

СТРОЕНИЕ И СВОЙСТВА НАНОРАЗМЕРНЫХ И МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

PACS numbers: 61.05.cf, 61.05.cp, 61.72.Dd, 61.72.U-, 61.80.Jh, 62.20.Qp, 81.40.Wx

Наноструктурування поверхні гетероепітаксійної плівки CdHgTe методом йонної імплантації Ag^+

Р. С. Удовицька

*Институт фізики напівпровідників ім. В. Є. Лашкарьова НАН України,
просп. Науки, 41,
03028 Київ, Україна*

Представлено результати систематичних досліджень впливу структурних змін на механічні характеристики поверхні гетероепітаксійної структури кадмій–ртуть–телур (КРТ), одержаної методом йонної імплантації Ag^+ . Методом Рентгенової дифрактометрії вивчаються характеристики порушеного шару гетероструктур $Ag_2O/CdHgTe/CdZnTe$. Визначено, що домішка (срібло) розташовується переважно в приповерхневій області епітаксійного шару завтовшки $y \cong 0,1$ мкм, причому максимального значення $y \cong 10^{24} \text{ м}^{-3}$ концентрація йонів досягає на глибині $y \cong 0,05$ мкм. Обговорюється природа і роль механічної напруги леґованого шару і вплив деформацій на перерозподіл введеної домішки і дефектів. Розглядається генерація механічних напружень у твердому розчині CdHgTe, що виникають при імплантаційному введенні домішкових йонів срібла, як джерело трансформації дефектно-домішкової структури та зміни мікроструктури поверхні гетероепітаксійної плівки вузькозонного напівпровідника. Встановлено, що ефект деформаційного втягування домішки за рахунок дилатаційного ефекту може відігравати помітну роль при формуванні профілю розподілу домішки. Із застосуванням програмного пакета TRIM_2008 були розраховані значення концентрації імплантату $C(z)$, які використовувалися для подальшого розрахунку максимальних за величиною механічних напружень. Також визначено зміни відносної мікротвердості η досліджуваних зразків. Аналіз структурних змін приповерхневого шару імплантованих сріблом зразків КРТ виконувався XRD-методикою у ковзній конфігурації (GI XRD) при куті ковзання $\gamma 1^\circ$. Для даного матеріалу в дифракційну картину (GI XRD) дають внесок приповерхневі області на глибині до 400 нм. Для визначення розмірів дефектів було побудовано та проаналізовано розподіл інтенсивності дифузного розсіяння в напрямку q_x . Для зразка після імплантації сріблом відбувається звуження області Хуаневого розсіяння порівняно з вихідним зразком.

Structural and mechanical characteristics of the damaged layer of heteroepitaxial $\text{Ag}_2\text{O}/\text{CdHgTe}/\text{CdZnTe}$ structures after implantation of silver ions are presented within the scope of systematic X-ray diffraction investigations. Nature and role of mechanical stress of doping layer and the impact of strain on the redistribution of introduced impurities and defects are discussed. The generation of mechanical stresses in the CdHgTe (MCT) solid solution arising from the implantation introduction of impurity silver ions is considered as a source of transformation of defect-impurity structures and changes in the microstructure of the heteroepitaxial narrow-gap semiconductor film surface. As revealed, the effect of deformation retraction of impurities caused by dilatational effect may play a prominent role in formation of the impurity distribution profile. With application of the TRIM_2008 software package, the concentration values of implanted ions, $C(z)$, are calculated and used for further calculation of the maximal mechanical stresses. As determined, the silver admixture is mainly located in the surface region of epitaxial layer with the thickness of $\cong 0.1 \mu\text{m}$, and the maximum of ion concentration ($\cong 10^{24} \text{m}^{-3}$) is achieved at the depth of $\cong 0.05 \mu\text{m}$. Changes in relative microhardness of samples, η , are investigated as well. Analysis of structural changes in the surface layer of silver-implanted MCT-samples is performed by the XRD method in sliding configuration (GI XRD) at the grazing angle of 1° . For this material, near-surface region up to 400 nm contributes in the diffraction pattern. To determine the size of defects, intensity distribution of diffuse scattering in the \mathbf{q}_x direction is reconstructed and analysed. With the increase of the defects' size, the narrowing of Huang-scattering domain is observed for the sample after silver implantation in comparison with the initial sample.

