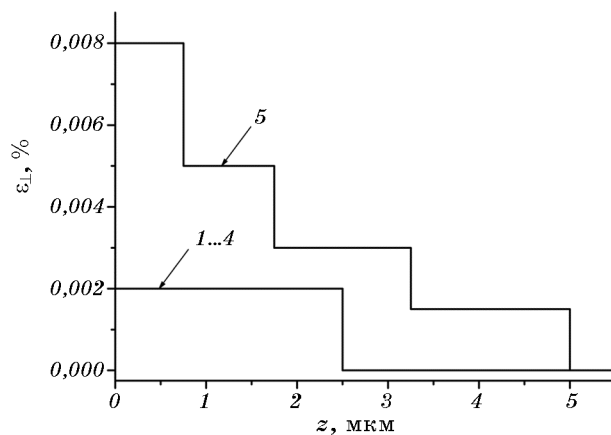


Рис. 6. Додаткові складові профілю деформації в кристалі ГГТ після імпантациї йонів F⁺ з енергією E = 90 кеВ і з дозами D = 8·10¹² (1), 10¹³ (2), 2·10¹³ (3), 4·10¹³ (4), 6·10¹³ см⁻² (5).

де при $z_1 < 0$ слід покладати $z_1 = 0$. Як видно з рис. 7, максимальна і середня деформація лінійно залежать від дози імплантації в розглянутому діапазоні.

Радіаційно-пошкоджені області, які виникають внаслідок імплантації, являють собою, як правило, аморфні включення в кристалічній матриці. Відносний середній об'єм, який вони займають в імплантованому шарі, для випадку сферичних аморфних кластерів можна обчислити згідно виразу:

$$c_{\text{am}}^{\text{av}} = \frac{4}{3} \pi R_C^3 \int_{z_1}^{z_2} n_C(z) dz, \quad n_C(z) = n_C^{\text{nucl}}(z) + n_C^{\text{el}}(z). \quad (5)$$

Залежність цього об'єму від дози імплантації D , яку розраховано згідно знайдених параметрів концентрації аморфних кластерів (див. табл. 2), зображена на рис. 8. Цю залежність можна апроксимувати співвідношенням:

$$c_{\text{am}}^{\text{av}}(D) = 1 - \exp(-\beta D), \quad (6)$$

де для розглянутих умов імплантації знайдений параметр $\beta \approx 2,6 \cdot 10^{-21} \text{ см}^2$.

Таким чином, самоузгоджена обробка повних дифракційних профілів від досліджуваних зразків ГГГ, імплантованих F^+ з енергією 90 кеВ, одночасно для двох рефлексів дозволила отримати набір детальних характеристик дефектної структури і профілів деформа-

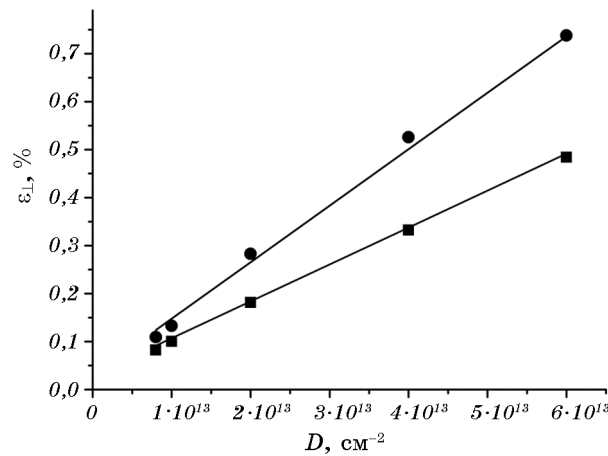


Рис. 7. Залежності максимальної та середньої деформації (відповідно круглі і квадратні маркери) в поверхневому шарі кристала ГГГ від дози імплантації йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ та їх лінійна апроксимація (суцільні прямі лінії).

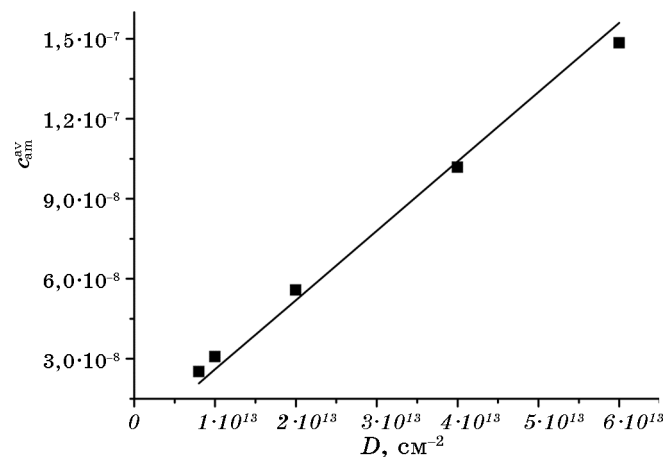


Рис. 8. Залежність відносного середнього об'єму аморфних кластерів в імплантованому шарі кристала ГТГ від дози імплантації йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ (маркери — розрахунок згідно знайдених параметрів, суцільна лінія — апроксимація).

