

О.Б. СМІРНОВ, О.С. ЛИТВИН, В.О. МОРОЖЕНКО, Р.К. САВКІНА, М.І. СМОЛІЙ,
Р.С. УДОВИЦЬКА, Ф.Ф. СИЗОВ

Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
(Просп. Науки, 41, Київ 03028; e-mail: alex_tenet@isp.kiev.ua)

РОЛЬ МЕХАНІЧНИХ НАПРУЖЕНЬ ПРИ ІОННІЙ ІМПЛАНТАЦІЇ ТВЕРДИХ РОЗЧИНІВ CdHgTe

УДК 539

Представлено результати систематичних досліджень структурних, оптичних та електричних властивостей напівпровідникових гетероструктур n - $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$ ($x \sim 0,223$) до та після опромінення іонами B^+ та Ag^+ (100 кеВ, доза імплантації $Q = 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$). Здійснено математичне моделювання процесу іонної імплантації із застосуванням програмного пакета TRIM_2008. Встановлено, що в результаті опромінення на поверхні досліджуваних зразків відбувається утворення характерного рельєфу, а в приповерхневій області – шару з відмінними від матриці оптичними характеристиками. В результаті імплантації епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ іонами бору та срібла з однаковою енергією та дозою утворюється суттєво відмінний за характером пошкодження та товщиною порушений шар з максимальними механічними напруженнями, що відрізняються на два порядки величини. Отримано значення коефіцієнта стискання β кристалічної ґратки та механічних напружень $\sigma_{\text{макс}}$ в області радіаційного розупорядкування твердого розчину. Обговорюється роль механічних напружень легованого шару у перерозподілі дефектів і формуванні постімплантаційних властивостей $Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te$.

Ключові слова: іонна імплантація, наноструктування, напівпровідникова структура.

1. Вступ

Важливим чинником, що впливає на структурні, оптичні та електричні властивості напівпровідникових гетероепітаксціальних структур, є ростові деформаційні поля, поява яких зумовлена відмінністю сталих кристалічної ґратки та температурних коефіцієнтів лінійного розширення епішару та підкладки. Прикладом ефективного застосування ростових деформацій є робота CMOS транзисторів, в яких шляхом комбінації напружених шарів Si та SiGe досягають значних деформацій в області каналу, в результаті чого відбувається підвищення рухливості носіїв заряду [1, 2]. Для стисненонапружених у площині гетеропереходу квантових ям на основі A_3B_5 спостерігають суттєве покращення світловипромінювальних характеристик шляхом створення умов інверсної заселеності носіїв при значно менших рівнях збудження [3]. Обговорюють також можливість потужного ТГц випро-

мінювання в напружених квантоворозмірних структурах Si/SiGe [4]. Використання напружених шарів дозволило перейти до новітнього класу тривимірних наноструктур із строго контрольованими розмірами і формою – нанотрубок і гофрованих плівок [5].

Іншим типом є деформації, що виникають у гетероструктурах внаслідок зовнішніх впливів. Наприклад, деформаційні поля, які утворюються в результаті обробки напівпровідникових матеріалів і структур високоенергетичними потоками частинок, іонів, атомів, при лазерному опроміненні, іонній імплантації, тощо. Вони зумовлюють процес перетворення системи домішок та дефектів у гетероструктурах і визначають їх кінцеві фізичні властивості. Так, введення високих доз кисню та азоту ($3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$), з подальшим відпалом, лежить в основі створення кремнієвих структур SIMOX і SIMON з так званими прихованими діелектричними шарами оксинітридів [6].

Раніше нами було встановлено, що в епітаксійних плівках CdHgTe (КРТ) при обмеженні деформації з боку підкладки (Si) для різних кристало-

© О.Б. СМІРНОВ, О.С. ЛИТВИН, В.О. МОРОЖЕНКО,
Р.К. САВКІНА, М.І. СМОЛІЙ, Р.С. УДОВИЦЬКА,
Ф.Ф. СИЗОВ, 2013

Таблиця 1. Параметри поверхні CdHgTe до та після імплантації

Зразок	Параметри шорсткості фрагмента поверхні площею $1 \times 1 \text{ мкм}^2$		
	Площа реальної поверхні, мкм^2	Різниця площі рельєфу відносно ідеальної*, %	Середньоквадратична шорсткість, R_q , нм
Вихідний	1,008	0,8	2,45
Імплантований бором	1,016	1,6	2,48
Імплантований сріблом	1,034	3,4	3,11

* Ідеальна поверхня – абсолютно плоска із площею 1 мкм^2 .

графічних орієнтацій структури виникають ненульові зсувні компоненти тензора деформацій, що приводить до п'єзоелектричної поляризації матеріалу [7]. На цьому ефекті ґрунтується можливість ефективного використання багатопарової гетероструктури CdHgTe/Si для детектування інфрачервоного (ІЧ) випромінювання без застосування електричного зміщення та охолодження [8]. Тобто можна стверджувати, що дослідження закономірностей процесів у деформованих гетероструктурах на основі КРТ є цікавим і актуальним з практичної точки зору.