Представлены результаты систематических исследований структурных и механических характеристик поверхности гетероэпитаксиальной структуры кадмий-ртуть-теллур (КРТ), полученной методом ионной имплантации Ag^+ . Методом рентгеновской дифрактометрии изучались характеристики нарушенного слоя гетероструктур $\text{Ag}_2\text{O}/\text{CdHgTe}/\text{CdZnTe}$. Было определено, что примесь (серебро) располагается преимущественно в приповерхностной области эпитаксиального слоя толщиной $\cong 0,1$ мкм, причём максимального значения $\cong 10^{24} \text{м}^{-3}$ концентрация ионов достигает на глубине $\cong 0,05$ мкм. Обсуждается природа и роль механического напряжения легируемого слоя и влияние деформаций на перераспределение введённой примеси и дефектов. Рассматривается генерация механических напряжений в твёрдом растворе CdHgTe , возникающих при имплантационном введении примесных ионов серебра, как источник трансформации дефектно-примесной структуры и изменения микроструктуры поверхности гетероэпитаксиальной плёнки узкозонного полупроводника. Установлено, что эффект деформационного втягивания примеси за счёт дилатационного эффекта может играть заметную роль при формировании профиля распределения примеси. С применением программного пакета TRIM_2008 были рассчитаны значения концентрации имплантата $C(z)$, которые использовались для дальнейшего расчёта максимальных по величине механических напряжений. Также определены изменения относительной микротвёрдости η исследуемых образцов. Анализ структурных изменений приповерхностного слоя имплантированных серебром образ-

цов КРТ виконявся по XRD-методикі в скользящей конфигурації (GI XRD) при углі скольження 1° . Для даного матеріала в дифракційну картину (GI XRD) дають вклад приповерхні області на глибині до 400 нм. Для визначення розмірів дефектів було побудовано і проаналізовано розподілення інтенсивності дифузного розсіяння в напрямленні q_x . Для зразка після імплантації срібром відбувається звуження області хуаневського розсіяння по порівнянню з початковим зразком.

Ключові слова: деформаційні поля, дифузійна рухливість, імплантація, наноматеріали, напівпровідники.

(Отримано 15 травня 2015 р.)

1. ВСТУП

Ростові деформаційні поля є фізичним чинником, що впливає як на структурні, так і на механічні властивості напівпровідникових гетероепітаксійних структур. Причина виникнення просторових напружень зумовлена відмінністю постійних кристалічної ґратниці та температурних коефіцієнтів лінійного розширення епітаксійного шару та матеріалу підложжя. Прикладом ефективного застосування ростових деформацій в сучасній мікроелектроніці є комплементарна структура метал-оксид-напівпровідник (англ. — complementary metal-oxide-semiconductor—CMOS) транзисторів, в яких шляхом комбінації напружених шарів Si та SiGe досягають значних деформацій в області 2D-структур, внаслідок чого відбувається значне підвищення рухливості носіїв заряду [1, 2].

