

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЧЕРНІВЕЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
ІМЕНІ ЮРІЯ ФЕДЬКОВИЧА**

**Навчально-науковий інститут фізико-технічних та комп'ютерних наук
Кафедра електроніки і енергетики**

**ВПЛИВ ЕЛЕКТРОННОГО ВИПРОМІНЮВАННЯ НА
СТРУКТУРУ І ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КРИСТАЛІВ
 $Cd_xHg_{1-x}Te$**

**Кваліфікаційна робота
Рівень вищої освіти – перший (бакалаврський)**

Виконав:

студент 4 курсу, 432 групи

Грабовська Єва Юріївна

Керівник:

кандидат фізико-математичних наук,

доцент Стребежев В.М.

До захисту допущено

на засіданні кафедри електроніки і енергетики

протокол № _____ від _____ 2023 р.

Зав. кафедрою _____ проф. Майструк Е.В.

Чернівці – 2023

Анотація

(українською мовою до 700 знаків)

Дипломну роботу присвячено дослідженню впливу електронного (електронним пучком на растровому мікроскопі) випромінювання на структуру і електрофізичні властивості кристалів кадмій ртуть телур та кадмій марганець телур.

Перший розділ містить теоретичний огляд особливостей структури і фізико-хімічних властивостей $Cd_xHg_{1-x}Te$ та $Cd_{1-x}Mn_xTe$; механізмів формування зображення в растровому електронному мікроскопі.

Другий розділ містить опис експериментальних методик та результатів досліджень: методики підготовки зразків для лазерної обробки і досліджень в РЕМ; проведення лазерної обробки поверхні $Cd_xHg_{1-x}Te$, структурні дослідження методом атомно–силової мікроскопії

Загальний обсяг роботи складає 45 сторінок.

Бібліографія – 18;

Таблиць – 3;

Рисунків – 16.

Ключові слова:

Анотація

(іноземною мовою до 700 знаків)

Ключові слова:

Кваліфікаційна робота містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів наукових досліджень інших авторів мають посилання на відповідне джерело.

_____ Є.Ю.Грабовська
(підпис)

ЗМІСТ

ВСТУП	3
РОЗДІЛ 1. ТЕОРЕТИЧНА ЧАСТИНА	7
1.1. Фізико-хімічні властивості та структура кристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$ та $Cd_{1-x}Mn_xTe$	8
1.2. Фізичні принципи роботи растрового електронного мікроскопу, переваги методу растрової електронної мікроскопії	12
1.3. Фізичні процеси, які відбуваються при обробці електронній поверхні напівпровідника	16
1.4. Електронні та фотоелектричні властивості напівпровідникових структур, сформованих на $CdHgTe$	19
Висновки до 1-го розділу	24
РОЗДІЛ 2. ПРАКТИЧНА ЧАСТИНА	41
2.1. Підготовка поверхні кристалів $CdHgTe$	41
2.2. Проведення електронної обробки поверхні кристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$	59
2.3. Структурні дослідження методом атомно-силової мікроскопії.....	68
2.4. Електрофізичні і фотоелектричні властивості модифікованих структур на основі $Cd_xHg_{1-x}Te$	
2.5. Еліпсометричні дослідження поверхні кристалів $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ модифікованих електронною обробкою.....	41
Висновки до 2-го розділу	85
ВИСНОВКИ	87
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	90
ДОДАТКИ	97

ВСТУП

Тверді розчини сполук A^2B^6 володіють високими фотоелектричними характеристиками і використовуються як ІЧ- фотодетектори в різних областях науки і техніки, в тому числі в авіаційній, космічній та військовій техніці. Актуальним завданням є покращення фотоелектричних властивостей та створення нових МДН - структур та гетероструктур на основі твердих розчинів $Cd_xHg_{1-x}Te$, які дозволяють в широких межах змінювати основні напівпровідникові параметри фотоелектричних приладів діапазону $\lambda = 1-14\mu m$. Вирішити це завдання можливо за допомогою контрольованого впливу різних фізичних факторів, до яких відноситься модифікація поверхневих шарів кристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$ дією електронного променя. Важливою задачею є дослідити морфологію та структуру фоточутливих елементів на основі монокристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$ до та після обробки електронними променями за допомогою атомно-силової і електронної мікроскопії, визначити оптимальні режими електронної модифікації та відповідні фотоелектричні характеристики і параметри. Ця тема мало досліджена і тому являється важливою та актуальною і була обрана при виконанні бакалаврської роботи.

