

© 2005 р. А.П. Власов¹, О.П. Сторчун¹, О.Ю. Бончик², І.М. Фодчук³,
Р.А. Заплітний³, А. Барч⁴, З. Свьонтек⁵, В.П. Омелянчук³

¹ Львівський національний університет імені Івана Франка, Львів

² Інститут прикладних проблем механіки і математики НАН України, Львів

³ Чернівецький національний університет ім. Ю.Федьковича, Чернівці

⁴ Інститут фізики Польської Академії наук, Варшава, Польща

⁵ Інститут металургії і матеріалознавства Польської Академії наук, Краків, Польща

ТВЕРДОФАЗНЕ ЛЕГУВАННЯ ЕЛЕМЕНТАМИ V ГРУПИ ПЕРІОДИЧНОЇ ТАБЛИЦІ ЕПІТАКСІЙНИХ ШАРІВ $Cd_xHg_{1-x}Te$

Подано результати досліджень контрольованого легування елементами V групи періодичної таблиці – миш'яком As і сурмою Sb вузькощілинних епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ у процесі ізотермічного нарощування з газової фази методом випаровування–конденсація–дифузія. Для твердофазного легування застосовано три типи джерел домішок: однорідно леговані As (Sb) монокристалічні підкладки CdTe, леговані As буферні епітаксійні плівки $Cd_yHg_{1-y}Te$ ($y > x$), нанесені високочастотним розпорошенням у ртутній плазмі на нелеговані підкладки CdTe, а також імплантовані As (Sb) нелеговані підкладки CdTe.

The results of controlled doping with V-th group elements (As and Sb) of narrow-gap $Cd_xHg_{1-x}Te$ epitaxial layers in the process of isothermal growing are presented. The growing was performed from the gaseous phase using Evaporation–Condensation–Diffusion method. For solid-state doping three types of impurity sources were used: oriented substrates of homogeneously doped CdTe monocrystals; As doped buffer epitaxial films of $Cd_yHg_{1-y}Te$ obtained by RF sputtering in a mercury glow discharge onto oriented undoped CdTe substrates; implanted with As (Sb) oriented undoped CdTe substrates.

Вступ

Вузькощілинні тверді розчини телуридів кадмію та ртуті – $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($x=0,18-0,3$) є найпридатнішим напівпровідниковим матеріалом для створення високоефективних приймачів інфрачервоного діапазону випромінювання для атмосферних вікон в областях $3\div 5$ мкм і $8\div 14$ мкм [1]. Незважаючи на складнощі технології, високу вартість виробництва і розвиток досліджень альтернативних матеріалів існує необхідність вдосконалення методів одержання як самого $Cd_xHg_{1-x}Te$, так і приймачів на його основі. При виготовленні фотovoltaїчних детекторів на основі епітаксійних $Cd_xHg_{1-x}Te$ гетероструктур значні зусилля спрямовані на одержання легованого матеріалу з необхідними електрофізичними властивостями. Найбільш привабливою акцепторною домішкою у $Cd_xHg_{1-x}Te$ вважається елемент V групи миш'як As, оскільки 100% активація акцепторного стану в матеріалі може досягатися на рівнях концентрації $\leq 5 \cdot 10^{18}$ см⁻³. Все ж такі рівні активації досягнуті при рідиннофазовій епітаксії з розчинів

збагачених ртуттю. Леговані епітаксійні шари $Cd_xHg_{1-x}Te$, отримані молекулярно променевою епітаксією, після росту мають *n*-тип провідності і для повної активації домішки проводиться додаткова термічна обробка в парах Hg [2]. Тому розуміння амфотерної природи і можливість керування процесом введення домішки у $Cd_xHg_{1-x}Te$ є необхідними умовами для отримання матеріалу, придатного для створення високоякісних фотovoltaїчних структур.

Мета даної роботи – дослідження процесів автолегування акцепторною домішкою As (Sb) епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ при ізотермічному парофазному рості методом випаровування–конденсація–дифузія (ВКД).

Методики експерименту

Під час ВКД епітаксійного нарощування шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ використані підкладки з трьома типами джерел домішки:

I. Вирощені методом Бріджмена, однорідно леговані монокристали CdTe з введеною під час процесу синтезу домішкою з концентрацією

$N_{As} \sim 10^{16} - 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ($N_{Sb} \sim 10^{17} - 10^{18} \text{ см}^{-3}$).

II. Власнодефектні монокристали CdTe (111) і CdTe (110), на поверхню яких наносили епітаксійні сильнолеговані As ($N_{As} \sim 10^{19} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$) буферні плівки $\text{Cd}_y\text{Hg}_{1-y}\text{Te}$.

III. Власнодефектні монокристали CdTe (111) і CdTe (110), на поверхню яких за допомогою іонної імплантації вводилася контрольована кількість As (Sb).

Поверхнєве джерело дифузанта II типу створювали за допомогою високочастотного ($f=13,56 \text{ МГц}$) розпорощення у ртутному тліючому розряді легуваних As широкозонних ($y > x$) буферних епітаксійних плівок $\text{Cd}_y\text{Hg}_{1-y}\text{Te}$ (тут і надалі під складом у розуміється склад плівки твердого розчину з дифузантом, тоді як x означає склад на поверхні варізонних епітаксійних шарів та однорідних монокристалів $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$). Для введення As з концентраціями більше 1 ат.%, разом із матеріалом мішені відбувалося розпорощення чистого елемента. Для одержання концентрацій менше 0,01 ат.% домішка вводилася під час синтезу мішені, використовуючи наважку As. Вміст домішки у плівці регулювався площею, з якої відбувалось розпорощення. При використанні III типу джерела, домішку As(Sb) імплантували з однаковою енергією іонів $E=100 \text{ КеВ}$. Неоднорідність дози легування по поверхні зразків не перевищувала 1%, відтворюваність складала 98%.

Для реалізації парофазної епітаксії [3] використовувались кварцові ампули й арматура. Плоскопаралельність і дзеркальність поверхонь підкладок CdTe досягалась безабразивним хіміко-механічним поліруванням у бром-бутанольному травнику. Змонтовані ампули вакуумували системою безмасляної відкачки до залишкового тиску $\sim 10^{-4} \text{ Па}$, відпаювали і завантажували у двозонну піч з резистивним нагрівом. В усіх експериментах температура зони росту складала 600°C . Температуру другої зони підтримували на рівні, що забезпечував $P_{\text{Hg}}=(2-4) \cdot 10^5 \text{ Па}$. Для зменшення концентрації вакансій ртуті, що утворилися на завершальній стадії епітаксії $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, проводили післяростовий відпал, який здійснювали в ізотермічному режимі в парах ртуті при температурі 320°C протягом 60 год. При цих режимах нарощування і післяростової термообробки власнодефектні епітаксійні шари $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ мали n -тип провідності.