Метою цієї роботи було вивчення впливу низькоенергетичного опромінення іонами В^+ та Аг^+ та механічних напружень, які виникають внаслідок імплантації, на властивості гетероепітаксійних структур CdHgTe/CdZnTe. Висвітлення цього питання є своєчасним і важливим для розвитку сучасних систем бачення ІЧ-діапазону 3–5 мкм та 8–12 мкм на базі гетероструктур КРТ [9].

2. Методика експерименту

Було проведено систематичні дослідження структурних, оптичних та електричних властивостей напівпровідникових гетероструктур $n\text{-Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/CdZnTe}$ ($x \sim 0,223$) до та після імплантації. Крім того, здійснено математичне моделювання процесу іонної імплантації із застосуванням програмного пакета TRIM_2008.

Експериментальні зразки розділено на дві групи, перша з яких піддавалася опроміненню іонами В^+ , друга – іонами Аг^+ . Структури опромінювалися з боку плівки КРТ на імпланторі “Везувій”. Енергія та доза імплантації становили 100 кеВ і $Q = 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ для обох груп. Після імплантації всі зразки витримувалися протягом 5 годин при

75 °С в атмосфері Аг при надлишковому тиску в камері 4 Па [10].

Стан поверхні досліджуваних зразків контролювався за допомогою атомно-силової мікроскопії (АСМ). Оптичні параметри зразків визначалися на лазерному еліпсометрі ЛЭФ-ЗМ-1 на довжині хвилі $\lambda = 628,3 \text{ нм}$. Коефіцієнт заломлення (n) та коефіцієнт екстинкції (k) вихідних зразків відповідали стандартним літературним даним для КРТ [11]. Хімічний склад x твердого розчину $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ визначався із спектрів пропускання [12], отриманих на фур'є-спектрометрі “Infracol FT-801” з роздільною здатністю 2 см^{-1} у спектральному діапазоні 3–14 мкм . Механічні властивості плівок КРТ визначалися на мікротвердомірі Shimadzu HNV-2000.

Для проведення електрофізичних досліджень шляхом хімічного травлення зразків у стандартному протравлювачі Вг-НВг було виготовлено мезоструктуру. Темновий опір всіх зразків при кімнатній температурі був у межах $R_{\text{вн}} = 10\text{--}20 \text{ Ом}$. Значення концентрації та рухливості основних носіїв заряду визначалися за методом Ван-дер Пау при $T = 78 \text{ К}$ в області магнітних полів 0,05–0,5 Тл. Ємнісні характеристики отримано на прецизійному приладі LCR-819 у температурному інтервалі 78–300 К.

3. Результати

3.1. Топометрія поверхні

Встановлено, що в результаті опромінення на поверхні досліджуваних зразків відбувається утворення характерного рельєфу. На АСМ-зображеннях вихідної поверхні типових зразків гетероструктури на основі КРТ (рис. 1, а, 2, а) видно сітку квазіпор глибиною 3,5–10 нм і діаметром 50–160 нм,

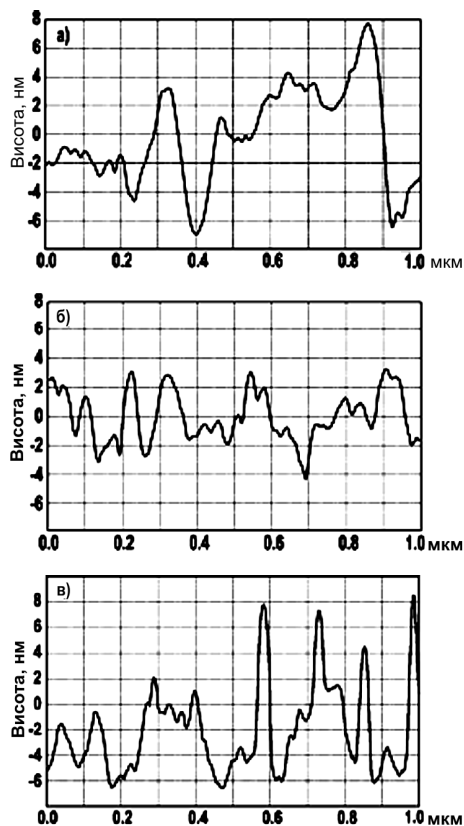


Рис. 1. Профіль поверхні $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ($x \sim 0,223$): а – до; б – після імплантації бором; в – сріблом

між порами – щільно упаковані зерна розміром від 40 до 80 нм в площині поверхні. Середньоквадратична шорсткість фрагмента поверхні площею $1 \times 1 \mu\text{m}^2$ становить 2,45 нм.

Зміни рельєфу після імплантації бором незначні (рис. 1, б, 2, б): Не видно впорядкованої сітки квазіпор, але поверхня стала щільніша: при незмінних параметрах шорсткості поверхні збільшилась її площа (див. табл. 1). Деякі зерна (із незмінними порівняно із вихідною поверхнею розмірами) формують ланцюжки із каналами між ними глибиною до 10 нм. При імплантації іонами срібла на фоні незначного розмиття границь зерен вихідної поверхні, але при збереженні її пористості, утворився однорідний масив наноострівців висотою в межах від 5 до 25 нм і діаметром основи – 13–35 нм (рис. 1, в, 2, в). Відповідно, рельєф став більш розвиненим, середньоквадратична шорсткість R_q зростає (див. табл. 1).