Одержання сучасних наноматеріалів з унікальними властивостями, як правило, засноване на формуванні ієрархічних структур. Прикладом є мультисенсорні металооксидні системи (ZnO, SnO₂, In₂O₃, NbO₂ тощо) в перспективній для функціональних наноматеріалів концепції «електронний ніс» [3]. Одним з поширених методів модифікації структурних і морфологічних характеристик є йонна імплантація, що дозволяє шляхом вибору режимів опромінення і умов відпалу регулювати властивості матеріалу. При бомбуванні напівпровідника йонами, кластерами атомів і молекул відбувається зміна термодинамічних параметрів базових компонентів системи, що викликає збільшення стисливості, зниження енергії утворення дефектів, зміну параметрів ґратниці, підвищення концентрації і дифузійної рухливості дефектів та ін. У поєднанні з широким спектром топологічних особливостей поверхні імплантація дозволяє одержувати мікроструктуровані матеріали, що мають поліфункціональність фізичних властивостей. Приклади формування нанокompatитів і металооксидних наногетероструктур методом йонної імплантації представлено в [4–6].

Метою даної роботи було вивчення структурних та механічних

властивостей наноструктурованої поверхні напівпровідникових гетероструктур $p\text{-Ag}_2\text{O}/\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdZnTe}$ ($x \cong 0,223$). Для одержання наноструктурованої поверхні використовували радіальне йонне опромінення йонами срібла та посттермічне оброблення (348 К) зразків з підбором часу, дози та енергії опромінення для забезпечення оптимальних технологічних режимів.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Зразки гетероструктур піддавалися радіальному йонному опроміненню йонами Ag^+ з боку плівки кадмій-ртуть-телур (КРТ) на імплантаторі «Везувій». Енергія та доза імплантації склали $E = 100$ кеВ і $Q = 3 \cdot 10^{13}$ см⁻² відповідно. Епітаксійний шар КРТ завтовшки $d = 17$ мкм нарощувався на напівізолювальний CdZnTe.

Рентгеноструктурні дослідження зразків виконувалися з використанням дифрактометра 'Panalytical X-Pert PRO MRD' (Almelo, The Netherlands) з характеристичним $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -випроміненням. Монохроматизація Рентгенових променів здійснювалася в приладі за допомогою Ge(220)-монохроматора з чотирикратним відбиттям і Ge(220) аналізатора з двократним відбиттям, що істотно збільшує роздільчу здатність мірянй і уможливорює фіксувати відносну зміну параметра кристалічної ґратниці об'єкту з точністю до $\Delta a/a = 10^{-5}$.

Механічні властивості поверхні імплантованих зразків КРТ визначалися за допомогою твердоміра Shimadzu HNV-200 (див. рис. 1).

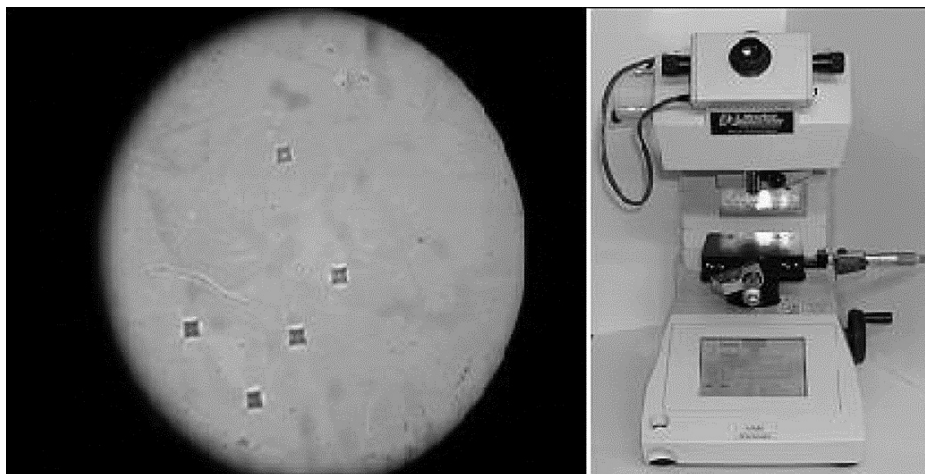


Рис. 1. Визначення мікротвердості гетероепітаксійного шару після йонної імплантації Ag^+ (Мікротвердомір Shimadzu HNV-2000).

