

© 2009 р. У. Піч<sup>1</sup>, А.В. Давидок<sup>1</sup>, І.М. Фодчук<sup>2</sup>, Н.В. Пашняк<sup>1</sup>,  
Т.А. Каземірський<sup>2</sup>, Р.А. Заплітний<sup>2</sup>, І.І. Гуцуляк<sup>2</sup>,  
О.Ю. Бончик<sup>3</sup>, Г.В. Савицький<sup>3</sup>, І.І. Сиворотка<sup>3</sup>, І.П. Яремій<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Університет Зігена, Зіген, Німеччина

<sup>2</sup>Чернівецький національний університет імені Юрія Федьковича, Чернівці, Україна

<sup>3</sup>Інститут прикладних проблем механіки та математики НАН України, Львів, Україна

<sup>4</sup>Прикарпатський університет імені Василя Стефаника, Івано-Франківськ, Україна

## ВПЛИВ ІМПЛАНТАЦІЇ ІОНАМИ АЗОТУ НА СТРУКТУРНІ ЗМІНИ У ЗАЛІЗО-ІТРИЄВИХ ГРАНАТАХ ЛЕГОВАНИХ ЛАНТАНОМ

Методами високороздільної X-променевої дифрактометрії проведені дослідження структурних змін у приповерхневих шарах епітаксійних плівок залізо-ітрієвих гранатів  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  після високодозової імплантації іонів азоту. Встановлено хід структурних перетворень після опромінення іонами азоту кристалів  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  через вибір відповідних моделей дефектної структури, що містять кілька типів домінуючих мікродефектів та певним чином розподіленого порушеного поверхневого шару.

The investigations of structural changes in epitaxial films of iron-yttrium garnet  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  after high dose ion implantation with nitrogen ions were performed using X-ray diffraction methods. The behaviour of structural transformations after irradiation of crystals  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  by the nitrogen ions was established by means of choice of the proper models of defect structure that contain several types of dominant micro defects and definitely distributed surface damaged layer.

Завдяки іонній імплантації як багатоцільовому методу модифікації поверхневих шарів в епітаксійних плівках залізо-ітрієвих гранатів (ЗІГ)  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  можна реалізувати нові структурні стани, які важко або неможливо отримати в звичайних об'ємних магнітних кристалах. При аналізі процесів, що відбуваються при імплантації іонів в такого роду об'єкти, виникають деякі характерні особливості, пов'язані з радіаційним дефектоутворенням в багатокомпонентних гетероепітаксійних плівках, у порівнянні з масивними напівпровідниками. Ці особливості пов'язані з наявністю в гетероструктурі полів пружних деформацій, зумовлених відмінністю періодів ґраток плівки і підкладки, та існуванням кількох кристалографічних і магнітних підґраток. У ряді випадків слід також враховувати трансляцію елементарної комірки гранату з кубічної в ромбоєдричну за рахунок невідповідності сталей ґраток деформованого та непорушеного шарів [1].

Для модифікації поверхні епітаксійних шарів  $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$  застосована високодозова імплантація іонів азоту  $\sim 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup> при енергії  $E=50$  кеВ.

Для аналізу особливостей розсіяння X-променів у поверхневих шарах в комплексі використані взаємодоповнюючі методи дво- та багатокристалльної високороздільної дифрактометрії, методи чисельного моделювання процесів динамічного розсіяння X-променів, атомно-силової мікроскопії.

### 1. Об'єкти досліджень

Епітаксійні плівки ферогранатів номінального складу  $Y_{3-x}La_xFe_5O_{12}$  вирощувались у НВП "Карат" (Львів) методом ізотермічної рідинофазної епітаксії з переохолодженого розчину гранатоутворюючих компонент ( $La_2O_3, Y_2O_3$  та  $Fe_2O_3$ ) в розплаві розчинника на горизонтальну підкладку (111)  $Gd_3Ga_5O_{12}$ , яка обертається [2]. Основою розчинника була евтектична композиція  $PbO + 15,6$  мол%  $V_2O_5$ . Процеси вирощування проводились у температурному діапазоні  $940 \div 950^\circ C$  при швидкості росту плівок 0,35 мкм/хв. Підкладка в процесі росту оберталась навколо екваторіальної осі зі швидкістю 60-90 об/хв. Іони  $La^{3+}$ , які мають більший іонний радіус у порівнянні з іонами  $Y^{3+}$ , вводились у плівку для зменшення різниці параметрів кристалічної ґратки плівки та підкладки (для  $Gd_3Ga_5O_{12}$

$a=12,383 \text{ \AA}$ , для  $Y_{2.95}La_{0.05}Fe_5O_{12}$   $a=12,376 \text{ \AA}$ ).

Енергія імплантації іонів  $E=50 \text{ кеВ}$ , доза опромінення і товщини плівок: №1 –  $D=5,0 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>,  $h=21,9 \text{ мкм}$ ; №2 –  $D=1,5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>,  $h=76,4 \text{ мкм}$ ; №3 –  $D=0,5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>,  $h=21,9 \text{ мкм}$ .

Параметри епітаксійних плівок ферогранатів, такі як намагніченість насичення  $4\pi Ms$ , ширина лінії  $2\Delta H$  феромагнітного резонансу (ФМР), поле анізотропії залежать від розподілу катіонів між підґратками, присутності кисневих вакансій, іонів двовалентного заліза, механічних напружень [3]. Ширина лінії феромагнітного резонансу вимірювалася з використанням методу локального збудження резонансного поглинання (метод "магнітної ями") на частоті 3,1 ГГц. Деякі виміряні параметри наведені в таблиці 1.

Таблиця 1. Характеристики епітаксійних плівок

| Параметри                                       | Доза опромінення $D$ , іон/см <sup>2</sup> |                     |
|---|--|---------------------|
|   | $5,0 \cdot 10^{18}$                        | $1,5 \cdot 10^{18}$ |
| Товщина, мкм                                    | 21,9                                       | 76,4                |
| Температура росту, °С                           | 942  | 950                 |
| Мольне відношення $Y_2O_3$ в розплаві $La_2O_3$ | 19   | 10                  |
| Ширина лінії ФМР, $2\Delta H$                   |  |                     |
| Область без імплантації                         | 2,6  | 1,1                 |
| Імплантована область                            | 1,27                                       | 1,08                |

Після високодозової іонної імплантації відбулося значне покращення намагніченості насичення плівок (таблиця 1) – півширина лінії феромагнітного резонансу зменшилась для першої плівки більш ніж у 2 рази, для другої – на 15% і залежить від мольного співвідношення компонент.

Ширина лінії феромагнітного резонансу визначає електромагнітні втрати надвисокочастотного пристрою і, чим менший параметр  $2\Delta H$ , тим меншими є електромагнітні втрати [3].