ції в імплантованому шарі. Цей набір складається з параметрів симетричної та асиметричної гаусіан, які описують форму неоднорідної за глибиною деформації в імплантованих шарах відповідно для електронного і ядерного каналів енергетичних втрат легких імплантованих йонів. Набір параметрів профілів деформації в імплантованих і перехідних шарах доповнюють значення статистичних характеристик кластерів і дислокаційних петель в імплантованих шарах та решті об'єму кристалів.

4. ВИСНОВКИ

За допомогою високорозрізняльного Рентгенового ДКД з широко відкритим вікном детектора було проведено вимірювання КДВ від кристалів ГТГ $Gd_3Ga_5O_{12}$, імплантованих різними дозами йонів F^+ з енергією 90 кеВ. Аналіз виміряних КДВ було виконано на основі узагальненої динамічної теорії розсіяння Рентгенових променів у монокристалах з випадково і неоднорідно за глибиною розподіленими дефектами. Обробка експериментальних даних проводилась одночасно для двох рефлексів і дозволила встановити параметри профілю деформації та статистичні характеристики структурних дефектів в імплантованому шарі досліджуваних зразків. Встановлено також залежності максимальної деформації і мінімального «фактора аморфізації» в кристалі ГТГ від дози імплантації йонів F^+ з енергією $E = 90$ кеВ.

Отримані результати демонструють високу інформативність методу високороздільної динамічної дифрактометрії при діагностиці

дефектної структури імплантованих кристалів зі складним базисом, які містять ростові мікродфекти. Зокрема, він дозволяє знаходити не тільки профілі деформації і аморфізації в імплантованому шарі, але й характеристики дефектів, які їх спричинили і, таким чином, одержувати додаткову кількісну інформацію про характер вторинних радіаційних дефектів у імплантованих кристалах зі структурою ґранату.

Роботу виконано при фінансовій підтримці НАН України (договір № 3.6.3.13-7/13-Д).

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. F. J. Bruni, *Crystals: Growth, Properties and Applications. Vol. 1. Crystals for Magnetic Applications* (Ed. C. J. M. Rooijman) (Berlin–Heidelberg–New York: Springer-Verlag: 1978).
2. A. K. Zvezdin and V. A. Kotov, *Modern Magneto-optics and Magneto-optical Materials* (Philadelphia: Inst. Phys. Publ.: 1997).
3. T. Lukasiewicz, A. Majchrowski, and Z. Mierczyk, *Optoelectronics Rev.*, **9**, No. 1: 49 (2002).
4. T. Aichele, A. Lorenz, R. Hergt, and P. Görnert, *Cryst. Res. Technol.*, **38**, Nos. 7–8: 575 (2003).
5. V. F. Kitaeva, E. V. Zharikov, and I. L. Chisty, *physica status solidi (a)*, **92**, No. 2: 475 (1985).
6. Я. О. Довгый, В. И. Китьк, А. О. Матковский, Д. Ю. Сугак, С. Б. Убизский, *Физика твердого тела*, **35**, № 2: 290 (1993).
7. O. A. Petrenko and D. McK. Paul, *Phys. Rev. B*, **63**, No. 2: 024409 (2001).
8. T. Yavors'kii, M. Enjalran, and M. J. P. Gingras, *Phys. Rev. Lett.*, **97**, No. 26: 267203 (2006).
9. M. S. B. Darby, T. C. May-Smith, R. W. Eason, T. Donnelly, J. G. Lunney, and K. D. Rogers, *Appl. Surf. Sci.*, **254**, No. 11: 3364 (2007).
10. O. A. Petrenko, G. Balakrishnan, D. McK. Paul, M. Yethiraj, G. J. McIntyre, and A. S. Wills, *J. Phys.: Conf. Series*, **145**, No. 1: 012026 (2009).
11. L. Lipińska, W. Ryba-Romanowski, A. Rzepka, S. Ganschow, R. Lisiecki, R. Diduszko, and A. Pajczkowska, *Cryst. Res. Technol.*, **44**, No. 5: 477 (2009).
12. P. P. Deen, O. A. Petrenko, G. Balakrishnan, B. D. Rainford, C. Ritter, L. Capogna, H. Mutka, and T. Fennell, *Phys. Rev. B*, **82**, No. 17: 174408 (2010).
13. Z. Mao, S. M. Dorfman, S. R. Shieh, J. F. Lin, V. B. Prakapenka, Y. Meng, and T. S. Duffy, *Phys. Rev. B*, **83**, No. 5: 054114 (2011).
14. A. Kaminska, A. Duzynska, M. Berkowski, S. Trushkin, and A. Suchocki, *Phys. Rev. B*, **85**, No. 15: 155111 (2012).
15. B. Lagomarsino and A. Tucciarone, *Thin Solid Films*, **114**, Nos. 1–2: 45 (1984).
16. B. E. MacNeal and V. S. Speriosu, *J. Appl. Phys.*, **52**, No. 6: 3949 (1981).
17. P. Gerard, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B*, **19–20**, No. 2: 843 (1987).
18. V. S. Speriosu and C. H. Wilts, *J. Appl. Phys.*, **54**, No. 6: 3325 (1983).
19. A. O. Matkovskii, D. Yu. Sugak, S. B. Ubizskii, U. A. Ulmanis, and A. P. Shakhov, *physica status solidi (a)*, **128**, No. 1: 21 (1991).
20. Б. К. Остафійчук, В. М. Пилипів, *Модифікація структурних і магнітних*