РОЗДІЛ 1. ТЕОРЕТИЧНА ЧАСТИНА

1.1. Фізико-хімічні властивості та структура кристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$

Кристали $Cd_xHg_{1-x}Te$, як напівпровідниковий матеріал, важко піддається обробці через унікальні механічні властивості, насамперед високу пластичність. Різні стандартні технологічні операції, необхідні для виготовлення напівпровідникових приладів, такі як обробка поверхні, термічна обробка, іонна імплантація, нанесення пасивуючих покриттів та інші процедури, призводять до утворення значної кількості деформаційних дефектів у приповерхневій частині шару та в усьому матеріалі. Це питання стає особливо актуальним під час вирощування епітаксійних плівок. Неузгодженість параметрів ґрат між епітаксiальними плівками та підкладкою, а також між епітаксiальними плівками та пасиваційним покриттям призводить до утворення пружних напружень на гетерограніці, релаксація яких викликає утворення дислокаційної сітки. Крім того, однією з основних причин утворення напруги є різниця в коефіцієнтах теплового розширення між підкладкою та епітаксiальними плівками. Оскільки напруги в гетероструктурах, спричинені невідповідністю коефіцієнтів, є функціями температурного градієнта, нижчі температури росту в молекулярно-променевій епітаксії (МПЕ) порівняно з рідкофазною епітаксією призводять до менших напруг у структурах пристроїв.

Прикінцеві фази росту епітаксійних плівок $Cd_xHg_{1-x}Te$ методом молекулярно-променевої епітаксії (МПЕ), включаючи етапи, що відбуваються поза ростовою камерою (наприклад, нанесення пасивуючих шарів електрохімічним способом - анодних оксидів), мають значний вплив на структуру та властивості поверхневих шарів. З свого боку, поверхнева область суттєво впливає на електричні та гальваноманітні властивості напівпровідникових твердих розчинів, основаних на $HgTe$.

Для дослідження епітаксійних плівок $Cd_xHg_{1-x}Te$ використовувався метод, описаний в [1]. Плівки були вирощені методом молекулярно-променевої епітаксії (МПЕ) на підкладках Si (111) та GaAs (112) при температурі 463 К. В якості буферних шарів використовувалися епітаксійні плівки $Cd_xHg_{1-x}Te$ зі складами $x = 0,45-0,50$. На частину епітаксійних плівок з "робочим" шаром складу $x = 0,21-0,24$ наносили шар анодних оксидів, а на деякі плівки наносили шар складу $x = 0,45-0,50$. Структура багатошарової структури (наприклад, $Cd_xHg_{1-x}Te / GaAs$) показана на рис. 1. Загальна товщина багатошарової структури становила 10 мкм.

Для оцінки структурної якості поверхневих шарів застосовувався метод дифракції електронів високої енергії на електронографі ЗГ-100А в діапазоні прискорюючих напруг 60-80 кВ. Морфологію поверхні епітаксійних плівок вивчали з використанням растрової електронної мікроскопії (РЕМ) на мікроскопі BS-300. Температурні залежності коефіцієнта Холла вимірювалися за допомогою шестизондового методу при магнітних полях 0,1-1 Тл в діапазоні температур 40-300 К. Температурні залежності часу життя нерівноважних носіїв заряду вивчалися в діапазоні температур 10-300 К методом релаксації фотопровідності, спричиненої світлодіодом ($\lambda = 900$ нм) з тривалістю імпульсу $t = 5$ мкс. Властивості шуму $S(f)$ епітаксійних плівок вивчалися в діапазоні температур 80-300 К і частотному діапазоні 10-104 Гц. Мікромеханічні властивості епітаксійних плівок вивчалися методом мікротвердості з навантаженням на індентор 0,2 Н і статичним часом 10 с.