876

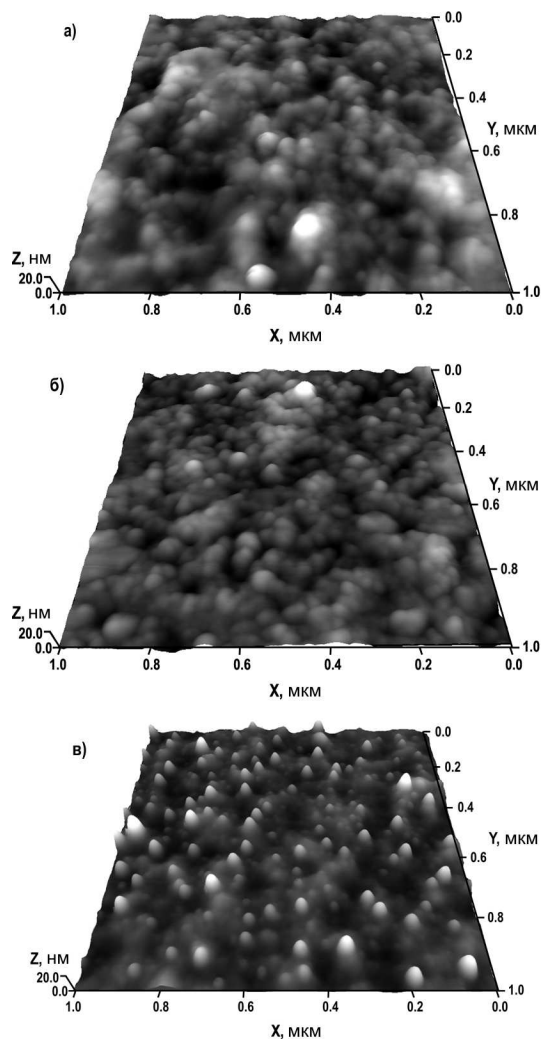


Рис. 2. АСМ-зображення поверхні $\text{Cd}_{0,223}\text{Hg}_{0,777}\text{Te}$: а – у вихідному стані, б – після імплантації B^+ , в – після імплантації Ag^+

3.2. Дослідження оптичних характеристик

При інтерпретації еліпсометричних даних для визначення оптичних параметрів першої групи зразків було залучено двошарову модель заломлюючої системи, а саме, “порушений шар/ $\text{CdHgTe}/\text{CdZnTe}$ ” [13]. При інтерпретації результатів для другої групи зразків визначення оптичних параметрів порушеного шару стало можливим тільки після ускладнення системи шляхом введення додаткового шару, що пов’язано зі специфічним характером порушень КРТ іонами

Таблиця 2. Параметри оптичної системи “порушений шар/Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te, де d , d_1 , d_2 – товщина плівки КРТ у вихідному стані та порушених шарів, що утворилися після імплантації; n , n_1 , n_2 та k , k_1 , k_2 – коефіцієнти заломлення та екстинкції плівки КРТ у вихідному стані та порушених шарів відповідно

Плівка КРТ у вихідному стані $d = 17,4$ мкм, $n = 3,87$; $k = 1,1$	“Порушений шар”/КРТ		
	d_1/d_2 , мкм	Оптичні параметри	
		$n_1/n_2/n$	$k_1/k_2/k$
Імплантація В ⁺	0,38/-	1,029/-/3,56	0,098/-/0,67
Імплантація Аg ⁺	0,048/0,056	1,7/1,38/3,5	0,06/0,09/1,19

срібла. При цьому для обох груп зразків значення коефіцієнтів заломлення та екстинкції порушених шарів виявилися аномально низькими [14] по відношенню до відповідних величин для КРТ (див. табл. 2).

Для типових зразків значення оптичних коефіцієнтів $n_{1,2}$ та $k_{1,2}$, а також товщина порушеного шару $d_{1,2}$ наведені у табл. 2. Порушення, що виявлено в приповерхневій області CdHgTe, залежно від імплантату (бор або срібло) утворюють шар товщиною не більш 0,4 та 0,1 мкм відповідно.

Спектри оптичного пропускання досліджуваних зразків показані на рис. 3. Величина пропускання T для всіх зразків у вихідному стані в середньому становила близько 50%. Характерним є наявність краю поглинання ($\lambda_1 = 6,60$ мкм) твердого розчину Cd _{x} Hg _{$1-x$} Te складу $x \sim 0,223$. Після термічної витримки тільки для першої групи структур пропускання в усьому спектральному діапазоні зменшилося до 10% та з’явилась додаткова область поглинання з краєм $\lambda_2 = 9,94$ мкм.

3.3. Дослідження механічних властивостей

Дослідження зміни відносної мікротвердості η зразків, імплантованих бором та сріблом:

$$\eta = \frac{HV_1}{HV}, \quad (1)$$

де HV_1 – мікротвердість зразка після імплантації, а HV – до імплантації, показали, що для зразків першої групи після імплантації та відпау параметр η підвищився (до 1,12), а для зразків другої групи дещо зменшився (0,96) порівняно з вихідним значенням $\eta = 1$.