## 2. Структурні зміни поверхневих шарів $Y_{2.95}La_{0.05}Fe_5O_{12}$ плівок після імплантації іонів азоту

Для модифікації поверхні залізо-ітрієвих гранатів ( $Y_{2.95}La_{0.05}Fe_5O_{12}$ ) використовується, як правило, високодозова імплантація іонів ( $D > 1 \cdot 10^{15}$  іон/см<sup>2</sup>), в результаті якої може утворитися прихований або суцільний до поверхні аморфізований шар [4- 6]. Виникнення прихованого аморфного шару найбільш ймовірно при імплантації іонів з малими і високими енергіями, хоча на характеристики такого шару впливає також доза, швидкість набору дози і температура імплантації [7].

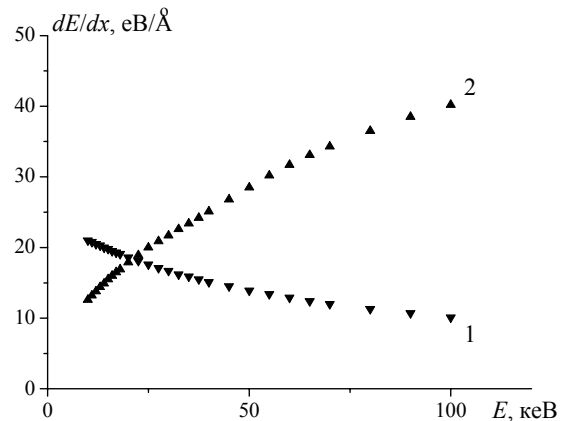


Рис. 1. Розрахункові залежності енергетичних втрат іона  $N^+$  у La:ЗГ: 1 – ядерні, 2 – електронні.

Для моделювання процесу іонної імплантації використовувався програмний пакет *SRIM* - 2008 [8]. У моделі, за якою працює дана програма, передбачається, що дефектоутворення відбувається тільки внаслідок передачі енергії імплантантом у ядерну підсистему мішені в результаті пружних зіткнень.

На основі теорії пружних зіткнень з використанням програмного продукту *SRIM* - 2008 досліджено процеси взаємодії іонів азоту з атомами кристалічної ґратки у плівках  $Y_{2.95}La_{0.05}Fe_5O_{12}$  після високодозової імплантації. Вважалося, що дефектоутворення відбувається тільки внаслідок передачі енергії іонами  $N^+$  в ядерну підсистему мішені внаслідок пружних зіткнень. Підпорогові ефекти – структурне розупорядкування при непружних процесах збудження та іонізації електронних оболонок не враховувалися.

Для монокристалу ЗГ значення порогової енергії зміщення  $E_d$  за даними [9] становлять: для іонів кисню –  $\approx 30 \text{ еВ}$ , для іонів  $Fe^{3+}$  –  $56 \text{ еВ}$ ,  $Y^{3+}$  –  $66 \text{ еВ}$ .

Розраховані за допомогою пакету *SRIM*-2008 [8] залежності втрат енергії іоном на одиницю шляху  $(dE/dx)_n$  і  $(dE/dx)_e$  від енергії імпантованих іонів наведені на рис. 1.

При енергії 50 кеВ електронні енергетичні втрати становлять  $\sim 67,2\%$  ( $28,5 \text{ еВ/Å}$ ), ядерні –  $\sim 32,8\%$  ( $13,9 \text{ еВ/Å}$ ). Виходячи з того, що втрати енергії іоном на одиницю шляху однакові (в припущенні, що обидва процеси незалежні один від одного) для ЗГ  $N_0=8,44 \cdot 10^{22} \text{ ат/см}^3$ ,  $S_n=3,9 \cdot 10^{-14} \text{ см}^{-2}$ ,  $S_e=8,0 \cdot 10^{-14} \text{ см}^{-2}$ .

$$S_{e,n} = \frac{1}{N_0} \left( \frac{dE}{dx} \right)_{e,n}, \quad \frac{dE}{dx} = N_0 [S_n(E) + S_e(E)],$$

де  $S_n(E)$  і  $S_e(E)$  – переріз ядерного і електронно-

го гальмування відповідно,  $N_0$  – кількість атомів в одиниці об'єму мішені [10].

Передана іоном у ядерну підсистему матриці енергія по всій довжині треку в багатьох випадках досягає значень, необхідних для розвитку каскаду вторинних зміщень.

Статистична обробка результатів моделювання повного каскаду зіткнень показала, що приблизно 50% каскадів вторинних зміщень складається із одного вибитого атома матриці,  $\approx 15\%$  каскадів вторинних зіткнень складається із двох атомів матриці,  $\approx 8\%$  – з трьох і т.д. (рис. 2). Виявляється, що 0,2% каскадів вторинних зміщень складаються із 25 вибитих атомів матриці (трапляються також каскади із 70-100 вибитих атомів).

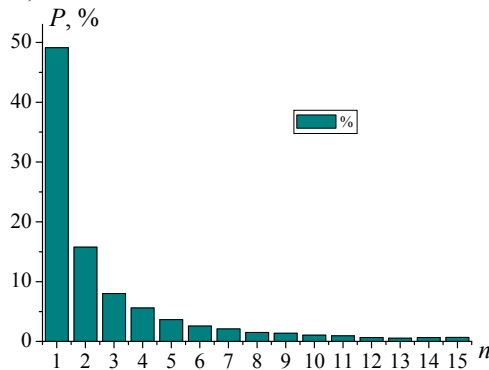


Рис. 2. Ймовірність утворення каскадів вторинних зміщень атомів матриці із різною кількістю іонів  $n$  при опроміненні плівок  $\text{La:Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  іонами азоту.

При моделюванні процесу іонної імплантації було отримано розподіл по глибині величини ядерних енергетичних втрат іона-імплантанта, а також розподіли імплантованих іонів  $N^+$  та зміщених іонів матриці, які представлено на рис. 3 і рис. 4.

На рис. 4, максимум профілю впроваджених іонів  $N^+$  зміщений в глибину відносно положення максимуму профілю дефектів на величину  $\sim 300\text{\AA}$ . Це пов'язане з тим, що іони-імплантанти на кінцевих етапах руху мають недостатню для генерації дефектів енергію, тобто їх зіткнення з атомами матриці приводять лише до посилення коливань останніх.

При іонній імплантації легкими іонами ( $\text{He}^+$ ,  $\text{V}^+$ ) середніх енергій утворюються, в основному, точкові дефекти. Порівнюючи кількість теоретично обчислених дефектів (вважаючи, що 98% з них відразу рекомбінують) для дози, при якій порушений шар є повністю X-променево аморфним (додаткова осциляційна структура на кривій дифракційного відбивання від порушеного шару відсутня), можна стверджувати, що X-

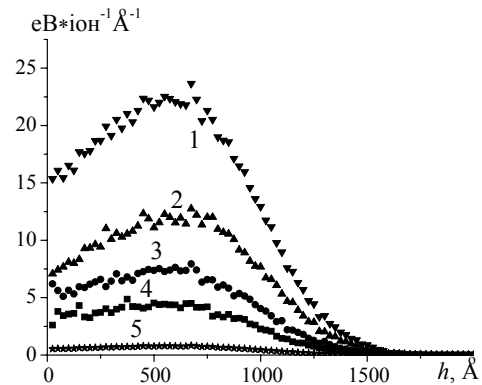


Рис. 3. Профілі розподілу по глибині ядерних енергетичних втрат в ЗІГ (1 – сумарний, 2, 3, 4 5 – енергія, адсорбована атомами кисню, заліза, ітрію і лантану відповідно). Імплантація іонами  $N^+$ ,  $E=50$  кеВ.