За допомогою методу дифракції електронів високих енергій на відбивання, було встановлено, що поверхневий шар $CdHgTe/Si$ має структуру мозаїчного монокристала. Точкові рефлекси зображені у вигляді видовжених плям у напрямку від тіні до поверхні епітаксійних плівок (рис. 2, а), це пов'язано з нерівністю поверхні плівки, оскільки пучок електронів досягає різних ділянок поверхні під різними кутами. Глибші шари мають більш досконалу структуру, це підтверджується Кікучі-лініями та смугами слабкої

інтенсивності. Для деяких ділянок плівок CdHgTe/GaAs, електронограми свідчать про наявність текстурованості на поверхні. Проте, Кікучі-лінії та смуги завжди спостерігаються на електронограмах всіх епітаксійних плівок.

Використання методу дифракції електронів високих енергій на відбивання дозволяє отримати інформацію про структурну досконалість тонкого поверхневого шару товщиною 100-200 Å, залежно від напруги прискорення та кута падіння електронного пучка. Дифракційна картина, отримана при малих кутах падіння пучка електронів, містить інформацію про структурну неоднорідність поверхневого шару по глибині, що визначається проникністю електронів. Додаткові елементи дифракційної картини, розташовані біля центрального пучка, відображають структуру верхнього шару. Кікучі-лінії, розташовані вище рефлексів, відображають структуру глибших шарів епітаксійних плівок.

Таким самим методом дифракції електронів високих енергій на відбивання, була вивчена структура пасиваційних шарів, отриманих анодним оксидуванням. На електронограмах анодних оксидів, отриманих на епітаксійних плівках $Cd_xHg_{1-x}Te$ зі значеннями $x = 0,20 - 0,23$, спостерігались декілька розмитих дифузних півкілець (рис. 2, б). Електронограми анодних оксидів на епітаксійних плівках зі значеннями $x = 0,45 - 0,50$, вказують на їх полікристалічну структуру (рис. 2, в).

У висновках автори [1] роблять наступні твердження:

1. Епітаксійні плівки CdHgTe, вирощені на підкладках GaAs (112), є найбільш досконалими за даними електрофізичних вимірювань.
2. "Робочий шар" епітаксійних плівок $Cd_xHg_{1-x}Te$ зі значенням $x = 0,21$ піддається напруженням згину протилежного знаку, які взаємно компенсуються. Цей шар також піддається незначним напруженням розтягу з обох боків, які виникають через незначну різницю в параметрах ґратки між шарами CdHgTe зі значеннями $x = 0,21$ (0,24) та $x = 0,45$ (структура на основі GaAs) і шарами $x = 0,20$ та $x = 0,40$

- (структура на основі Si). Це пояснюється високою відповідністю електрофізичних та фотоелектричних параметрів робочого шару.
3. Шумові характеристики $S(f)$ епітаксійних плівок, виміряні в температурному інтервалі 80-300 К, залежать від стану та морфології поверхні плівок. Епітаксійні плівки, пасивовані власними анодними оксидами, мають менший рівень шумів.
 4. Зміцнення епітаксійних плівок CdHgTe/GaAs (8,6%) порівняно з епітаксійними плівками CdHgTe/Si (11,5%) менше, що пояснюється меншою різницею в параметрах ґратки між епітаксійними шарами і підкладкою (13,48% і 20,02% відповідно). Незбіжність ґраток епітаксійного шару і підкладки в гетероструктурі CdHgTe/GaAs є більшою, ніж у гетероструктурі CdHgTe/Si (13,48% і 20,02%), що призводить до меншої механічної міцності.
 5. Значення критичних товщин епітаксійних плівок, при яких відбувається їх псевдоморфне нарощування, свідчать про те, що дислокації невідповідності виникають практично відразу від підкладки. Ці дислокації створюють високу щільність обірваних зв'язків (порядку 10^{14} см^{-2}), що на два порядки перевищує значення цього параметра в структурах CdHgTe/CdTe.