3.4. Дослідження електричних властивостей

Аналіз магнітопольових залежностей коефіцієнта Холу R_H та провідності σ показав, що у вихідному стані епітаксійна плівка КРТ має n -тип провідності. При цьому, характер залежностей $R_H(B)$ та $\sigma(B)$ можна пояснити присутністю двох типів електронів: з низькою ($\mu_{n_1} = 0,322 \text{ м}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$) та високою ($\mu_{n_2} = 8,0 \text{ м}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$) рухливістю, подібно тому, як це зроблено в роботі [15]. Після імплантації концентрація електронів з низькою рухливістю підвищилась з $n_1 = 4,0 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ до $n_{(B^+)} \sim 6 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ та $n_{(Ag^+)} \sim 1,5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ для зразків КРТ, імплантованих іонами бору та срібла відповідно. Внесок електронів з високою рухливістю, концентрація яких у вихідному стані становила $n_2 \sim 5,0 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-3}$, після обробки не виявлено для всіх зразків. На рис. 4 наведено температурні залежності ємності для обох груп зразків у діапазоні частот $10\text{--}10^4$ Гц. Було виявлено, що гетероструктури, проімплантовані срі-

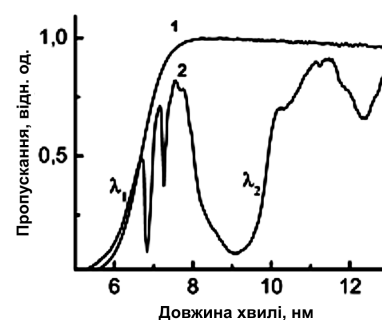


Рис. 3. Спектри пропускання типового зразка Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te/CdZnTe: 1 – вихідний; 2 – після імплантації бором та відпау

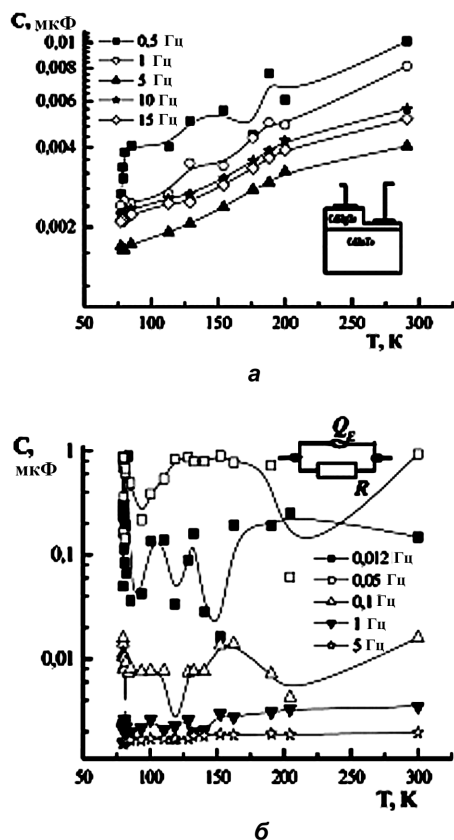


Рис. 4. Температурні залежності ємності типових структур $Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te/CdZnTe$, імплантованих B^+ (а) і Ag^+ (б), отримані при різних частотах збуджуючого сигналу. На вставці – вид мезоструктури, виготовленої методом хімічного травлення

блом, демонструють відгук на зовнішнє прикладене електричне поле починаючи з частот значно нижчих 12 Гц (див. рис. 4, а), ніж проімплантовані бором.

На вставці до рис. 4 наведено фізичну (рис. 4, а) та еквівалентну електричну (рис. 4, б) схему досліджуваних структур. Зважаючи на неоднорідний розподіл мікроскопічних властивостей в проімплантованому матеріалі для опису резистивно-ємнісних властивостей було введено нелінійний елемент постійної фази CPE (constant phase element) [16], що позначено на схемі як Q_E . Імпеданс такого елемента описується співвідношенням: $Z_{Q_E} = (A_0(j\omega)^n)^{-1}$, де A_0 – незалежний множник; ω – частота; $n_{n.i.}$ – показник неідеальності такого типу конденсатора, який змінюється в межах $(-1 \leq n_{n.i.} \leq 1)$.

4. Обговорення результатів

Іонна імплантація широко використовується для виготовлення ГЧ-фотодіодів на базі твердих розчинів КРТ. Приладні структури на базі шарів n -типу в приповерхневій області p -КРТ отримують, як правило, імплантацією мішені іонами B^+ . Для отримання p - n -переходів використовують імплантацію КРТ n -типу провідності іонами As^+ [11, 17].

У той самий час відомо, що імплантація напівпровідникових гетеро- та гомоепітаксійних систем іонами високої енергії супроводжується введенням великої кількості дефектів [18, 19]. Кінетика цього процесу зумовлена дифузійною рухливістю дефектів і залежить як від наявності бар'єрів міграції, так і від характеру взаємодії легуючих 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 формувати в мішені області з особливими властивостями, наприклад, гетерні [20–23]. Результати експериментальних робіт [21–23] показують, що при іонному опроміненні напівпровідникових матеріалів у діапазоні енергій 100–150 кеВ також має місце перерозподіл радіаційних дефектів.