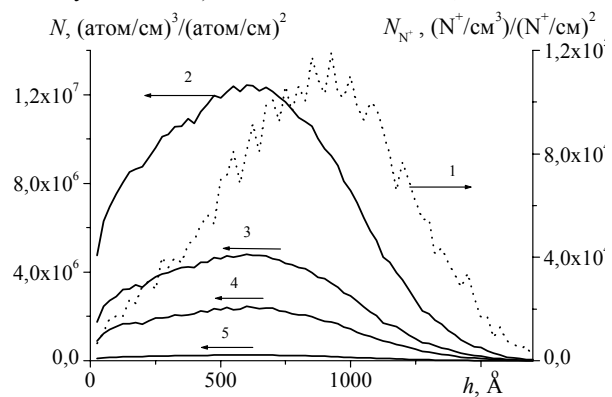


Рис. 4. Профілі розподілу іонів-імплантантів (1 – нормовано до дози) та зміщених іонів матриці (2, 3, 4 5 – кисню, заліза, ітрію і лантану відповідно) в  $\text{La:Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  при імплантації іонами  $N^+$ ,  $E=50$  кеВ.

променево аморфний стан настає при зміщенні приблизно кожного 10 атома. При цьому максимальний ступінь розупорядкування, розрахований за допомогою програми *SUSPRE*, складає приблизно 65%.

Аналогічні розрахунки, проведені для іонів  $N^+$  середніх енергій, показали, що X-променево аморфним приповерхневий порушений шар стає при зміщенні кожного 400-го атома матриці при ступеню розупорядкування  $\sim 20\%$ . Напевно вказана відмінність для легких і середніх за масою іонів пов'язана із утворенням каскадів вторинних зіткнень, які спричинюють значне руйнування кристалічної ґратки плівок  $\text{La:Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  і не враховуються у програмі *SUSPRE*.

У результаті того, що кожний окремих іон, в середньому, привносить у приповерхневий шар енергію більшу за критичну, відбувається утворення окремих приповерхневих аморфних областей. Зі зростанням величини дози відбувається їх накопичення і злиття з досягненням критичної дози з утворенням суцільної приповерхневої

аморфної області. Крім того, у результаті стимульованої градієнтом напруг дифузії точкових радіаційних дефектів із об'єму до поверхні буде відбуватися "підживлення" і розвиток поверхневої аморфної зони, і її просування вглиб плівки.

З ростом дози опромінення ( $> 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) додаткова осциляційна структура зазнає характерних для процесу аморфізації приповерхневого порушеного шару змін: зменшується її інтенсивність і зникають осциляції. Максимальна деформація при цьому все ж зростає і при дозі  $D = 6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  дорівнює  $\sim 1,5\%$ . Незначне збільшення дози опромінення приводить до зникнення додаткової осциляційної структури ( $D = 8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ), що пояснюється переходом порушеного шару у X-променево аморфний стан.

Моделювання процесу іонної імплантації за допомогою програми *SRIM*, при бомбардуванні поверхні 10000 іонів  $\text{N}^+$  відбувається 2151 випадок вибивання атомів матриці з поверхні плівки. При цьому у 59% випадків вибивається кисень, 28% – залізо, 13% – ітрій,  $< 1\%$  – лантан. Товщина розпиленого з поверхні плівки шару буде помітна (перевищувати  $25 \text{ \AA}$ ) тільки при дозах вищих  $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ , а її залежність від дози імплантації наведена на рис. 5.

Значні радіаційні дефекти у порушеному шарі будуть понижувати енергію дефектоутворення атомів мішені і їх поверхневу енергію зв'язку.

У результаті досліджень показано, що при енергії іонів азоту  $E = 50 \text{ кеВ}$  найбільш ймовірним є процес генерації френкелівських пар ( $\sim 65\%$ ). Розвиток каскаду з двох атомів віддачі  $\sim 21\%$ , трьох –  $8\%$ , чотирьох –  $4\%$ . Середній об'єм розупорядкованої ділянки  $V \sim 19 \text{ \AA}^3$ . Переважаючими в процесі імплантації є електронні енергетичні втрати  $\sim 70\%$ , що становить з умов експерименту  $\sim 26 \text{ еВ/\AA}$ , середня довжина проективного пробігу іонів  $\text{N}^+$  складає  $\sim 845 \text{ \AA}$ . Максимуми зміщених іонів матриці і ядерних енергетичних втрат співпадають і становлять  $\sim 550 \text{ \AA}$  [6, 11]. Кількість утворених вакансій на іон  $\sim 182$ , ефективний радіус дефекту  $r_{\text{eff}} = 0,79 \text{ \AA} \pm 0,2 \text{ \AA}$ . Впроваджені в ґратку  $\text{Y}_{2,95}\text{La}_{0,05}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  іони  $\text{N}^+$  і спричинені ними радіаційні дефекти – вакансії підлягають гаусівському розподілу.

З ростом дози ймовірність того, що новоутворені компоненти пар Френкеля опиняться в ділянці нестійкості інших дефектів зростає і збільшення концентрації радіаційних дефектів обмежується анігіляцією зміщених атомів на вже існуючих вакансіях. Концентрація радіаційних

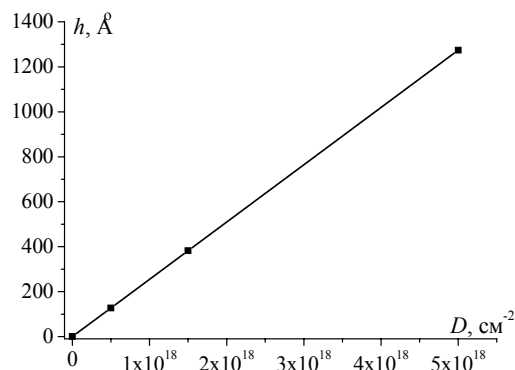


Рис. 5. Залежність товщини розпиленого з поверхні шару від дози опромінення.

дефектів при цьому описується виразом [12]:

$$n_d(D) = \frac{1}{V_H (1 - \exp[-N\sigma_d V_H D])}, \quad (1)$$

де  $V_H$  – об'єм ділянки нестійкості,  $N$  – концентрація іонів мішені,  $D$  – доза опромінення,  $\sigma_d$  – переріз.