3. РЕЗУЛЬТАТИ

3.1. Дослідження механічних властивостей

Епюру розподілу механічних напружень, що створюються в плівці КРТ внаслідок введення імплантату, можна одержати із співвідношення [7]:

$$\sigma(z) = C(z)\beta E/(1 - \nu), \quad (1)$$

де ν — Пуассонів коефіцієнт, E — модуль Юнга, z — координата, β — коефіцієнт стискання кристалічної ґратниці, $C(z)$ профіль розподілу домішки, що вводиться до мішені.

Контроль мікротвердості гетероепітаксійного шару КРТ до та після йонної імплантації Ag^+ оцінювався за зміною показника η :

$$\eta = HV_1/(HV), \quad (2)$$

де HV_1 — мікротвердість зразка після імплантації, а HV — до імплантації.

3.2. Дослідження структурних властивостей

Присутність у приповерхневих тонких гетерошарах різного типу власних та індукованих введеною домішкою дефектів значно ускладнює задачу кількісної структурної діагностики досліджуваних у роботі об'єктів, оскільки одночасний вплив на параметри розсіяння X-променів спотворень різної природи має найчастіше неадитивний характер. Однозначна інтерпретація X-променевої дифракційних профілів такого роду об'єктів має суттєві обмеження. Використання кінематичного або динамічного наближення теорії розсіяння X-променів без урахування ефектів дифузного розсіяння від наявних дефектів кристалічної структури не дозволяє повною мірою ідентифікувати структурні зміни на межах між імплантованим шаром і кристалічним підложжям [8].

Тому аналіз структурних змін приповерхневого шару імплантованих сріблом зразків КРТ виконувався за методикою ковзної конфігурації (GI XRD) при куті ковзання 1° .

4. ОБГОВОРЕННЯ

Відомо, що імплантація напівпровідникових гетеро- та гомоепітаксійних систем йонами високої енергії супроводжується введенням великої кількості дефектів, які є визначальними у властивостях

одержаних структур [8]. Кінетика таких процесів обумовлена, в основному, дифузійною рухливістю дефектів і має залежність як від наявності бар'єрів міграції, так і від характеру взаємодії легувальних елементів, домішок і власних точкових дефектів напівпровідника. З іншого боку, внутрішні механічні напруження в областях радіаційного розупорядкування порушують однорідність фізичних характеристик напівпровідникового матеріалу, що дозволяє сформувати в мішені області з особливими властивостями. Розглянемо, що відбувається в гетероепітаксійному шарі твердого розчину CdHgTe при опроміненні йонами срібла з енергією 100 кеВ та посттермічним обробленням (348 К) зразків з підбором часу, дози та енергії опромінення для забезпечення оптимальних технологічних режимів.

4.1. Механічні напруження

Добре відомо, що система CdHgTe виявляє значну чутливість до технологічних процесів. Ці особливості пов'язані з підґратницею Hg–Te, оскільки ентальпія утворення зв'язку Hg–Te ($\Delta H_f = 0,33$ еВ) низька, в порівнянні з Cd–Te ($\Delta H_f = 1,04$ еВ) [7]. Область порушення кристалічної ґратниці КРТ окреслюється профілем розподілу імплантату $C(z)$, який розрахований [7] для срібла та показаний на рис. 2.

Домішка, що вводиться, розташовується переважно в приповерхневій області епішару КРТ завтовшки $\cong 0,1$ мкм, причому максимального значення $\cong 10^{24}$ м⁻³ концентрація срібла досягає на глибині $\cong 0,05$ мкм. Поява радіаційних дефектів спотворює кристалічну ґратницю та, як наслідок, деформує всю гетероструктуру.