Розглянемо, що відбувається в твердих розчинах КРТ при опроміненні з енергією 100 кеВ. Добре відомо, що цей матеріал виявляє значну чутливість до технологічних процесів. Особливо це стосується підґратки Hg - Te , оскільки ентальпія утворення зв'язку Hg - Te ($\Delta H_f = 0,33$ еВ) низька, у порівнянні з Cd - Te ($\Delta H_f = 1,044$ еВ) [24]. Математичне моделювання процесу іонної імплантації (TRIM_2008) дозволило визначити характеристики області радіаційного розупорядкування для випадків опромінення іонами бора та срібла з енергією 100 кеВ, які наведено у табл. 3. Величина енергетичних втрат (віддача енергії імплантатом у ядрну підсистему мішені через пружні взаємодії) для іонів B^+ становить величину 79,2 еВ/Å, а для випадку Ag^+ – 27,68 еВ/Å.

Іншими словами, можна твердити, що в мішені (КРТ) трек поодинокого іона (B^+ , Ag^+) утворює навколо себе область значного порушення кристалічної структури напівпровідника. Приповерхнева область мішені стає насиченою точковими дефектами. Зокрема, для твердих розчинів

КРТ – це вакансії та міжвузля ртуті [25]. Міжвузля ртуті Hg_i утворюються також через проникнення атомів імплантату у катіонну підґратку кристалічної матриці напівпровідника.

Межі спотворення кристалічної ґратки КРТ окреслюються профілем розподілу імплантату $C(z)$, який розраховано для випадків імплантації бором та сріблом, та показано на рис. 5. Домішки розташовуються переважно у приповерхневій області епішару КРТ завтовшки $0,4 \cdot 10^{-6}$ мкм. При цьому, максимального значення $\sim 10^{24} \text{ м}^{-3}$ концентрація іонів досягає на глибині $\sim 0,2 \cdot 10^{-6}$ мкм. При наближенні $z \rightarrow 0,4 \cdot 10^{-6}$ мкм концентрація введеної домішки $C(z)$ зменшується на порядок величини.

Необхідно зазначити, що товщина порушеного шару, визначена за результатами еліпсометрії ($\sim 0,38 \cdot 10^{-6}$ мкм, див. табл. 2), близька за величиною до товщини шару, в якому спостерігається максимальна концентрація імплантату (рис. 5).

Поява радіаційних дефектів спотворює кристалічну ґратку та, як наслідок, деформує гетероструктуру. Величину механічних напружень, що створюються у плівці КРТ внаслідок введення імплантату, можна визначити із співвідношення [26]:

$$\sigma(z) = \frac{C(z)\beta E}{(1-\nu)}, \quad (2)$$

де ν – коефіцієнт Пуассона; E – модуль Юнга; z – координата, $C(z)$ профіль розподілу домішки, що вводиться у мішень. Величина коефіцієнта стискання (β) кристалічної ґратки КРТ від введеного імплантату, визначено за результатами рентгеноструктурних досліджень зразків, становить для срібла $\beta = 3,51 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ та для бору $\beta = 1,25 \cdot 10^{-32} \text{ м}^3$. Таким чином, максимальні за величиною механічні напруження, що виникають у приповерхневому шарі епітаксійної плівки КРТ, становлять, за нашими оцінками, $\sigma_{\text{макс}} \sim 1,4 \cdot 10^3$ та $\sim 2,2 \cdot 10^5$ Па для бору та срібла відповідно. При врахуванні внеску власних дефектів вираз (2) набуває вигляду

$$\sigma_x = \sigma_y = -2E \frac{1}{\Omega} (\delta V_V C_V + \delta V C), \quad (3)$$

де σ_x, σ_y – компоненти нормальних напружень; Ω – атомний об'єм кристалічної ґратки; δV_V та δV – релаксаційний об'єм точкового дефекту та домішки відповідно; значення C_V та C наведено

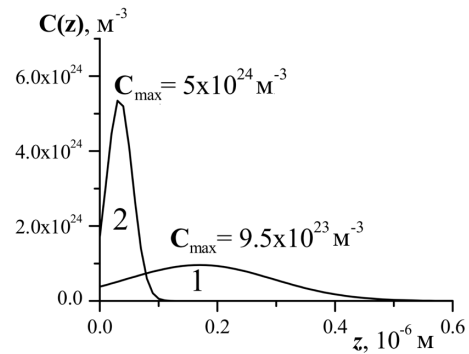


Рис. 5. Профіль розподілу імплантату для типових структур $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$ ($x \sim 0,223$), імплантованих іонами: 1 – бору, 2 – срібла

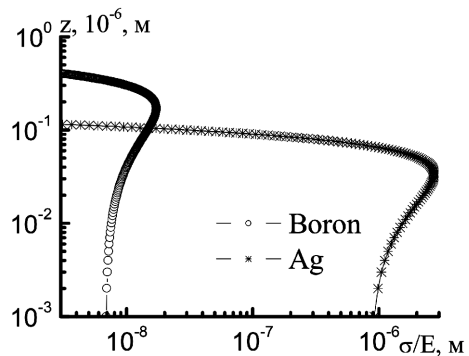


Рис. 6. Профілі деформацій від введення домішок B^+ та Ag^+ у плівці $Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te$ на підкладці $CdZnTe$

Таблиця 3. Параметри області КРТ, що піддавалася іонному розупорядкуванню

Параметр	B^+	Ag^+
Проективний пробіг R_p , мкм	0,22	0,0365
Страгглінг, мкм	0,17	0,024
Максимальні механічні напруження σ , Па	$1,4 \cdot 10^3$	$2,2 \cdot 10^5$
Максимальна концентрація домішки C , м^{-3}	$9,5 \cdot 10^{23}$	$5,0 \cdot 10^{24}$
Концентрація вакансій C_v , $\text{N}/\text{\AA}$ іон	20,0	4,5

в табл. 3. На рис. 6 побудовано епюри від залишкових концентраційних напружень у координатах σ/E .