Оскільки для пружного ізотропного середовища зміна об'єму кристалу є пропорційною до концентрації утворених сферичносиметричних дефектів, то відносна деформація поверхневих шарів  $\Delta d/d_{\text{max}}$  визначається як

$$(\Delta d/d)_{\text{max}} = \bar{V} \cdot n(D), \quad (2)$$

де  $\bar{V}$  – ефективний об'єм дефекту (усереднений за дефектами усіх типів),  $n$  – концентрація дефектів у порушеному шарі. Тоді із співвідношень (1) і (2) можна отримати значення ефективного радіусу дефекту  $r_{\text{eff}} = 0,819 \text{ \AA}$  при  $D = 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ .

Отже, навколо треку кожного імплантованого іона утворюється область із сильно порушеною кристалічною структурою, яка може містити як прості дефекти типу міжвузлових атомів і вакансій, так і їх англомерати.

Профіль утворених іонною імплантацією радіаційних дефектів не співпадає з профілем механічних напружень, який зсунутий вглиб кристалу [13].

### 3. Структурні дослідження епітаксійних плівок $\text{Y}_{2,95}\text{La}_{0,05}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ після високодозової імплантації іонів $\text{N}^+$

За допомогою дво- і три кристальної дифрактометрії отримано криві дифракційного відбивання (КДВ) і картини розподілу інтенсивності для (444) і (888) рефлексів  $\text{CuK}\alpha$ -випромінювання (рис.6-9). Експериментальні дослідження було проведено в на установці *XRD 3003 PTS* в університеті міста Зіген (Німеччина).

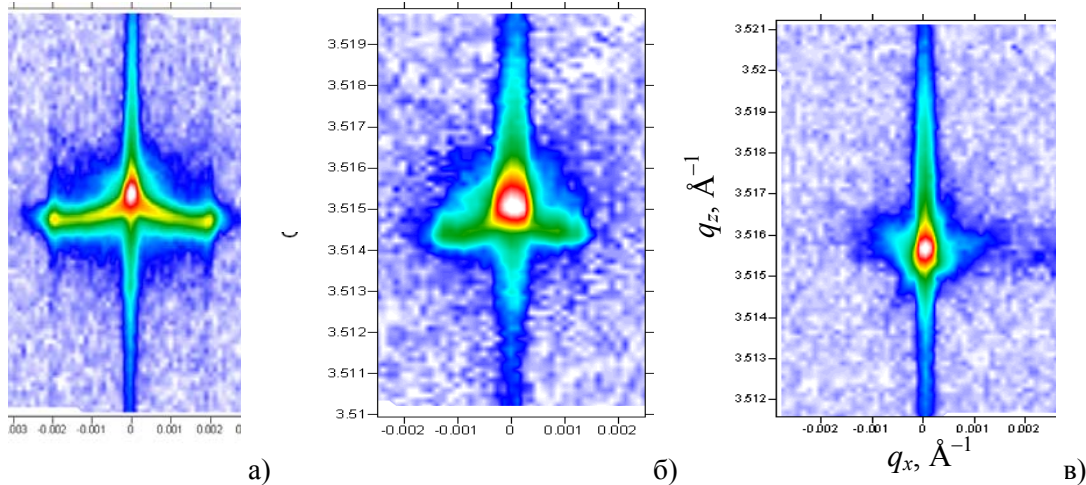


Рис.6. Мапи розподілу інтенсивності в області вузла (444): а)  $D=5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>, б)  $D=0,5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>; в)  $D=1,5 \cdot 10^{18}$ .

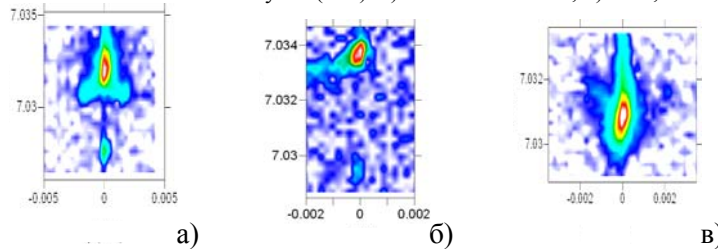


Рис.7. Мапи розподілу інтенсивності в області вузла (888) : а)  $D=5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>, б)  $D=0,5 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>; в)  $D=1,5 \cdot 10^{18}$ .

Для визначення і уточнення товщинного профілю деформацій з КДВ використано комбінацію двох підходів, які ґрунтуються на підгонці кривих гойдання – це числовий розв'язок рівнянь Такагі [14-19] та теорії, розвинутої у праці [20]. У якості першого наближення розподілу деформацій за товщиною вибрано розподіл іонів азоту за даними програми *SRIM*.

На отриманих деформаційних профілях максимальне значення напруг ( $\Delta d/d = 3,2 \cdot 10^{-4}$ ) для еталону №1 спостерігається біля поверхні зразка.

Для розрахунку товщинного розподілу деформації і концентрацій домінуючих дефектів у приповерхневих областях шарів використано рівняння Такагі-Топена і узагальнену динамічну теорію розсіяння X-променів. Розрахунки коефіцієнтів Фур'є-поляризованості проводилося за алгоритмом розробленим в [21].

Варто зауважити, що для даної і вищих доз імплантації додаткові напливи спостерігаються з обидвох боків від головного брегівського піку "ідеальної" частини плівки, що може свідчити про наявність як додатних, так і від'ємних деформацій у порушеному шарі. Від'ємні деформації якраз і можуть бути пов'язані з вибиванням атомів матриці з поверхні плівки. Виходячи з того, що при даній дозі опромінення розсіяння поверхні ще не є значним ( $\sim 125 \text{ \AA}$ ), і, відповідно, максимально деформований шар в глибину змі-

ститься практично на таку саму відстань, основний внесок в деформацію при даній дозі очевидно будуть вносити впроваджені іони азоту. Підтвердженням цього можуть слугувати результати моделювання за програмою *SRIM*, згідно яких на глибині  $\sim 900 \text{ \AA}$  (максимум розподілу іонів імплантантів) при даній дозі на кожен атом матриці припадає 0,65 іонів азоту.

При переході до дози опромінення  $1,5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  відбувається розсіяння порушеного шару товщиною  $\sim 400 \text{ \AA}$ , зміщення максимуму дефектів у ділянку із максимальною концентрацією азоту і остаточна аморфізація всього деформованого (в тому числі і через наявність впроваджених іонів  $N^+$ ) порушеного шару. Це підтверджується зникненням додаткової осциляційної структури на КДВ, отриманих від опромінених вказаною дозою зразків (рис.8б).

Перехід до дози  $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  приводить до повного розпилення порушеного шару ( $\sim 1300 \text{ \AA}$  згідно рис. 5) і просування деформованої області у глибину плівки. Це, в свою чергу, приводить до виникнення деформацій на глибинах  $1500\text{--}3000 \text{ \AA}$ , і проявляється на КДВ у вигляді додаткових напливів біля головного брегівського піка "ідеальної" частини плівки. На відміну від першого етапу деформації приповерхневого шару ( $1 \cdot 10^{13} - 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ), коли імплантація відбувалася по

всій товщині порушеного шару, при дозах більших  $1,5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ , просування максимуму розподілу іонів  $\text{N}^+$  та генерованих ними дефектів відбувається послідовно, в міру розпилення поверхні. На експериментальних КДВ від імпантованих дозою  $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$  зразків також спостерігаються напливи з обох боків від головного бреггівського піка "ідеальної" частини плівки.