За результатами рентгеноструктурних досліджень авторами роботи [7] було визначено коефіцієнт стискання (β) кристалічної ґратниці зразків плівки CdHgTe від введення срібла. Отже величину механічних напружень, що створюються в плівці КРТ, можна визначити із співвідношення (1). За нашими оцінками максимальні за величиною механічні напруження σ_{\max} , що виникають у приповерхневому шарі епітаксійної плівки КРТ, складають $\cong 1,1 \cdot 10^5$ Па. Таким чином, внаслідок введення в кристалічну ґратницю йонів срібла, приповерхневий гетероепітаксійний шар плівки напівпровідника зазнає значного деформування.

На рисунку 2 (на вставці) побудовано епюри залишкових концентраційних напружень від імплантації йонами срібла, для зручності в координатах σ/E . Введені механічні напруження в мішені спонукають до збільшення опору деформації імплантованого шару КРТ [7]. Це пояснення виходить із співвідношення йонних радіусів атомів матриці та імплантату, що вводиться до мішені. Так, у роботі [9] показано, що імплантація КРТ йонами малого радіуса (таки-

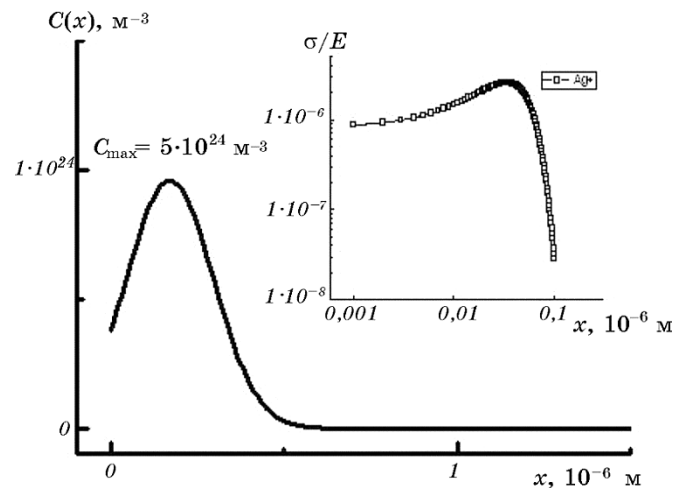


Рис. 2. Профілі розподілу домішок Ag^+ в плівці $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ($x \cong 0,223$). На вставці: залежності залишкових концентраційних напружень у безрозмірних координатах σ/E домішок Ag^+ в плівці $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$.

ми як V^+ з радіусом $0,97 \text{ \AA}$) ініціює стискання порушеного шару, тоді як імплантація цього матеріалу йонами Hg^+ з радіусом $1,55 \text{ \AA}$, або Cd^+ з радіусом $1,56 \text{ \AA}$ (в нашому дослідженні — це Ag^+ з радіусом $1,44 \text{ \AA}$) навпаки призводить до розтягування поверхневого шару напівпровідника. Таким чином, стискання/розтягування приповерхневої області епітаксійної плівки КРТ і, відповідно, розтягування/стискання глибших шарів цього матеріалу (тобто поява градієнту деформації) буде сприяти перерозподілу в системі точкових дефектів при відпалі гетероструктури. З інших джерел [10] відомо, що факт наноструктурування поверхні викликає зміну мікротвердості матеріалу.

Вивчення зміни відносної мікротвердості η зразків (рис. 1), імплантованих сріблом, показало, що після імплантації йонами срібла величина η зменшилася до $0,96$. Отже, мікротвердість зразків при імплантації йонами срібла збільшилася. Це можна пов'язати з тим, що введення атомів срібла до КРТ призводить до розтягування кристалічної матриці [7].

Для більш детального визначення структурних особливостей були використані рентгеноструктурні дослідження за допомогою яких можна визначити характер деформацій, що виникають в опроміненій гетероструктурі.