Таким чином, у результаті імплантації епітаксійних шарів КРТ іонами бору та срібла з однаковою енергією та дозою утворюються суттєво від-

мінні за характером пошкодження та товщинами порушені шари з максимальними механічними напруженнями, що відрізняються на два порядки величини.

На нашу думку, відмінність ефектів, що виникають у приповерхневому шарі епітаксійної плівки КРТ як результат обробки бором та сріблом, пов'язано з протилежним характером деформацій, які вони вносять в кристалічну ґратку. Так, у роботі [27] показано, що імплантація КРТ іонами малого радіуса (такими як B^+ з радіусом $1,17 \text{ \AA}$ [28]) ініціює стискання порушеного шару, тоді як імплантація цього матеріалу іонами Hg з радіусом $1,76 \text{ \AA}$ [28], або Cd з радіусом $1,71 \text{ \AA}$ [28] (в нашому дослідженні – це Ag з радіусом $1,75 \text{ \AA}$ [28]) навпаки приводить до розтягування поверхневого шару напівпровідника. Таким чином, стискання/розтягування приповерхневої області епітаксійної плівки КРТ і, відповідно, розтягування/стискання глибших шарів цього матеріалу (тобто поява градієнта деформацій) буде сприяти перерозподілу в системі точкових дефектів при відпалі гетероструктури.

Необхідно зазначити, що кінцевий розподіл дефектів в проімплантованих структурах визначається не тільки режимами обробки та властивостями іонів імплантату. Введені до КРТ домішки демонструють високу проникну здатність, не виявляючи при цьому хімічної активності [14]. Для власних дефектів КРТ також характерна висока дифузійна рухливість, наприклад, вздовж протяжних дефектів. Тобто, дифузія в присутності градієнта деформацій змінює кінцевий розподіл дефектів проімплантованої гетероструктури на основі КРТ шляхом деформаційного витягування мігруючих атомів.

Враховуючи те, що ртуть та бор підкоряються вакансійному механізму, а срібло рухається за дисоціативним механізмом було визначено, що домінуючим у зразках процесом є міграція міжвузлової ртуті Hg_i . При цьому потік дефектів нормально спрямований по відношенню до поверхні зразка з області стискання до області розтягування. А надмірний тиск у камері перешкоджає руху ртуті до поверхні епітаксійної плівки [29] при відпалі зразків.

Таким чином, у зразках, проімплантованих бором, під час відпалу міжвузлова ртуть дифундує переважно вглиб зразка, де відбувається “заліко-

вування” власних дефектів – вакансій ртуті V_{Hg} , що означає посилення електронного внеску у провідність КРТ. На користь цього свідчить зміна у електрофізичних параметрах, зокрема, ріст концентрації електронів (п.3.4). Результати топометрії показують ефект ущільнення поверхні зразків 1-ї групи, який спостерігається після імплантації та відпалу. Це можна пояснити процесом вакансійного розчинення нано- та мікропор за рахунок чого, вочевидь, відбувається зміцнення поверхні обробленого матеріалу [30]. При цьому взаємний поступальний рух зерен та макродеформації зсуву направлений по міжзерновим границям, а процес “заліковування” поверхні спрямований у перпендикулярних напрямках по відношенню до напрямків зсувів зерен. В такий спосіб відбувається розвантаження механічних напружень та зміна поруваної структури розупорядкованого шару напівпровідника.

Протилежний характер деформації в приповерхневих шарах зразків проімплантованих сріблом, вочевидь, не сприяє зникненню пор та перешкоджає дифузії ртуті вглиб мішені при відпалі. Більше того, розтягування приповерхневої області епітаксійної плівки КРТ та, відповідно, стискання більш глибших шарів може бути причиною витягування на поверхню іонів срібла. Утворення однорідного масиву наноострівців можна пов'язати із схильністю срібла до створення твердих розчинів у КРТ при іонній імплантації [14], так і виділення Ag у вигляді наночастинок у мішені [31]. Можливі пояснення є також виділення преципітатів Te з аніонної підґратки КРТ [32].

Наприкінці проаналізуємо результати ємнісного відгуку досліджуваної структури на електричний сигнал збудження синусоїдальної форми LCR-метра. Вочевидь, характер отриманих температурних та частотних залежностей ємності досліджуваних зразків (рис. 4) залежить від того, чи встигає процес перенесення заряду за коливаннями прикладеної до нашої структури змінної напруги, за допомогою якої здійснюється CV вимірювання.