Для детальнішого вивчення структури припо-

верхневих шарів плівок  $\text{La:Y}_3\text{Fe}_5\text{O}_{12}$  було проведено X-променеві дифрактометричні дослідження із використанням  $\omega/2\theta$ -сканування та  $\omega$ -сканування (трикристальний спектрометр), а також вимірювання мап оберненого простору. Як і очікувалося, спостерігається задовільна кореляція між  $\omega/2\theta$ - і  $\omega$ -кривими із мапами оберненого простору в околі відповідних вузлів оберненої ґратки.

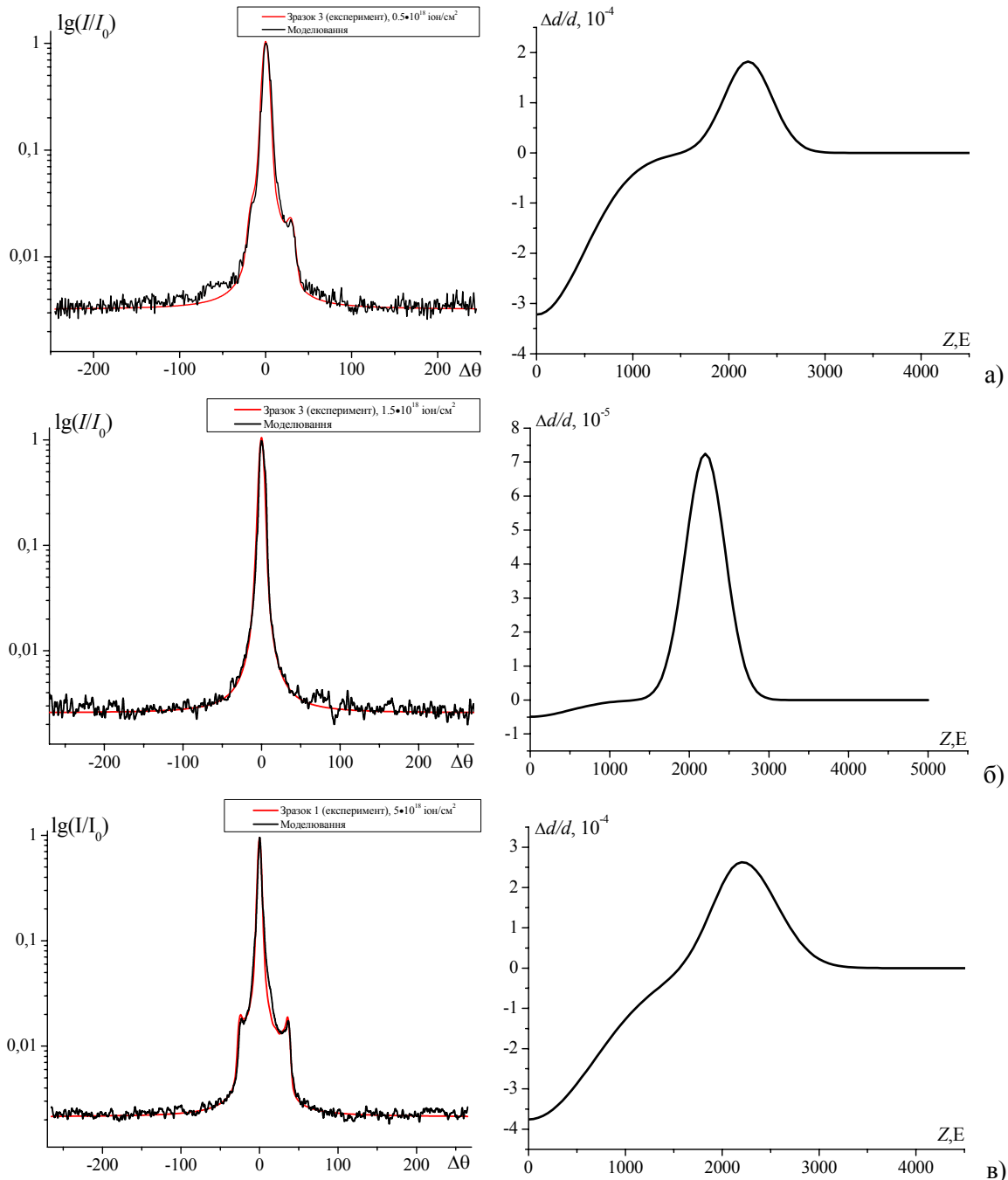


Рис. 8. Теоретичні та експериментальні криві гоїдання і розподіли деформацій: а)  $D=0,5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$ ; б)  $D=1,5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$ ; в)  $D=5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$ .