Діагностику структурних змін у приповерхневих областях монокристалів та епітаксійних

шарах $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ проведено за допомогою X-променевих методів, оскільки вони є неруйнівними і високочутливими до різного типу спотворень атомних площин. Для досліджень використано метод Берга-Барета в асиметричній і косонесиметричній геометрії дифракції на відбивання [4,5]. Для отримання кривих гойдання (КГ) використано метод двокристалного спектрометра в бездисперсійній схемі ($n, -n$). Косонесиметрична схема дифракції X-променів дає можливим селективно і пошарово з кроком $\sim 0,05 \text{ мкм}$ і менше досліджувати структурні зміни, що відбуваються у приповерхневих шарах після дії різних зовнішніх чинників, наприклад іонної імплантації. Азимутальним поворотом кристала навколо вектора дифракції на кут ϕ можна реалізувати той випадок, коли глибина проникнення X-променів у кристал буде того ж порядку, що й товщина пошкоджених іонами приповерхневих шарів:

$$L_{ext} = \frac{\lambda}{|\chi_h|} \sqrt{\gamma_0 |\gamma_h|}, \quad (1)$$

$$\text{де } \gamma_{0,h} = -\cos \theta \cos \phi \sin \psi \pm \sin \theta \cos \psi, \quad (2)$$

$$\gamma_{0,h} = \sin \phi_{0,h}, \quad (3)$$

де $\phi_{0,h}$ – кути падіння та виходу X-променів із кристала, θ – кут дифракції, ψ – кут розорієнтації між входною і відбиваючою площинами, L_{ext} – екстинційна довжина, χ_h – коефіцієнти Фур'є-поляризованості, λ – довжина хвилі, знак "+" відповідає падаючому променю, а знак "-" – дифрагованому.

У таблиці 1 подані гальваномагнітні властивості зразків $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, які досліджувались за стандартною методикою холлівських вимірювань при $T=77-300 \text{ К}$ в області магнітних полів з індукцією від 0,005 до 1,7 Тл. Склад епітаксійних шарів $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ контролювався по спектрах оптичного поглинання.

Склад легованої As епітаксійної плівки $\text{Cd}_y\text{Hg}_{1-y}\text{Te}$ визначався на структурах, отриманих на підкладках CdTe при тестовому ВЧ розпорощенні за відповідними режимами. Розподіли концентрації атомів домішки і профілю складу епітаксійних шарів $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ визначались мас-спектрометриєю вторинних іонів (ВІМС) на установці *Cameca IMS-6F*.

Одночасно проводився аналіз домішки та ізотопу основного компонента $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (^{202}Hg ^{130}Te або ^{202}Hg ^{133}Cs). Границі чутливості приладу для аналізованих домішок знаходилися в межах від $5 \cdot 10^{14}$ до 10^{15} см^{-3} .

Таблиця 1. Результати електрофізичних досліджень легованих As (Sb) ВКД епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$

№	Номер зразка	Джерело дифузанта	x	d , мкм	μ , $cm^2/(V \cdot s)$		R_H , $cm^3/Кл$		$N_a - N_d$, cm^{-3}
					273 К	77 К	273 К	77 К	
1	V-23	Не леговано	0,23	64	7740	20050	610	1480	$4,2 \cdot 10^{15}$
Арсен									
2	73-2	Підкладка	0,213	57	3741	150	293	+464	$1,35 \cdot 10^{16}$
3	770-V32	Буферна плівка	–	59	54	52	+16	+37	$1,7 \cdot 10^{17}$
4	771-V33	Буферна плівка	–	62	150	43	91	+56	$1,12 \cdot 10^{17}$
5	77-2(110)	Іонно-імпл. пов-ня	0,241	67	5850	329	562	+518	$1,2 \cdot 10^{16}$
Сурма									
6	80-5(Sb)	Підкладка	0,19	70	10370	245	-200	+198	$3,17 \cdot 10^{16}$
7	80-6(Sb)	Підкладка	0,24	80	11780	387	-268	+160	$3,3 \cdot 10^{16}$

Кількісний склад основних компонент за товщиною нарощеного варізонного епітаксійного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$ визначався за спектрами X-променевого мікроаналізу. Вимірювання спектра проводили на поперечних сколах зразків за допомогою скануючого електронного мікроскопа (SEM) на мікроаналізаторі JXA-50A (JEOL). Похибка вимірювання складу не перевищувала 1%.

Результати досліджень

I. Вирощені на однорідно легованих As підкладках CdTe епітаксійні шари $Cd_xHg_{1-x}Te$ мали дірковий тип провідності. На SEM-мікрофотографії поперечного сколу типового зразка 73-2, нарощеного на підкладці CdTe з $N_{As} \sim 10^{16} cm^{-3}$ (рис.1), добре видно границю максимального проникнення Hg у підкладку CdTe. Визначена за допомогою X-променевого мікроаналізу крива розподілу складу за глибиною легованого As епітаксійного шару (рис.1), не відрізняється від типових профілів складу в зразках $Cd_xHg_{1-x}Te$, одержаних при епітаксії на нелегованих підкладках CdTe з аналогічними режимами нарощування. На рис.1 також показаний ВІМС розподіл As за товщиною епітаксійного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$. Концентрація акцепторів, визначена в цьому зразку за допомогою гальваноманітних вимірювань (рис.2), відповідає реальній концентрації As в епітаксійному шарі і свідчить про високий (близький до 100%) рівень електричної активності домішки.

Успішне використання вищеписаних підкладок CdTe для одержання легованих епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ дало поштовх до пошуку альтернативних методів створення джерел дифузанта. На рис.3,а і рис.3,б схематично показані

структури зі сформованими на поверхні власно-дефектних монокристалів CdTe джерелами домішки, які застосовувались як підкладки для ВКД епітаксії. Далі наведені результати проведених досліджень при використанні таких джерел.