1.2. Фізичні принципи роботи растрового електронного мікроскопу

Розроблені безпосередні методи отримання тривимірного зображення для аналізу і контролю морфології поверхні і дефектів поверхневих шарів матеріалів. Один із них полягає у дослідженні зразка у растровому електронному мікроскопі (РЕМ), який є меншим і простішим, ніж просвічуючий електронний мікроскоп (ПЕМ).

У РЕМ замість використання електронів, що проходять через зразок, використовуються електрони, що розсіюються або випромінюються поверхнею зразка. Зразок сканується дуже тонким пучком електронів, і оцінюється кількість електронів, що розсіюються при опроміненні послідовних точок металевої поверхні. Отримане значення використовується для контролю інтенсивності другого променя, що рухається синхронно з першим і формує зображення на телевізійному екрані. Це дозволяє отримати єдине, цілісне і збільшене зображення.

Метод растрової електронної мікроскопії забезпечує значну глибину фокусування. Крім того, завдяки розсіюванню електронів кутом поверхні стосовно променя, на зображенні утворюються світлі і темні ділянки, які чергуються, створюючи враження тривимірності. Проте цей метод застосовується тільки для вивчення поверхні, а його роздільна здатність порівняно невелика (приблизно 4 нм з ефективним збільшенням близько 20 000 разів).

У РЕМ використовуються електронні лінзи для фокусування електронного пучка у дуже малу точку. Розмір точки в РЕМ може бути налаштований таким чином, щоб не перевищувати 0,2 нм, хоча зазвичай вона становить одиниці або десятки нанометрів. Ця точка безперервно сканує певну область зразка, аналогічно променю, що оббігає екран телевізійної трубки.

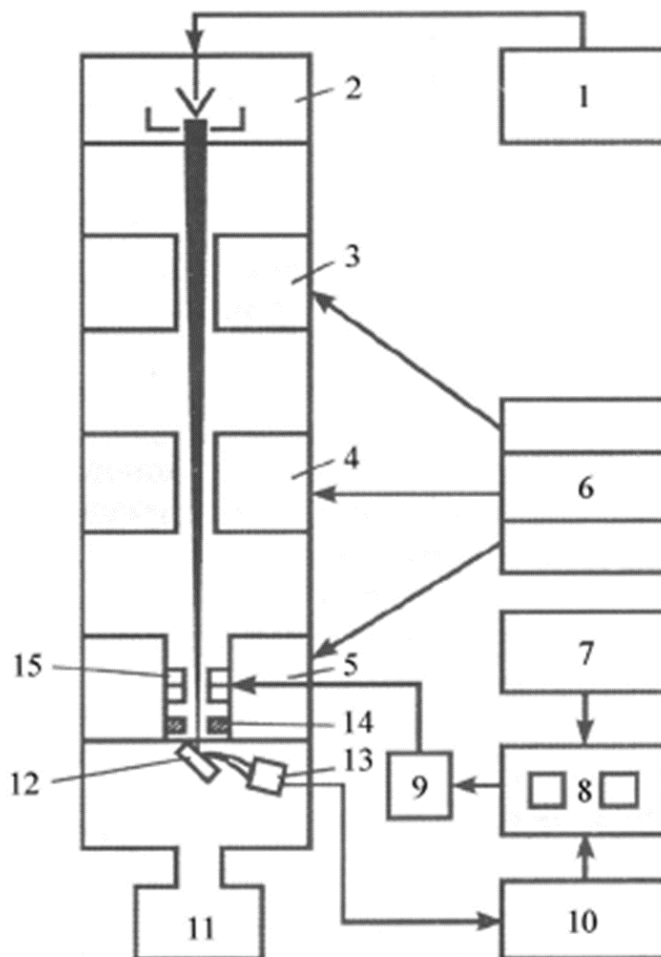


Рис.1.1. Принципова схема растрового електронного мікроскопу:

1 – блок прискорюючої напруги; 2 – електронна гармата; 3-5 – конденсори; 6 – блок живлення; 7 – генератор розгортки; 8 – дисплеї спостереження; 9 – блок регулювання; 10 – відеопідсилювач; 11 – вакуумна система; 12 – зразок; 13 – колектор; 14 – стігматор; 15 – котушки сканування.