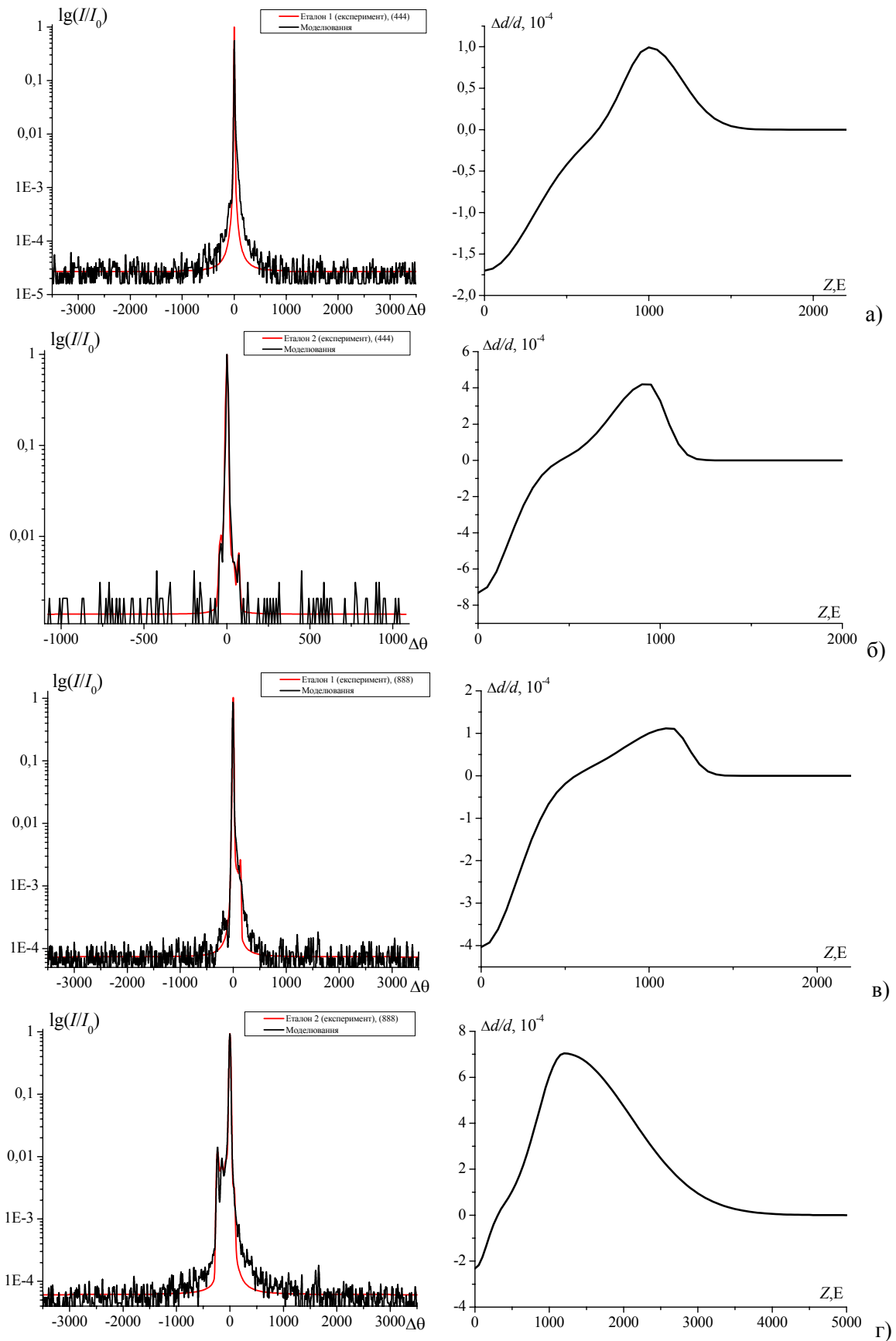


Рис. 9. Теоретичні і експериментальні криві гойдання і розподіли деформацій еталонних плівочок: відбивання (444),  $h = 76,4$  мкм (а),  $h = 21,9$  мкм (б); відбивання (888)  $h = 76,4$  мкм (в),  $h = 21,9$  мкм (г).

Однак варто відзначити, що  $\omega/2\theta$  КДВ, отримані в режимі трикристалльної спектроскопії і двокристалльної із широко відкритим вікном перед детектором суттєво відрізняються. На трикристалльних КДВ відсутні інтенсивні напливи з обох боків головного брегівського піка "ідеальної" частини плівки. Для пояснення такої невідповідності необхідно розглянути особливості сканування для вказаних випадків.

При отриманні двокристалльної КДВ із широко відкритим вікном перед детектором відбувається інтегрування інтенсивності по дузі, нахилений відносно КОП під деяким кутом. На КОП як імплантованих так і не імплантованих зразків з товщиною 21,9 мкм біля основного максимуму спостерігаються два сателіти. При інтегруванні інтенсивності по дузі спочатку фіксується один сателіт, потім головний брегівський пік, а тоді інший сателіт. Різна відстань між напливами також пов'язана із напрямом сканування і узгоджується із вище вказаним поясненням.

Отже, напливи обох боків головного брегівського піка "ідеальної" частини плівки на двокристалльній КДВ із широко відкритим вікном перед детектором пов'язані не із нормальною (перпендикулярною до площини плівки) деформацією приповерхневого шару плівки.

Визначений на основі зіставлення розрахованих і експериментальних кривих гойдання (рис.8) профіль деформації за товщиною для плівки №1 має різкий перегин в області нуля деформацій і спостерігається параболічна залежність для від'ємних деформацій. Величина від'ємної деформації на поверхні плівки  $\Delta d/d = -3,22 \cdot 10^{-4}$ , товщина дисперсного поверхневого шару  $z_0 \sim 1510 \text{ \AA}$ ; область додатних деформацій знаходиться на глибині  $z_{\max} = 2200 \text{ \AA}$ , максимальна деформація  $\Delta d/d_{\max} \approx 1,82 \cdot 10^{-4}$ , півширина  $W = 600 \text{ \AA}$ , протяжність  $z_l = 2850 \text{ мкм}$ , характер кривої експоненційний. При  $D = 1,5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$ :  $\Delta d/d = -0,492 \cdot 10^{-5}$ ,  $z_0 \sim 1400 \text{ \AA}$ ,  $z_{\max} = 2200 \text{ \AA}$ ,  $\Delta d/d_{\max} = 7,25 \cdot 10^{-5}$ ,  $W = 600 \text{ \AA}$ ,  $z_l = 3000 \text{ мкм}$ , характер кривої параболічний. При  $D = 5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$ :  $\Delta d/d = -3,76 \cdot 10^{-4}$ ,  $z_0 \sim 1550 \text{ \AA}$ ,  $z_{\max} = 2200 \text{ \AA}$ ,  $\Delta d/d_{\max} = 2,65 \cdot 10^{-4}$ ,  $W = 650 \text{ \AA}$ ,  $z_l = 3300 \text{ мкм}$ .

З отриманих розподілів деформації випливає, що на формування КДВ значно впливає неоднорідний розподіл легуючої компоненти за товщиною, а також деформації невідповідності на границі розділу плівка-підкладка.

Напруги, які виникають в каскадах атомних зіткнень, є джерелами дислокаційних петель Франка-Ріда з їх наступним рухом вглиб кристалу. Дислокаційні петлі можуть з'являтися і як результат взаємодії точкових дефектів, в основному вакансій, причому стійкі вакансійні петлі мають розмір  $\sim 1 \text{ нм}$ , а ймовірність утворення петель на один каскад знаходиться в межах  $0,1 \div 5$  [21-23]. Швидкість рекомбінації дефектів із збільшенням дози опромінювання зростає і пропорційна, частіше всього, їх концентрації, яка із зростанням дози також неперервно зростає.

Товщина збудженого шару суттєво перевищує проективний пробіг іонів, а його властивості визначаються процесами, які відбуваються в зміненому, і, навіть, в емісійному шарі. В збудженому шарі відбувається утворення напруг і процеси радіаційно-стимульованої дифузії.

#### 4. Атомно-силова мікроскопія епітаксійних плівок $Y_{2,95}La_{0,05}Fe_5O_{12}$ модифікованих іонною імплантацією.

Для кожного із досліджуваних об'єктів на рис. 10а приведено АСМ зображення характерних для них локальних областей розміром  $1 \times 1 \text{ мкм}^2$ . Ділянки поверхні кожної із плівок характеризуються своїми параметрами рельєфу і ступенем структурного розупорядкування.

Для зразка з дозою опромінення  $D_1 = 0,5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$  фрагмент профілю поверхні  $y(x)$  – аперіодичний (рис. 10б), квазіперіод  $\sim 0,12 \text{ мкм}$ . При дозі опромінення  $D_2 = 1,5 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$  фрагмент профілю поверхні  $y(x)$  також аперіодичний, квазіперіод  $\sim 0,18 \text{ мкм}$ .