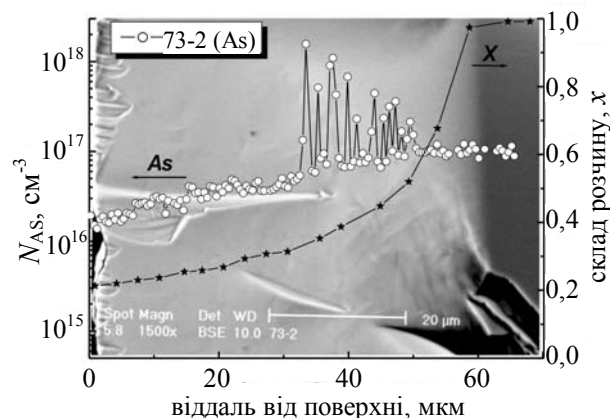


Рис. 1. SEM мікрофотографія поперечного сколу зразка 73-2 та профіль розподілу складу з ВІМС-розподілом As за товщиною епітаксійного шару $Cd_{0,21}Hg_{0,79}Te$

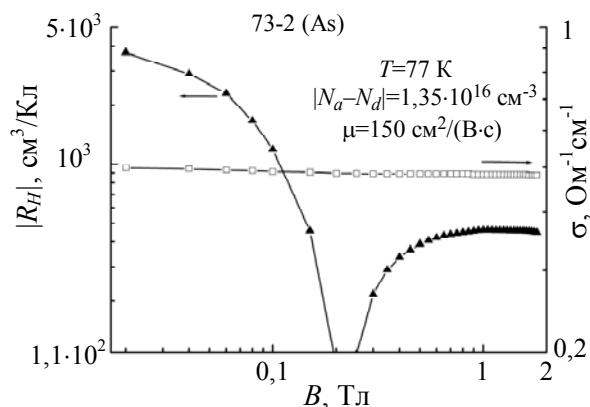


Рис. 2. Магнітопольові залежності коефіцієнта Холла і провідності при $T=77$ К для епітаксійного шару зразка 73-2

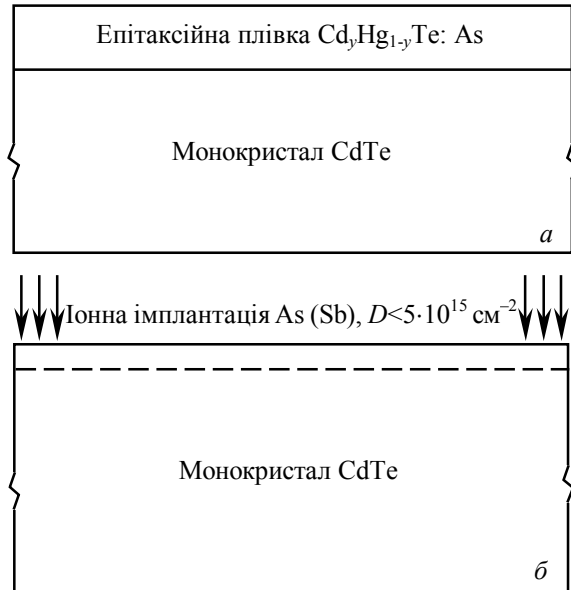


Рис.3. Структура підкладок з поверхневими джерелами домішки, які використані для легування епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-y}Te$. Джерело домішки: на нелегованих монокристалічних підкладках CdTe, створене ВЧ-розпорощенням широкозонних ($y > x$) сильнолегованих As епітаксійних плівок $Cd_xHg_{1-y}Te$ (а); створене імплантацією іонів As (Sb) у нелеговані, монокристалічні підкладки CdTe (б)

II. При легуванні ВКД епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$, із використанням структур зображених на рис.3,а, для нанесення плівок у зразках 770 і 771 застосовувались ідентичні технологічні режими. Як підкладки використовувались нелеговані монокристали CdTe з орієнтацією поверхні (111) і (110). Товщина плівки зразка 770 складала 6,5 мкм з оціненою концентрацією домішки за рівнем легування мішені – $N_{As} \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, а для зразка 771 – 5 мкм і $N_{As} \sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ відповідно.

На цих структурах вирощено леговані As ВКД шари $Cd_xHg_{1-x}Te$ – зразки 770-V32 і 771-V33 (таблиця 1). На відповідних ВІМС профілях розподілу As і ліній сигналу $^{202}\text{Hg}133\text{Cs}$ за глибиною нарощених шарів (рис.4) прямокутниками показано початкове положення джерела домішки у буферній плівці: основа відповідає її товщині, а висота – концентрації домішки у мішені. Після завершення процесу епітаксії у зразку 770-V32 (рис.4,а) пройшло повне вирівнювання профілю As за товщиною структури, а у зразку 771-V33 (рис.4,б) джерело себе повністю не вичерпало. Максимальна залишкова концентрація As у буферній плівці зразка 771-V33 відповідає розрахунковій концентрації лігатури в мішені. Це свідчить про ефективне введення домішки у плівки $Cd_xHg_{1-y}Te$ під час низькотемпературної епітаксії Hg у тлію-

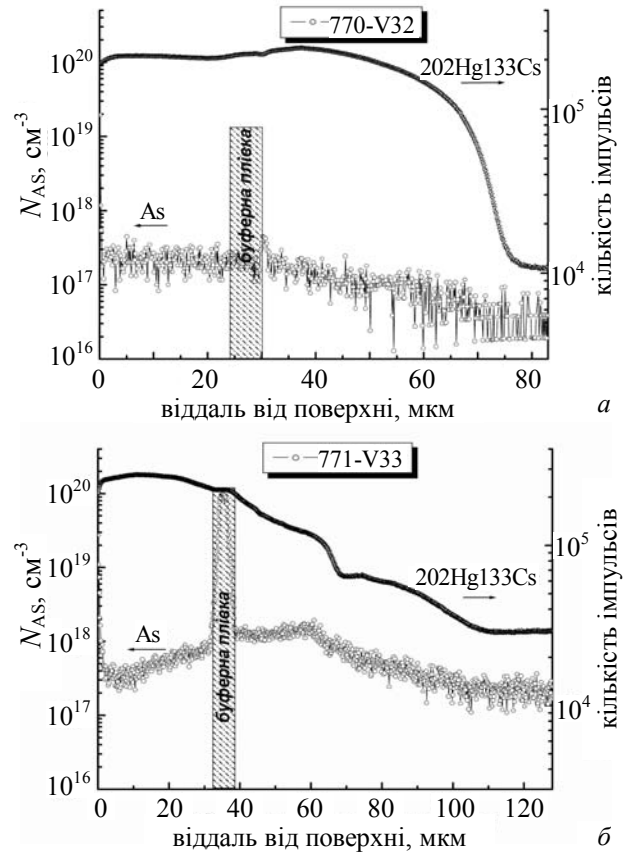


Рис. 4. ВІМС-розподіли As та сигналу $^{202}\text{Hg}133\text{Cs}$ за товщиною ВКД шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$, нарощених на легованих буферних епітаксійних плівках $Cd_xHg_{1-y}Te$. Для зразка 770-V32: $N_{As} \sim 10^{19} \text{ cm}^{-3}$, CdTe (111) (а), 771-V33: $N_{As} \sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, CdTe (110) (б)