Спостереження особливостей в області низьких частот вказує на процес перенесення електричного заряду, зумовлений явищем міграції іонів. З частотних залежностей, за допомогою співвідношення $f_{max} \cdot \tau_M = 1$ [16], визначено часи релаксації провідності τ_M досліджуваних зразків. Встановлено, що τ_M знаходиться в межах від $0,3 \cdot 10^{-3}$ сек

до $30 \cdot 10^{-3}$ с для зразків 1-ї та 2-ї групи відповідно. Деяку аналогію можна провести з іонно-міграційною поляризацією у діелектриках, яка зумовлена наявністю у матеріалі шарів з різною провідністю [33].

Для успішного трактування отриманих у роботі результатів необхідно внести уточнення до аналогової та фізичної моделей, провести рентгеноструктурні дослідження зразків, що дозволить прояснити механізм перенесення заряду у розупорядкованій системі такій, як твердий розчин КРТ, що був підданий опроміненню іонами бору та срібла.

5. Висновки

1. Опромінення зразків гетероструктур $\text{Cd}_{0,223}\text{Hg}_{0,777}\text{Te}/\text{CdZnTe}$ іонами B^+ та Ag^+ з енергією 100 кеВ і дозою імплантації $3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ приводить до наноструктурування поверхні.

2. Процес проникнення іонів, взаємодії точкових дефектів із поруватістю супроводжується незворотними змінами структурно-чутливих властивостей досліджуваних гетероструктур на базі CdHgTe . Виявлено утворення у приповерхневій області плівки CdHgTe шарів з аномально низькими по відношенню до матриці оптичними характеристиками (n та k).

3. Встановлено, що при імплантації іонами бора відбувається стискання кристалічної ґратки CdHgTe , а при імплантації іонами більшого радіуса (Ag^+) відбувається її розтягування.

4. Отримано значення коефіцієнтів стискання β ($3,51 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ та $1,25 \cdot 10^{-32} \text{ м}^3$) кристалічної ґратки твердого розчину CdHgTe та максимальні значення механічних напружень $\sigma_{\text{макс}} \sim 1,4 \cdot 10^3$ та $\sigma_{\text{макс}} \sim 2,2 \cdot 10^5 \text{ Па}$ в області радіаційного розупорядкування від бора та срібла.

5. Проникнення іонів змінює механічні характеристики епітаксійного шару вузькощілинного напівпровідника. В залежності від атомного радіуса імплантату, іони B^+ збільшують, а іони Ag^+ зменшують опір деформації плівки CdHgTe .

Автори виказують подяку м.н.с. А.М. Лук'янову, м.н.с. Г.З. Євменовій, інженерам Г.В. Каліс-тому та В.В. Федюлову.

1. D. Paul, *Semicond. Sci. Technol.* **19**, 75 (2004).
2. A.A. Orouji and M.J. Kumar, *Superlatt. Microstruct.* **39**, 395 (2006).

3. А.Д. Бондарев, Д.А. Винокуров, В.А. Капитонов и др., *Письма в ЖТФ* **24**, 46 (1998).
4. M.S. Kagan, I.V. Altukhov, E.G. Chirkova, V.P. Sinis, R.T. Troeger, S.K. Ray, and J. Kolodzey, *Phys. Status Solidi B* **235**, 135 (2003).
5. V.Ya. Prinz, *Physica E* **24**, 54 (2004).
6. W.B. Li, E.X. Zhang, M. Chen, N. Li, G.Q. Zhang, and Z.L. Liu, *Semicond. Sci. Technol.* **19**, 571 (2004).
7. A.B. Smirnov, *Semicond. Phys. Quant. Electr. Optoelectr.* **15**, 170 (2012).
8. T. Kryshchab, R. Savkina, F. Sizov, A. Smirnov, M. Kladkevich, and V. Samoylov, *Phys. Status Solidi C* **9**, 1793 (2012).
9. Ф.Ф. Сизов, *Фотозлектроника для систем видення в невидимых участках спектра* (Академперіодика, Київ, 2008).
10. А.Б. Смирнов, Р.К.Савкина, Р.С. Удовицкая, А.З. Евменова, Ф.Ф. Сизов, *Sensor Electr. Microsyst. Technol.* **3**, № 9, 62 (2012).
11. A. Rogalski, *Infrared Detectors* (Gordon and Breach, Amsterdam, 2000).
12. V.V. Tetyorkin, Z.F. Icasiv, and F.F. Sizov, *Ukr. Fiz. Zh.* **44**, 1128 (1999).
13. F.F. Sizov, N.I. Klyui, A.N. Luk'yanov, R.K. Savkina, A.B. Smirnov, and A.Z. Evmenova, *Techn. Phys. Lett.* **34**, 377 (2008).
14. М.И. Ибрагимова, В.Ю. Петухов, И.Б. Хайбуллин, *ФТП* **27**, 560 (1993).
15. R.K. Savkina, A.B. Smirnov, and F.F. Sizov, *Semicond. Sci. Technol.* **22**, 97 (2007).
16. З.Б. Стойнов, Б.М. Графов, Б. Савова-Стойнова, В.В. Елкин, *Электротехнический импеданс* (Наука, Москва, 1991).
17. *Mercury Cadmium Telluride: Growth, Properties and Applications*, edited by P. Capper and J.W. Garland (John Wiley and Sons, London, 2011).
18. K.D. Mynbaev and V.I. Ivanov-Omskiy, *Semiconductors* **40**, 1 (2006).
19. Л.С. Смирнов, *Вопросы радиационной технологии полупроводников* (Новосибирск, Наука, 1980).
20. В.Г. Литовченко, Б.Н. Романок, *ФТП* **1**, 150 (1983).
21. В.А. Усков, А.А. Краснов, В.А. Иванов, *Сб. трудов VI Всесоюз. совещ. по исслед. арсенида галлия: 2* (Томск, 1987), 134.
22. П.Н. Крылов, А.А. Лебедева, *Вестник Удмуртского университета* **4**, 29 (2006).
23. П.Н. Крылов, Ю.В. Рац, А.Л. Стерхов, *Вестник ННГУ им. Н.И. Лобачевского, серия "Физика твердого тела"* **2**, 79 (1998).
24. В.Б. Лазарев, *Физико-химические свойства полупроводниковых веществ* (Наука, Москва, 1979).
25. S. Holander-Gleichner, B.L. Williams, H.G. Robinson, and C.R. Helms, *J. Electron. Mater.* **71**, 692 (1997).
26. A. Cerutti and C. Ghezzi, *Phys. Status Solidi A* **17**, 273 (1973).
27. H. Ebe, M. Tanaka, and Y. Miyamoto, *J. Electron. Mater.* **28**, 854 (1999).