Для зразка з дозою опромінення  $D_3 = 5,0 \cdot 10^{18} \text{ іон/см}^2$  фрагмент профілю поверхні  $y(x)$  характеризується більшою періодичністю, квазіперіод  $\sim 0,3 \text{ мкм}$ . Наявність значної неорієнтованої частини в розподілі інтенсивності фур'є-образу (рис. 10в) вказує на ближній порядок в системі, тобто утворення аморфного шару, товщина якого зростає із збільшенням дози опромінення. Водночас для зразків з дозами опромінення  $D_1$  і  $D_2$  в центрі фур'є-образу спостерігається нахилена смуга під кутами  $103^\circ$  і  $108^\circ$ , що добре видно на індикатрисах розподілу інтенсивності фур'є-образів (рис. 10г). Отже, для зразка з дозою  $D_1$  нерівності орієнтовані під кутом  $13^\circ$  ( $103^\circ - 90^\circ = 13^\circ$ ), а для зразка з дозою  $D_2$  нерівності орієнтовані під кутом  $18^\circ$ .

Інший параметр поверхні зразка – коефіцієнт напряму текстури ( $S_{\text{tdi}}$ ) визначає, наскільки



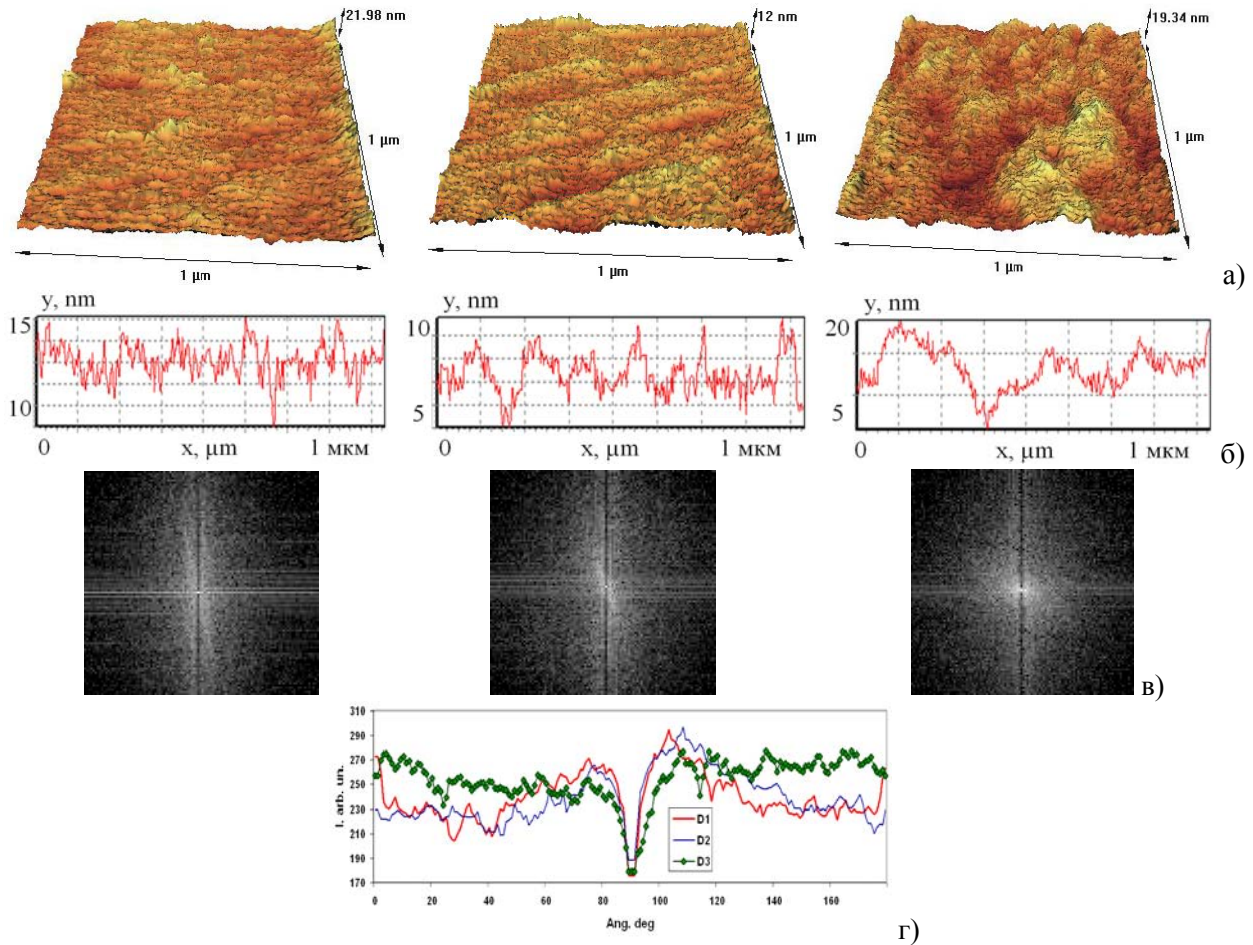


Рис.10. АСМ зображення ділянок поверхні ( $1 \times 1 \text{ мкм}^2$ ) для доз імплантації  $D_1=0,5 \cdot 10^{18}$ ,  $D_2=1,5 \cdot 10^{18}$  і  $D_3=5,0 \cdot 10^{18}$  іон/см<sup>2</sup> (а), фрагменти профілю  $y(x)$  поверхні відповідних ділянок (б), низькочастотні фрагменти фур'є-образів ділянок поверхні (в), індикатриси фур'є-образів (відповідні коефіцієнти напрямку текстури  $S_{td1}=0,81$ ;  $S_{td2}=0,79$ ;  $S_{td3}=0,92$ ) (г).

домінує переважаючий напрям текстури на зображенні. Визначається  $S_{tdi}$  як середнє значення індикатриси, поділене на максимальне значення. За визначенням значення  $S_{tdi}$  лежить в діапазоні від 0 до 1. Для поверхні лише з одним переважаючим напрямком значення  $S_{tdi}$  близьке до 0, а для багатьох рівнозначних текстур  $S_{tdi}$  наближується до 1. Відповідно до значень коефіцієнту напрямку текстури  $S_{tdi}$  (рис. 10г) отримано результати, аналогічні до результатів аналізу індикатрис: для зразків з дозами  $D_1$  і  $D_2$  спостерігається слабка орієнтація нерівностей поверхні. Для зразка з дозою  $D_3$  напрям переважної орієнтації нерівностей відсутній. Аналіз отриманих результатів показує, що значення  $S_{tdi}$  пропорційні до ступеня аморфізації поверхні.

Найбільші зміни рельєфу поверхні, як і очікувалося, характерні для плівки №3, опроміненої найбільшою дозою іонів; поверхня – неоднорідна, спостерігаються характерні локальні розупорядковані області з перепадом висот до

20 нм середніми розмірами  $\sim 0,15 \text{ мкм}$ .