чому розряді і відповідно забезпечує, при їх застосуванні в процесі ВКД нарощування, високу ефективність легування As шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$.

III. При застосуванні імплантованого іонами As (Sb) джерела домішки, структури на основі CdTe (рис.3б) безпосередньо після іонної імплантації без додаткової хімічної обробки монтувались у кварцові ампули і завантажувались у печі для проведення процесу ВКД епітаксії [6]. Вирощені шари володіли дзеркальною поверхнею.

На початкових стадіях епітаксійного росту визначальну роль відіграє стан кристалічної структури поверхні підкладки. Для дослідження впливу поверхневого порушеного шару на процес ВКД нарощування проводились X-променеві структурні дослідження як підкладок CdTe після іонної імплантації, так і вирощених на них легованих епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ [7].

При імплантації іонів As у поверхневі шари CdTe виникають істотні їх розупорядкування і пошкодження з утворенням значних концентрацій

точкових дефектів у двох підгратках, а також кластерних утворень, поверхневих дислокацій та дефектів пакування. Імпантовані іони миш'яку певною мірою заповнюють аніонні вузли кристалічної ґратки. Це у свою чергу приводить до міграції іонів в бік поверхні підкладки і, як наслідок, – до зменшення напруг у приповерхневих шарах кристала. Це відповідним чином відображається на X -променевих топограмах та кривих гойдання. На рис. 5 наведено найбільш характерні топограми, отримані в асиметричній (рис. 5,а) і косонесиметричній (рис. 5,б) схемах дифракції. У частині кристала (А), в яку імпантовані іони As, на відміну від частини (В), спостерігається викривлення та розмиття (440) релексів ліній дублета $CuK\alpha_{1,2}$. Причиною цього є як об'ємні порушення кристалічної досконалості – наявність фрагментарної структури або малокутових границь (рис. 5,а), так і градієнт періоду ґратки поверхневих шарів у певних кристалографічних напрямках. Крім того, на рис. 5,б спостерігаються механічні пошкодження поверхні зразка: мікроподряпини, границя розділу між імпантованою та неімпантованою областями, а також окремі, розмірами від 60 до 300 мкм і густиною $\approx 10^3 \text{ см}^{-2}$, недифрагуючі X -промені, локальні області.

Ці області в окремих випадках можуть бути як кристалічними, так і аморфними включеннями іншої фази, або порами. При азимутальному повороті кристала навколо вектора дифракції на топограмах спостерігаються розмиття і злиття дифракційних максимумів. При проникненні X -променів на глибину $L_{ext} \sim 0,35$ мкм частина кристала (А) вже не дифрагує X -промені (рис.5,б). Така картина зумовлена значними розупорядкуваннями і пошкодженнями поверхневих шарів внаслідок імпантації іонів Ag і, можливо, утворенням аморфізованого шару на товщину до 0,35 мкм. Імпантовані на таку товщину іони As зумовлюють виникнення значних напруг на границі розділу аморфізований шар–кристал.

Для кривих гойдання, отриманих від імпантованої іонами As частин кристала (рис. 6), характерно збільшення асиметрії форми кривої і значень її півширини (\sim у 2-2,5 раза). Поблизу основного максимуму інтенсивності спостерігаються незначні за амплітудою затухаючі осциляції. Зумовлено це, в основному, наявністю в імпантованій області градієнта міжплощинної відстані вздовж нормалі до поверхні. Такі градієнтні зміни періоду ґратки становлять $1,1 \cdot 10^{-4} \div 2,3 \cdot 10^{-4} \text{ \AA}$.

Застосовуючи методи числового моделювання КГ на основі напівкінематичного наближення

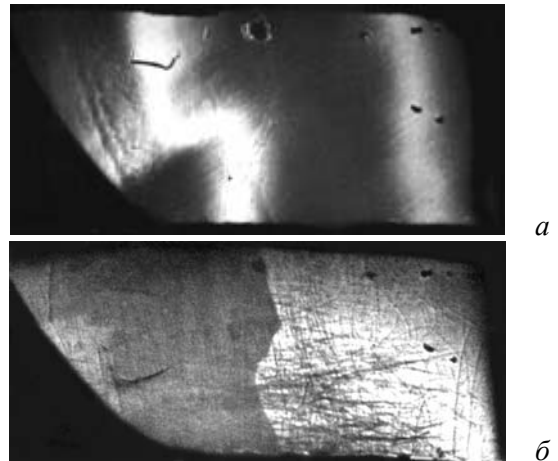


Рис. 5. X -променеві топограми монокристалу CdTe. $CuK\alpha$ -випромінювання, вхідна поверхня (111): асиметрична схема дифракції, відбивання (440), $\times 18$, $L_{ext}=2,6$ мкм (а), косонесиметрична схема, відбивання (511), $\times 18$, $L_{ext}=0,35$ мкм (б)

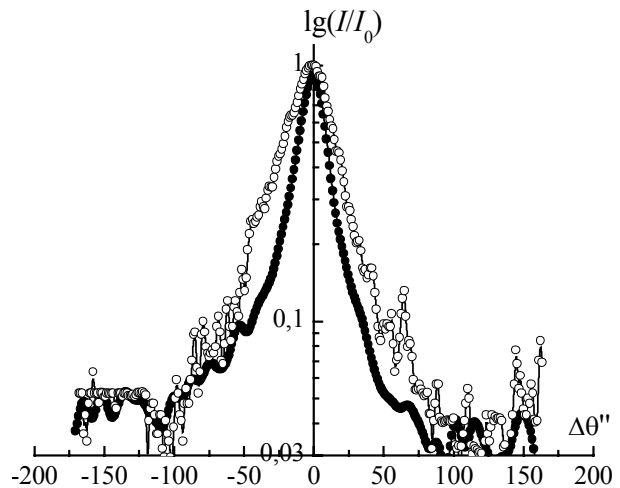


Рис. 6. Криві дифракційного відбивання монокристала CdTe. $CuK\alpha$ -випромінювання, симетрична схема дифракції, вхідна поверхня (111), відбивання (333). ● – неімпантована частина кристала, ○ – імпантована частина кристала