- властивостей поверхневих шарів плівок залізо-ітрієвого гранату* (Івано-Франківськ: ВДВ ЦІТ Прикарп. нац. університет ім. В. Стефаника: 2007).
21. H. Matsutera, S. Esho, and Y. Hidaka, *J. Appl. Phys.*, **53**, No. 3: 2504 (1982).
 22. K. Mazur, J. Sarnecki, J. Borysiuk, W. Wierzchowski, K. Wieteska, and A. Tuross, *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B*, **16**, Nos. 2–3: 230 (1986).
 23. Я. О. Довгый, В. И. Китык, А. О. Матковский, Д. Ю. Сугак, С. Б. Узбизский, *Физика твердого тела*, **34**, № 4: 1078 (1992).
 24. Б. К. Остафійчук, В. Д. Федорів, В. О. Коцюбинський, І. П. Яремій, *Фізика і хімія твердого тіла*, **4**, № 1: 112 (2003).
 25. Б. К. Остафійчук, В. М. Ткачук, О. М. Ткачук, В. М. Пилипів, О. О. Григоруку, *Доповіди НАН України*, № 7: 82 (2008).
 26. B. K. Ostafiychuk, V. D. Fedoriv, I. P. Yaremiy, O. Z. Garpul, V. V. Kurovets, and I. C. Yaremiy, *physica status solidi (a)*, **208**, No. 9: 2108 (2011).
 27. J. W. Matthews, E. Klokholm, and T. S. Plaskett, *AIP Conf. Proc.*, No. 10: 271 (1973).
 28. M. Pardavi-Horváth, *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.*, **5**, No. 3: 175 (1982).
 29. V. T. Bublik, A. K. Tkalic, and M. L. Shupegin, *J. Cryst. Growth*, **140**, Nos. 1–2: 84 (1994).
 30. G. J. Zhao, T. Li, and J. Xu, *J. Cryst. Growth*, **237–239**, No. 1: 720 (2002).
 31. J.-Ch. Chen and Ch.-Ch. Hu, *J. Cryst. Growth*, **249**, Nos. 1–2: 245 (2003).
 32. C. D. Brandle and R. L. Barns, *J. Cryst. Growth*, **26**, No. 1: 169 (1974).
 33. A. Lupei, C. Stoicescu, and V. Lupei, *J. Cryst. Growth*, **177**, Nos. 3–4: 207 (1997).
 34. Ю. П. Воробьев, О. Ю. Гончаров, В. Б. Фетисов, *Кристаллография*, **45**, № 6: 1053 (2000).
 35. Ю. П. Воробьев, О. В. Карбань, *Журн. неорган. химии*, **47**, № 5: 738 (2002).
 36. О. Ю. Гончаров, *Кристаллография*, **48**, № 1: 7 (2003).
 37. Ю. П. Воробьев, *Металлофиз. новейшие технол.*, **26**, № 1: 27 (2004).
 38. Ю. П. Воробьев, *Дефекты лазерных кристаллов и магнитной керамики* (Екатеринбург: УрО РАН: 2006).
 39. С. Й. Оліховський, В. Б. Молодкін, Є. М. Кисловський, Є. Г. Лень, Т. П. Владімірова, О. С. Скакунова, Б. К. Остафійчук, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 5: 653 (2005).
 40. K. Mazur, J. Sarnecki, J. Borysiuk, W. Wierzchowski, K. Wieteska, and A. Tuross, *Thin Solid Films*, **519**, No. 7: 2111 (2011).
 41. K. Mazur, J. Sarnecki, W. Wierzchowski, K. Wieteska, and A. Tuross, *Radiat. Phys. Chem.*, **80**, No. 10: 1084 (2011).
 42. О. С. Скакунова, В. М. Пилипів, С. Й. Оліховський, Т. П. Владімірова, Б. К. Остафійчук, В. Б. Молодкін, Є. М. Кисловський, О. В. Решетник, О. З. Гарпуль, А. В. Кравець, В. Л. Маківська, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 10: 1325 (2012).
 43. В. М. Пилипів, Б. К. Остафійчук, Т. П. Владімірова, Є. М. Кисловський, В. Б. Молодкін, С. Й. Оліховський, О. В. Решетник, О. С. Скакунова, С. В. Лізунова, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **9**, вип. 2: 375 (2011).