### Висновки

1. Методами високороздільної X-променевої дифрактометрії проведені дослідження структурних змін у приповерхневих шарах епітаксійних плівок  $\text{Y}_{2,95}\text{La}_{0,05}\text{Fe}_5\text{O}_{12}$ , після високодозової імплантації іонів азоту. Дослідження проводилися на високороздільному дифрактометрі XRD 3003 PTS.

2. Розраховано фізичні параметри, які необхідні для розрахунку кривих гойдання і мап розподілу інтенсивності для співставлення з експериментальними вимірами.

3. Визначено товщину порушеного шару, середнє, середнє квадратичне зміщення атомних площин і ступінь аморфізації приповерхневих шарів підкладки. Отримано розподіли деформаційних полів на границі розділу порушений шар – підкладка.

За даними АСМ найбільші зміни рельєфу по-

верхні характерні для плівки № 3, опроміненої найбільшою дозою іонів. Поверхня неоднорідна, спостерігаються характерні локальні розупорядковані області з перепадом висот до 20 нм та середніми розмірами  $\sim 0,15$  мкм.

4. Застосування іонної імплантації для модифікації структури і властивостей залізо-ітрієвих структурах ускладнено процесами, які пов'язані з радіаційним дефектоутворенням в багатокомпонентних гетероепітаксійних плівках в порівнянні з масивними напівпровідниками. Це пов'язано з наявністю у гетероструктурі поля пружних деформацій, зумовленого розходженням сталих ґраток плівки і підкладки та існуванням кількох кристаллографічних і магнітних підґраток.

#### СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Остафійчук Б.К., Яремій І.П., Кравець В.І., Ключка С.Я., Яремій С.І. Вплив кристалічної структури епітаксійних плівок ЗІГ на профілі деформації // Фізика і хімія твердого тіла. – 2006. – 7, №3. – С. 436-441.
2. Юр'єв С.О., Ніколайчук В.Й., Ющук С.І., Костюк П.С. Виготовлення і властивості шаруватих ферогранатових структур // Вісник ДУ Львівська політехніка. Елементи теорії та приклади твердо тільної електроніки. – 2000. – №393. – С. 37-40.
3. Ющук С.І., Коцюбинський В.О., Юр'єв С.О., Яремій І.П. Вплив відпалу на магнітні властивості ферогранатових плівок // Фізика і хімія твердого тіла. – 2001. – 2, №4. – С. 735-739.
4. Вильямс Дж.С. Ионная имплантация и лучевая технология – К.: Наукова думка, 1988.
5. Двуреченский А.В., Каранович А.А., Рыбин А.В. Механизм дефектообразования в кристаллах при неупругом торможении высокоэнергетических ионов // ЖЭТФ. – 1995. – 107, вып.2. – С.493-503.
6. Fabbri R. X-ray diffraction analysis of damage accumulation due to the nuclear energy loss of 50keV and 1-2.2 MeV B ions implanted in silicon / Fabbri R., Lulli G., Nipoti R. and Servidori M. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research. – 1993. – В80/81. P.624-627.
7. Guzman A.M., Bauer C.L., Silvain J.F., Kryder M.H. The irradiation effects of ion implantation on magnetic garnets // Nucl. Instrum. and Meth. Phys. Res. – 1986. – В16, №2-3. – P. 230-236.
8. Ziegler J. F., Biersack J.P., Littmark U. The Stopping and Range of Ions in Solids. – New-York: Pergamon Press, 1985.
9. Довгий Я.О., Китык В.И., Матковский А.О. Квантовомеханический подход к образованию дефектных состояний в гадолиний-галлиевых гранатах // ФТТ. – 1992. – 34, №4. – С. 1078-1087.
10. Руссел Х., Руге И. Ионная имплантация. – М.: Наука, 1983.
11. Мынбаев К.Д., Иванов-Омский В.И. Легирование эпитаксиальных слоев и гетероструктур на основе HgCdTe // ФТП. – 2006. – 40, №1. – С.541-551.
12. Остафійчук Б.К., Яблонь Л.С., Коцюбинський В.О. Кристалічна і магнітна мікроструктура приповерхневих шарів монокристалічних плівок LaGa-заміщеного залізо-ітрієвого гранату імплантованих іонами F+ // Фізика і хімія твердого тіла. – 2004. – 5, №4. – С. 744-749.
13. Vudyanath H.R., Abbott R.C., Nelson D.A. Mode of incorporation of phosphorus in Hg<sub>0.8</sub>Cd<sub>0.2</sub>Te // J.Appl.Phys. – 1983. – 54, №3. – P.1323-1331.
14. Takagi S. A Dynamical theory of diffraction for a distorted crystal // J. Phys. Soc. Japan. – 1969. – 26, №5. – P. 1239-1253.
15. Афанасьев А.О., Фанченко С.С. Восстановление профилей нарушенных тонких приповерхностных слоев по рентгенодифракционным данным // Кристаллография. – 1986. – 287, №6. – С.1395-1399.
16. Пунегов В.И. Статистическая динамическая теория дифракции рентгеновских лучей на кристаллах с непрерывно изменяющимся по толщине параметром решетки // Кристаллография. – 1990. – 35, вып.3. – С.576-583.
17. Гончарский А.В., Колпаков А.В., Степанов А.А. Обратные задачи вычислительной диагностики нарушенных приповерхностных слоев кристаллов по рентгенодифракционным данным // Поверхность. – 1986. – №12. – С. 72-86.
18. Speriosu V.S, Wilts C.H. X-ray rocking curve and ferromagnetic resonance investigations of ion-implanted magnetic garnet // J.Appl.Phys. – 1983. – 54, №6. – P.3326-3343.
19. Афанасьев А.М., Александров П.А., Имамиев Р.М. Рентгеновская структурная диагностика в исследовании приповерхностных слоев монокристаллов. – М.: Наука, 1986.
20. Kyutt R.N., Petrachen P.V., Sorokin L.M. Strain Profiles in Ion-Doped Silicon Obtained from X-Ray Rocking Curves // Phys. status solidi A. – 1980. – 50. – P.381-389.
21. Кисловський С.М., Оліховський С.Й., Молодкін В.Б., Остафійчук Б.К., Владімірова Т.П., Леня С.Г. Визначення рентгенодифракційних параметрів монокристалів гранатів по кривих дифракційного відбиття // Металлофізика і новейшие технологи. – 2005. – 27, №2. – С. 217-231.
22. Остафійчук Б.К., Федорив В.Д., Кравець В.И., Василюшин Б.В. Структура приповерхносного слоя феррит-гранатової плівки, імплантованої іонами бора // Металлофізика і новейшие технологи. – 1995. – 17, №2. – С. 67-72.
23. Остафійчук Б.К., Будзуляк І.М., Яремій І.П., Яблонь Л.С. Структурні перетворення в La,Ga-заміщених ФТП, обумовлені дією лазерного опромінення // Фізика і хімія твердого тіла. – 2008. – 9, №1. – С.19-23.