розсіяння X -променів, визначена товщина порушеного шару на поверхні CdTe після імпантації іонів As ($E=100$ кеВ; $D=1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) [8,9]. Область значного розупорядкування поверхневих шарів знаходиться в межах $\sim 0,3 \div 0,35$ мкм. Загальна область помітних структурних порушень простягається на глибину $\sim 0,6-0,8$ мкм від поверхні. Протяжність останньої добре корелює з максимальною глибиною проникнення іонів As у кристал CdTe.

Для визначення товщинного розподілу деформації у приповерхневому шарі використано підходи, що базуються на основних положеннях динамічної теорії розсіяння X -променів – числових розв'язках системи диференціальних рівнянь

Такагі і зіставленні отриманих результатів із експериментальними [15]. На рис. 7 зображено розрахований профіль деформації у приповерхневих шарах CdTe після імплантації As.

Із аналізу отриманих результатів випливає, що іонна імплантація As при даних значеннях енергії та дози аморфізує або сильно розупорядковує на певну товщину (до 0,1 мкм) поверхневі шари. Утворення в цих шарах значної концентрації точкових дефектів, наприклад вакансій, приводить до виникнення кластерів і дислокаційних петель вакансійного типу. Їх наявність обумовлює появу області від'ємних деформацій (рис.7). Оскільки значення потенціального бар'єра найменше у випадку вакансійного типу дифузії іонів As, то з енергетичної точки зору вигідна їх міграція до поверхні. Це спричинює до утворення прошарку збагаченого іонами As. На товщинному розподілі деформації його максимальне значення $-\Delta d/d=4,15 \cdot 10^{-4}$ знаходиться на глибині 0,14 мкм. Друге максимальне значення деформації (при $z=0,23$ мкм) відповідає, напевно, області утворення дислокаційних петель з міжвузлових атомів, вибитих іонами As [10]. Максимум деформації при 0,45 0,55 мкм, ймовірно, відповідає шару, в якому найбільша концентрація As. На границі цього шару з матричним кристалом виникають значні напруги. В цілому порушення, спричинені іонною імплантацією, простягаються на глибину до 0,65–0,7 мкм (рис. 7).

Для виявлення впливу дози імплантованої домішки на рівень легування під час ВКД епітаксії твердих розчинів $Cd_xHg_{1-x}Te$ проведено такі дослідження. Для нарощення епітаксійного шару в зразку 85-1 використано підкладку власнодефектного CdTe (111), доза імплантованого As на поверхні якої складала $D=10^{15} \text{ см}^{-2}$. У випадку епітаксійного шару в 85-5 відповідно: CdTe (111) з дозою $D=5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Розподіли концентрації домішки As в епітаксійних шарах $Cd_xHg_{1-x}Te$ зразків 85-1 і 85-5 після процесу нарощування при температурі $T=600^\circ\text{C}$ упродовж 24 годин зображено на рис. 8. На отриманих розподілах має місце кореляція між кількістю введеного миш'яку, яка задає рівень легування домішкою в нарощеному шарі $Cd_xHg_{1-x}Te$, і дозою його імплантації у CdTe при створенні підкладок із джерелами домішки такого типу.

Епітаксійний шар $Cd_{0,24}Hg_{0,76}Te$ (таблиця 1) зразка 77-2 нарощено на підкладці CdTe (110), в яку імплантовано As дозою $D=10^{15} \text{ см}^{-2}$. Характерна форма профілю розподілу домішки за тов-

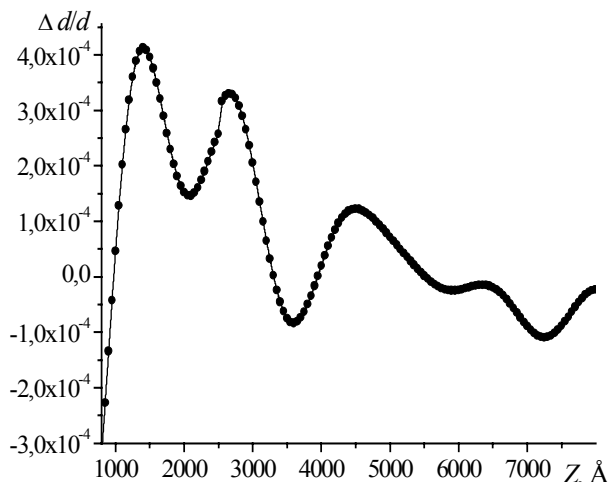


Рис. 7. Профіль розподілу деформацій у приповерхневих шарах CdTe (111) після імплантації іонами As

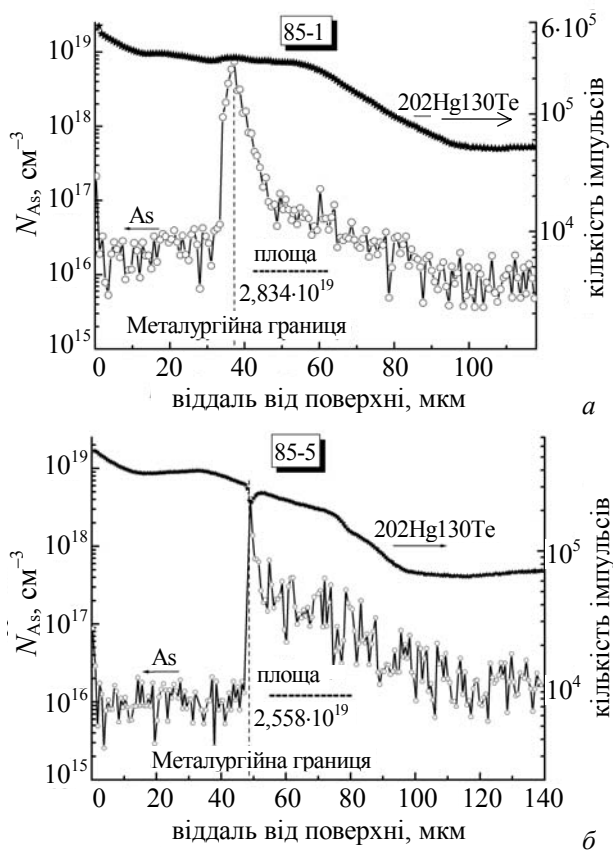


Рис. 8. ВІМС-розподіли As та сигналу $^{202}\text{Hg}^{130}\text{Te}$ за товщиною ВКД епітаксійних шарів, для зразка 85-1: $E=100 \text{ кеВ}$, $D=10^{15} \text{ см}^{-2}$ (а), 85-5: $E=100 \text{ кеВ}$, $D=5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (б)