28. Р.А. Лидин, Л.Л. Андреева, В.А. Молочко, *Справочник по неорганической химии. Константы неорганических веществ* (Химия, Москва, 1987).
29. С.Р. Helms, J. Vac. Sci. Technol. A **8**, 1178 (1990).
30. Л.С. Палатник, П.Г. Черемской, М.Я. Фукс, *Поры в пленках* (Энергоиздат, Москва, 1982).
31. A. Meldrum, R. Lopez, R.H. Magruder *et al.*, Appl. Phys. **116**, 255 (2010).
32. J.D. Benson, J.V. Varesi, A.J. Stoltz, E.P.G. Smith, S.M. Johnson *et al.*, J. Electron. Mater. **35**, 1434 (2006).
33. Е.В. Стукова, А. Ю. Милинский, В. В. Маслов, Известия РГПУ им. А.И. Герцена **95**, 58 (2009).

Одержано 01.02.13

А.Б. Смирнов, О.С. Литвин,
В.А. Морозенко, Р.К. Савкина, М.И. Смолий,
Р.С. Удовыцкая, Ф.Ф. Сизов

РОЛЬ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ CdHgTe

Резюме

Представлены результаты систематических исследований структурных, оптических и электрических свойств полупроводниковых гетероструктур n -Cd_{*x*}Hg_{1-*x*}Te/CdZnTe ($x \sim 0,223$) до и после облучения ионами В⁺ и Ag⁺ (100 кеВ, доза имплантации $Q = 3 \cdot 10^{13}$ см⁻²). Произведено математическое моделирование процесса ионной имплантации с использованием программного пакета TRIM_2008. Установлено, что в результате облучения на поверхности исследованных образцов происходит образование характерного рельефа, а в приповерхностной области – слоя с отличными от матрицы оптическими характеристиками. В результате имплантации ионами бора и серебра с одинаковой энергией и дозой эпитаксиальных слоев Cd_{*x*}Hg_{1-*x*}Te образуется существенно отличный по характеру нарушений разупорядоченный по толщине слой с максимальными механиче-

скими напряжениями, которые отличаются на два порядка величины. Получены значения коэффициентов сжатия β кристаллической решетки и механических напряжений σ_{\max} в области радиационного разупорядочения твердого раствора. Обсуждается роль механических напряжений легированного слоя в формировании постимплантационных свойств Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te.

A.B. Smirnov, O.S. Lytvyn,
V.A. Morozhenko, R.K. Savkina, M.I. Smoliiy,
R.S. Udovyt'ska, F.F. Sizov

ROLE OF MECHANICAL STRESSES AT ION IMPLANTATION OF CdHgTe SOLID SOLUTIONS

S u m m a r y

The properties of n -Cd_{*x*}Hg_{1-*x*}Te/CdZnTe ($x \approx 0.223$) structures implanted with В⁺ and Ag⁺ ions with an energy of 100 keV to a dose of 3×10^{13} cm⁻² are studied. The software package TRIM_2008 was applied to simulate the ion implantation process. The surface morphology of heterostructures and their optical, mechanical and electrical properties are studied. It is found that the ion irradiation of specimens gives rise to the formation of a characteristic relief on their surface, as well as a layer in the near-surface region, where the optical parameters differ from those in the matrix. The implantation of Cd_{*x*}Hg_{1-*x*}Te epitaxial layers with boron and silver ions with the same energy and to the same dose brings about the formation of a damaged layer, substantially non-uniform by the thickness and the damage character, with maximum mechanical stresses that differ by two orders of magnitude. The values of the crystal lattice contraction coefficient β and the mechanical stresses σ_{\max} in the region of radiation-induced disordering in the solid solution are determined. The influence of mechanical stresses in the doped layer on the defect redistribution and the formation of properties of Cd_{0,223}Hg_{0,777}Te after the implantation is discussed.