4.2. Рентгеноструктурні дослідження

Аналіз структурних змін приповерхневого шару імплантованих

сріблом зразків КРТ виконувався за XRD методикою у ковзній конфігурації (GI XRD) [8]. Кут падіння Рентгенового променя на поверхню зразка був підібраний таким чином, щоб одержати інформацию з глибини $\cong 100$ нм. Глибина проникнення Рентгенового випромінювання оцінювалася з виразу $2\theta_{\text{inc}}/\mu$, для енергії Рентгенового пучка, що використовувалась, μ — лінійний коефіцієнт послаблення Рентгенового випромінювання для CdTe (а також і для CdZnTe) становить величину $\cong 1,5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$ [8]. Одержаний GI XRD-спектр (рис. 3) вказує на утворення в приповерхневій області базового напівпровідникового матеріялу полікристалічної фази кубічної структури CdHgTe складом $x \cong 0,20$ (ICDDPDF 00-051-1122) з параметром ґратниці $a = 6,4654 \text{ \AA}$. Також у спектрі присутній пік при куті $32,7^\circ$, який можна зіставити з рефлексом (111) від Ag_2O (ICDDPDF 00-041-1104) з параметром ґратниці $a = 4,7263 \text{ \AA}$. Наявність високого рівня фону розмитих малоінтенсивних смуг вказує на те, що область, яка досліджується, має розупорядковану структуру, котра знаходиться в стані фазового переходу [8]. Також у роботі оцінювався розмір D зон когерентного розсіювання за Шерреровим співвідношенням [11]:

$$2\theta[\text{rad}] = \frac{\lambda}{D \cos \theta_0}, \quad (3)$$

де 2θ — ширина дифракційного піка, λ — довжина хвилі Рентгенового випромінювання, θ_0 — кут нахилу променя. Для піка $\text{Ag}_2\text{O}(111)$ величина новоутворень на поверхні гетерошару склала 70 нм, а для піка КРТ (111) — 200 нм. Отже, виявлено факт виділення фази, яка

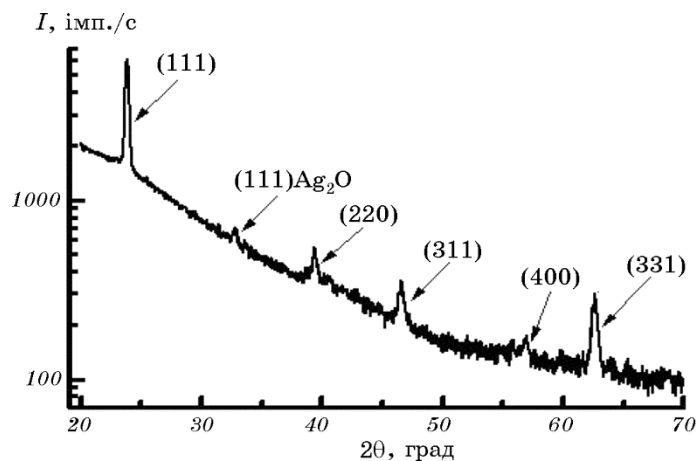


Рис. 3. Дифрактограма XRD-аналізу при куті ковзання Рентгенового випромінювання на зразок 1° .

відрізняється від матриці КРТ тільки складом (x) та не відрізняється за структурою. Подібне явище виникає при когерентному ізоморфному розпаді твердих розчинів, причому наноструктурований в такий спосіб матеріал повинен мати пластинчасту форму з переважною орієнтацією перпендикулярно до кристалографічного еквівалентного напрямку.