щиною нарощеного шару в зразку 77-2 (рис.9) незначно відмінна для епітаксійних шарів, нарощених на імплантованій поверхні нелегованих підкладок CdTe (111).

На рис. 10 наведені магнітопольові залежності коефіцієнта Холла і провідності при $T=77 \text{ К}$ цього зразка, які свідчать про високий рівень

електричної активності домішки в одержаному епітаксійному шарі.

При легуванні з імплантованими іонами As джерела більша частина домішки під час епітаксії дифундує у глибину підкладки із залишковим максимумом на металургійній границі. Причиною цього може бути виникнення дифузійного бар'єра в області анігіляції радіаційних дефектів внаслідок іонної імплантації CdTe.

Із аналізу X-променевої структурної даних (рис.11 та рис.12) випливає, що вирощені шари є досить досконалими – на топограмах (рис.11) спостерігається чітке розділення ліній $K\alpha$ -дублета. Водночас є локальні, недифрагуючі X-промені області, серед яких можливі включення телуру, густина їх $\approx 10^3 \text{ см}^{-2}$, розміри 50–100 мкм.

Розподіл інтенсивності КГ на рис.11 має характерну гауссівську форму. Півширина кривих гойдання для зразка 77-2 знаходиться в межах $70''\div 80''$, що значно перевищує це значення для ідеального кристала – $20''$.

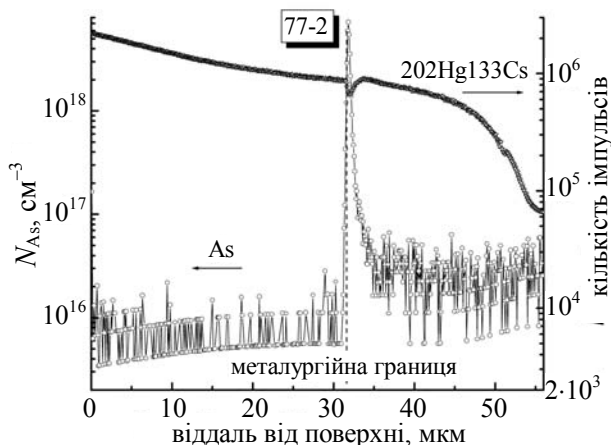


Рис. 9. ВІМС-розподіли As та сигналу $202\text{Hg}133\text{Cs}$ за товщиною ВКД епітаксійного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$ зразка 77-2

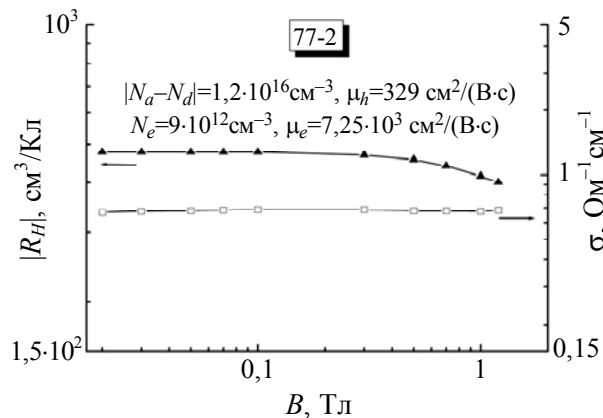


Рис. 10. Магнітопольові залежності коефіцієнта Холла і провідності при $T=77 \text{ К}$ для епітаксійного шару зразка 77-2

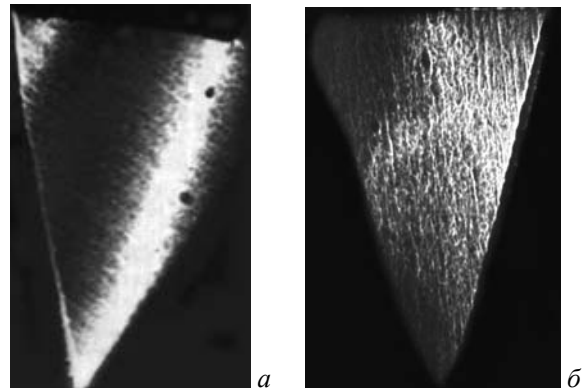


Рис. 11. Топограми зразка 77-2. $CuK\alpha$ -випромінювання, вхідна поверхня (111): симетрична схема дифракції, відбивання (333), $\times 18$, $L_{ext}=7,6 \text{ мкм}$, асиметрична схема, відбивання (440), $\times 18$, $L_{ext}=2,6 \text{ мкм}$ (б)

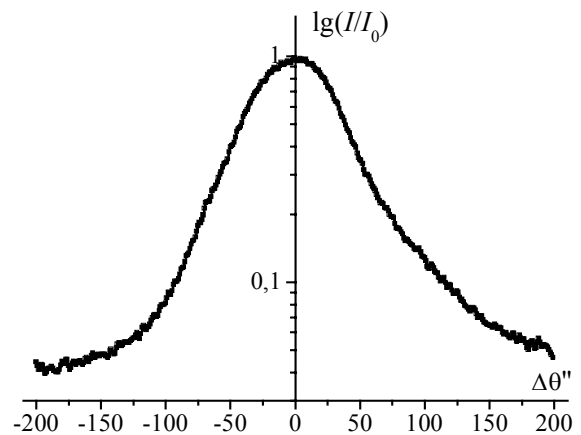


Рис. 12. Крива гойдання зразка 77-2. $CuK\alpha$ -випромінювання, відбивання (333), вхідна поверхня (111), симетрична схема дифракції

У цілому шари $Cd_xHg_{1-x}Te$ є певною мірою структурно досконалими. Це означає, що анігіляція радіаційних дефектів і рекристалізація розупорядкованих приповерхневих шарів у підкладці CdTe відбувається на початкових стадіях ВКД епітаксії і не призводить до погіршення кристалічної структури легуваних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$.

IV. Ефективність легування з твердофазного джерела As у процесі ВКД епітаксійного нарощування [6] спонукала до використання як домішки іншого елемента V групи – Sb, успішне застосування якого для легування рідиннофазових епітаксійних шарів $Cd_{0,22}Hg_{0,78}Te$ показано авторами [11]. Крім цього, вибір сурми зумовлений такою обставиною. Домішки інших елементів V групи (P, As) у кристалах CdTe є дрібними акцепторами [12]. Це забезпечує порівняно високу провідність матеріалу, а легування Sb приводить до отримання напівізолюючого матеріалу, в якому провідність контролюється глибокими акцепторами з енергетично розподіленими рівнями [13].

Останнє привабливе з точки зору поліпшен-

ня електрофізичних властивостей нарощених епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ шляхом зниження впливу на ці властивості перехідних областей епітаксійний шар-підкладка.

Як підкладки для $Cd_xHg_{1-x}Te$ методом ВКД використано однорідно леговані Sb монокристали CdTe ($N_{Sb} \sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$), а також структури зображені на рис. 3,б. У таблиці 1 наведені результуючі електрофізичні властивості ВКД епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ зразків 80-5 і 80-6. В обох випадках при епітаксії, подібно до легування As, відбувається однорідне легування Sb нарощеного варізонного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$, а концентрація носіїв заряду корелює з концентрацією Sb, визначеною за допомогою ВІМС методу. На рис.13 показано типову СЕМ-мікрофотографію поперечного сколу з нанесеними профілями розподілу як домішки, так і складу, визначеного за допомогою X-променевого мікроаналізу, для зразка 92-4, де джерелом дифузанта служила імплантована іонами Sb поверхня нелегованого CdTe ($E=100 \text{ кеВ}$, $D=8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$). Для цього епітаксійного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$, вибрані умови нарощування, привели до отримання безщільного твердого розчину ($x \approx 0,15$). Це не дало змоги оцінити рівень активації домішки в зразку 92-4 за допомогою гальваноманітних вимірювань, результати яких характерні для матеріалу p -типу провідності.

Для дослідження якості вирощених епітаксійних шарів проводились X-променеві топографічні дослідження. На рис. 14 наведена топограма зразка 92-4, на якій лінії K_{α} -серії розділені, не уширені і без викривлень. Це дає змогу стверджувати про однорідність і структурну досконалість, вирощених легованих Sb епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$.

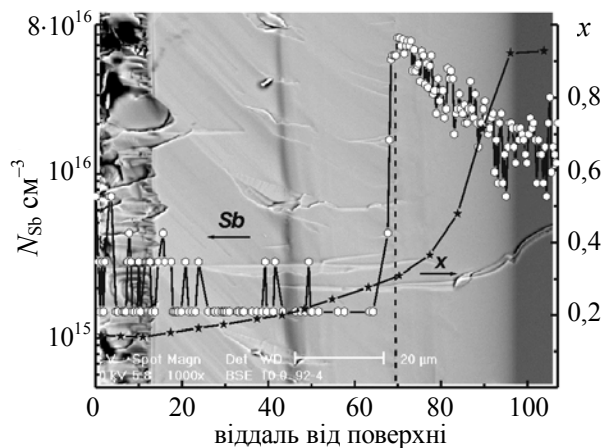


Рис. 13. СЕМ-мікрофотографія поперечного сколу зразка 92-4 з профілем розподілу складу та ВІМС-розподілом Sb за товщиною епітаксійного шару $Cd_xHg_{1-x}Te$

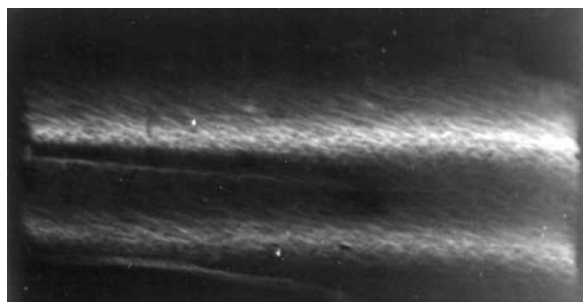


Рис. 14. Топограма зразка 92-4. CuK_{α} -випромінювання, косонесиметрична схема дифракції: вхідна площинна (111), відбивання (511) – $\varphi=90^\circ$, $\Phi_0=29^\circ$, $L_{ext}=1,01 \text{ мкм}$

V. Використовуючи імплантацію іонів Sb, продемонстровано можливість створення вертикальних фотовольтаїчних структур за допомогою локального легування під час процесу високо-температурної епітаксії методом ВКД.

Для цього застосовано підкладки схематично показані на рис. 3,б. На них, після імплантації As ($D=10^{15} \text{ см}^{-2}$), за допомогою фотолітографії сформовано острівкові структури розмірами $80 \times 80 \text{ мкм}^2$ і відстанню між ними 350 мкм шляхом хімічного травлювання незахищеної фоторезистом імплантованої поверхні CdTe на глибину, що перевищує відому з ВІМС аналізу відстань максимального проникнення іонів $\sim 0,6 \text{ мкм}$ (рис.15,а). Після завершення підготовчих процедур ВКД епітаксією нарощено варізонний шар $Cd_{0,18}Hg_{0,82}Te$, на поверхні якого чітко виділяються області з початковим джерелом дифузанта (рис. 15,б). Останні є прикладом сворення в одному технологічному циклі об'ємних фотовольтаїчних приймачів для ширококутового детектування ІЧ-випромінювання.

Одержані одноріднолеговані As (Sb) епітаксійні шари $Cd_xHg_{1-x}Te$ використовувались для дослідження зміни типу провідності під дією іонно-променевого травлення (ІПТ), яке проводилось іонами Ar^+ з $E=500 \text{ еВ}$ і $j=0,1 \text{ мА/см}^2$. У зразках p - $Cd_xHg_{1-x}Te:As$ миш'як розташовується у вузлах підґратки Te і створює акцепторний центр, який володіє одним неспареним електроном. Якщо поблизу опиняється міжвузловий атом ртуті, два валентні електрони якого також не спарені, ці два дефекти можуть скласти стійкий донорний комплекс $(Hg_i^- - As'_x)$ [15]. Концентрація електронів у конвертованому шарі залежить від концентрації домішки у вихідному матеріалі. Це дозволяє використати таку методику для створення у $Cd_xHg_{1-x}Te$ p - n переходів із заданою концентрацією носіїв у n -області.