Було побудовано та проаналізовано в подвійному логарифмічному масштабі розподіли диференціальної інтенсивності I (рис. 4) дифузного Рентгенового розсіяння в напрямку вектора \mathbf{q}_x [12, 13]. Збільшенню довжини вектора \mathbf{q} відповідають три області розсіяння з різними законами спадання в координатах $\lg I - \lg q$. Вплив дефектів проявляється в зсуві максимуму кривої відбиття, зміні інтегрального коефіцієнта відбиття та появі дифузної компоненти. Для вихідного зразка характерним є закон спадання $I \propto q^{-4}$. Це область асимптотичного розсіяння. Тобто розсіяння відбувається на достатньо сильних спотвореннях кристалічної ґратниці. При збільшенні розміру дефектів відбувається звуження області Хуаневого розсіяння (зменшення величини q_0 , що відповідає точці перегину на залежності $\lg I(\lg q)$). Для зразка після імплантації сріблом (рис. 4, крива 2) спостерігається зменшення q_0 відносно значення для зразка у вихідному стані (рис. 4, крива 1). Збільшення області асимптотичного дифузного розсіяння вказує на значний розкид параметрів мікроефектів. Здебільшого це стосується зразка після відпалу (рис. 4, крива 3), для якого зберігається тенденція збільшення та генерації мікроефектів. Таким чином, у роботі було визначено динаміку змін параметрів структурних та механічних властивостей,

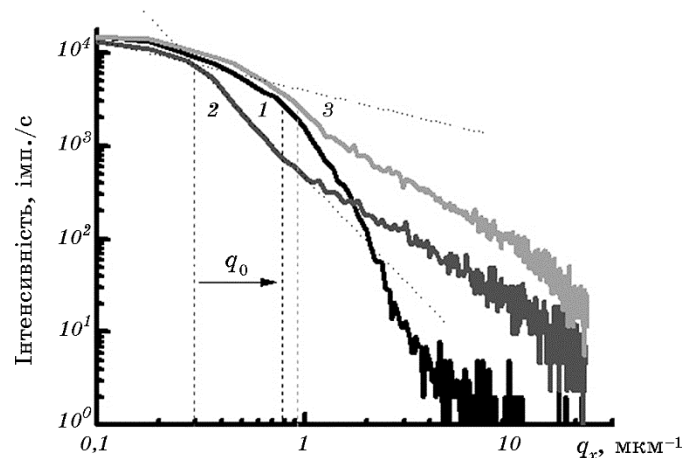


Рис. 4. Розподіл інтенсивності дифузного розсіяння в напрямку \mathbf{q}_x для зразків $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$: 1 — вихідний, 2 — імплантований сріблом, 3 — після відпалу.

що відбуваються внаслідок йонного опромінення йонами срібла гетероепітаксійної системи CdHgTe.

5. ВИСНОВКИ

1. Відбувається наноструктурування поверхні гетероплівки КРТ, що піддавалася йонному опроміненню йонами срібла. Виявлено утворення в приповерхневій (<100 нм) області базового матеріялу (CdHgTe) полікристалічної фази $Cd_xHg_{1-x}Te$ кубічної структури зі складом $x \cong 0,20$, а також фази метал-оксид (Ag_2O).
2. Одержано епюри розподілу та визначено механічні напруження $\sigma(z)$ та σ/E в розупорядкованому шарі КРТ.
3. Введені механічні напруження в мішені спонукають до збільшення опору деформації імплантованого шару КРТ. Це пояснюється співвідношенням йонних радіусів уведеної домішки (Ag^+) та атомів матриці (Cd, Hg, Te).
4. Додатковим фактором, що відповідає за збільшення опору деформації імплантованого шару КРТ, є наноструктурування поверхні напівпровідникового матеріялу.

Особиста подяка — кандидату фіз.-мат. наук О. Й. Гудименко за надані результати.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. D. Paul, *Semicond. Sci. Technol.*, **19**: 75 (2004).
2. A. A. Orouji and M. J. Kumar, *Superlattices Microstruct.*, **39**: 395 (2006).
3. C. Hagleitner, A. Hierlemann, D. Lange et al., *Nature*, **414**: 293 (2001).
4. A. Romanyuk and P. Oelhafen, *Appl. Phys. Lett.*, **90**: 013118 (2007).
5. U. B. Singh, D. C. Agarwal, S. A. Khan, S. Mohapatra, A. Tripathi, and D. K. Avasthi, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **45**: 445304 (2012).
6. A. Romanyuk and P. Oelhafen, *Appl. Phys. Lett.*, **90**: 013118 (2007).
7. A. B. Smirnov, O. S. Litvin, V. O. Morozhenko, R. K. Savkina, M. I. Smoliy, R. S. Udovyt'ska, and F. F. Sizov, *Ukr. J. Phys.*, **58**, No. 9: 872 (2013).
8. Ф. Ф. Сизов, Р. К. Савкина, А. Б. Смирнов, Р. С. Удовицкая, В. П. Кладько, А. Й. Гудименко, Н. В. Сафрюк, О. С. Литвин, *Физика твёрдого тела*, **56**, № 11: 2091 (2014).
9. H. Ebe, M. Tanaka, and Y. Miyamoto, *J. Electron. Mater.*, **28**: 854 (1999).
10. *Engineering Thin Films and Nanostructures with Ion Beams* (Ed. É. Knystautas) (Boca Raton–London–New York–Singapore: Taylor & Francis Group, LLC: 2005).
11. Landolt-Börnstein, *Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology* (Berlin: Springer-Verlag: 1982), vol. **17**, p. 227.
12. М. А. Кривоглаз, *Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах* (Киев: Наукова думка: 1984).
13. В. Т. Бублик, С. Ю. Мацнев, К. Д. Щербачёв, М. В. Меженный,

М. Г. Мальдивийський, В. Я. Резняк, *Фізика твёрдого тела*, **45**, № 10: 1832 (2003).

REFERENCES

1. D. Paul, *Semicond. Sci. Technol.*, **19**: 75 (2004).
2. A. A. Orouji and M. J. Kumar, *Superlattices Microstruct.*, **39**: 395 (2006).
3. C. Hagleitner, A. Hierlemann, D. Lange et al., *Nature*, **414**: 293 (2001).
4. A. Romanyuk and P. Oelhafen, *Appl. Phys. Lett.*, **90**: 013118 (2007).
5. U. B. Singh, D. C. Agarwal, S. A. Khan, S. Mohapatra, A. Tripathi, and D. K. Avasthi, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **45**: 445304 (2012).
6. A. Romanyuk and P. Oelhafen, *Appl. Phys. Lett.*, **90**: 013118 (2007).
7. A. B. Smirnov, O. S. Litvin, V. O. Morozhenko, R. K. Savkina, M. I. Smoliy, R. S. Udovyt'ska, and F. F. Sizov, *Ukr. J. Phys.*, **58**, No. 9: 872 (2013).
8. F. F. Sizov, R. K. Savkina, A. B. Smirnov, R. S. Udovyt'ska, V. P. Kladko, A. J. Gudymenko, N. V. Safryuk, and O. S. Litvin, *Fizika Tverdogo Tela*, **56**, No. 11: 2091 (2014) (in Russian).
9. H. Ebe, M. Tanaka, and Y. Miyamoto, *J. Electron. Mater.*, **28**: 854 (1999).
10. *Engineering Thin Films and Nanostructures with Ion Beams* (Ed. É. Knystautas) (Boca Raton–London–New York–Singapore: Taylor & Francis Group, LLC: 2005).
11. Landolt-Börnstein, *Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology* (Berlin: Springer-Verlag: 1982), vol. **17**, p. 227.
12. M. A. Krivoglaz, *Diffuse Scattering of X-Rays and Neutrons by Fluctuation Inhomogeneities in Non-Ideal Crystals* (Kiev: Naukova Dumka: 1984) (in Russian).
13. V. T. Bublik, S. Yu. Matsnev, K. D. Shcherbachev, M. V. Mezhennyi, M. G. Mil'vidskii, and V. Ya. Reznik, *Fizika Tverdogo Tela*, **45**, No. 10: 1832 (2003) (in Russian).