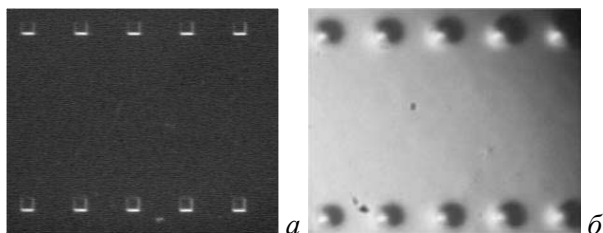


Рис. 15. Фотографії островків розміром 80×80 мкм² з імплантованою As поверхнею на підкладці власно-дефектного CdTe (а) та епітаксійних структур, одержаних у результаті ВКД епітаксійного нарощування $Cd_{0,18}Hg_{0,82}Te$ на рельєфній підкладці (б)

Висновки

Вивчення особливостей іонної імплантації епітаксійних шарів дозволяє отримати інформацію про протікання фізичних процесів і встановлення механізмів, що відповідають за зміни і дефектній підсистемі даних матеріалів.

Твердофазним легуванням миш'яком (сурмою) шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ при ізотермічній парофазній епітаксії, одержані епітаксійні шари $Cd_xHg_{1-x}Te$ з близьким до 100% рівня електричної активності домішок.

Розраховано профілі зміни міжплощинної відстані за глибиною, які зумовлені імплантацією іонів As. Максимальна деформація порушеного шару спостерігається на глибині $\sim 0,14$ мкм, а її значення становить $4,15 \cdot 10^{-4}$.

Область значного розпорядкування поверхневих шарів знаходиться в межах $\sim 0,3-0,35$ мкм. Загальна область помітних структурних порушень простягається на глибину $\sim 0,6-0,8$ мкм від верхні.

Структурні дефекти в розупорядкованих областях радіаційних пошкоджень, які виникають при імплантації іонів домішки As (Sb) з енергією $E=100$ кеВ у приповерхневих шарах монокристалічних підкладок CdTe при дозах опромінення $D < 5 \cdot 10^{15}$ см⁻², аніглюють на початкових стадіях епітаксії і практично не позначаються на структурній досконалості нарощених епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$.

Наведені приклади практичного застосування легуваних акцепторною домішкою епітаксійних шарів $Cd_xHg_{1-x}Te$ для створення бар'єрних структур.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Rogalski A. Mercury cadmium telluride photodiodes at the beginning of the next millennium // Defence Science Journal. – 2001. – **51**, No.1. – P.5-34.
2. Sivanathan S., Wijewarnasuriya P.S., Aqariden F., Yudyath H.R., Zandian M., Edwall D.D., Arias J.M.

Mode of arsenic incorporation in HgCdTe grown by MBE // J.Electron.Mater. – 1997. – **26**, No.6. – P.621-624.

3. Savitsky V.G., Storchun O.P. Preparation of $Hg_{1-x}Cd_xTe$ ($0,1 \leq x \leq 0,5$) epitaxial layers by two-stage evaporation-condensation-diffusion method // Thin Solid Films. – 1998. – **317**. – P.105-107.
4. Степанов С.А., Кондрашкіна Е.А., Чузо А.Н. Усовершенствованный метод интегральных характеристик для рентгенодифракционного анализа поверхностных слоев кристаллов // Поверхность. Физика, химия, механика. – 1988 – №9. – С.112-118.
5. Кон В.Г., Приленский М.В., Суходрева И.М. // Поверхность. – 1984. – №4. – С.122.
6. Vlasov A., Pysarevsky V., Storchun O., Shevchenko A., Bonchuk A., Pokhmurska H., Barcz A., Swiatek Z. Controlled arsenic diffusion in epitaxial $Cd_xHg_{1-x}Te$ layers in the evaporation-condensation-diffusion process // Thin Solid Films. – 2002 – **403-404**. – P.144-147.
7. Власов А., Бончук О., Фодчук І., Заплітний Р. Рентгеноструктурні методи аналізу епітаксійних шарів CdHgTe // Збірник наукових праць Фізико-механічного інституту ім.Г.В.Карпенка НАН України. Вип.9: Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. Київ, 2004. - С.156-159.
8. Кютт Р.Н. Трехкристалльная дифрактометрия сверхрешеток и других многослойных эпитаксиальных структур // Металлофизика и новейшие технологии. – 2002. – **24**, №4. – С.497-512.
9. Боуен Д.К., Таннер Б.К. Высокразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография. – Санкт-Петербург: Наука, 2002.
10. Aguirre M.H., Canepa H.R. Ar-implanted epitaxially grown HgCdTe: evaluation of structural damage by RBS and TEM // Nucl. Instr. And Meth. in Phys. Res. – 2001. – **B 175-177**. – P.274-279.
11. Chen M.C., Dodge I.A. Electrical properties of antimony doped p-type $Hg_{0,78}Cd_{0,22}Te$ liquid-phase epitaxy films // Solid Stat. Commun. – 1986. – **59**, No.7. – P.449-452.
12. Molva E., Le Si Dang. Magneto-optical studies of excitons bound to Ag and Cu in p-type CdTe // Phys.Rev.B. – 1983. – **127**, No.10. – P.6222-6226.
13. Iwamura Y., Yamamori S., Negishi H, Moriyama M., Deep levels of high resistivity Sb dopes CdTe // Jap.J.Appl.Phys. – 1985. – **124**, No.3. – P.361-362.
14. Богобоящий В.В., Власов А.П., Ижнин И.И. Механизм конверсии типа проводимости в легированном мышьяком $p-Cd_xHg_{1-x}Te$ при ионно-лучевом травлении // Изв. вузов. Физика. – 2001. – **44**, №1. – С. 50-59.
15. Афанасьев А.М., Фанченко С.С. О восстановлении профилей нарушенных тонких приповерхностных слоев по рентгенодифракционным данным // Кристаллография. – 1986. – **287**, №6. – С.1395-1399.