Електричний сигнал, що виникає при опроміненні об'єкта електронами пучка, використовується для створення зображення на екрані телевізійного кінескопу або електронно-променевої трубки (ЕПТ), розгортання якої синхронізовано з системою відхилення електронного пучка. Збільшення в цьому випадку відноситься до співвідношення розміру зображення на екрані до розміру області, яку оббігає пучок на зразку. Це збільшення може бути від 10 до 10 мільйонів.

Взаємодія електронів сфокусованого пучка з атомами зразка може приводити не тільки до їх розсіювання, що використовується для отримання зображення в просвічуючому електронному мікроскопі, але і до виникнення рентгенівського випромінювання, видимого світла та емісії вторинних електронів. Крім того, оскільки перед зразком в РЕМ є лише лінзи для фокусування, його можна використовувати для дослідження масивних зразків. Товщина зразків, що досліджуються цим методом, визначається проникаючою здатністю електронів або їхньою енергією. Вдосконалення методу призвело до створення високовольтних мікроскопів з напругою, що прискорюється до декількох мільйонів вольт (у порівнянні з 100 000 вольтами у звичайних ПЕМ).

В умовах промислового вакууму досліджуваний зразок сканується електронним пучком середніх енергій, який фокусується для формування зображення. Залежно від способу реєстрації сигналу, растровий електронний мікроскоп має кілька режимів роботи, таких як режим відбитих електронів і режим катодолюмінісценції. Існують методи, які дозволяють не тільки досліджувати властивості поверхні зразка, але й візуалізувати та отримувати інформацію про властивості підповерхневих структур.

Роздільна здатність растрового електронного мікроскопа залежить від поперечного розміру електронного пучка, який в свою чергу залежить від електронно-оптичної системи для фокусування пучка. Також роздільна здатність обмежена розміром області взаємодії електронного зонда з зразком, тобто матеріалом, на якому відбувається взаємодія. Розмір електронного зонда і розмір області взаємодії значно перевищують відстань між атомами в матеріалі, тому роздільна здатність растрового електронного мікроскопа не настільки велика, щоб відображати атомарні масштаби, як це можливо, наприклад, у просвітному електронному мікроскопі (ПЕМ).

Однак, растровий електронний мікроскоп має свої переваги, зокрема здатність візуалізувати порівняно велику область зразка, досліджувати масивні мішені (а не лише тонкі плівки) та використовувати різноманітні

аналітичні методи для вимірювання фундаментальних характеристик матеріалу, на якому проводяться дослідження. Роздільна здатність растрового електронного мікроскопа може сягати від десятків до одиниць нанометрів, залежно від конкретного приладу та параметрів експерименту. Принципова відмінність растрового електронного мікроскопа від просвітного електронного мікроскопа полягає в тому, що зображення об'єкта формується шляхом сканування його поверхні електронним зондом діаметром до 5-10 нм, а джерелами інформації найчастіше служать відбиті і вторинні електрони. Це визначає основні методичні особливості растрового електронного мікроскопа.

По-перше, це дозволяє безпосередньо вивчати структуру поверхні гальванічних покриттів у широкому діапазоні збільшень від 15 до 30 000 разів і навіть більше з дуже високою роздільною здатністю (4 нм). Таким чином, часто немає потреби у спеціальних зразках, що прозорі для електронного променя, репліках або фольгах, які складно і трудомістко підготовляти. Більшість сучасних мікроскопів мають стандартний зразок з діаметром 20 мм і висотою 10 мм, але можуть досліджуватися зразки значно менших розмірів. Підготовка таких зразків, як правило, проста і полягає в очищенні поверхні від забруднень за допомогою різних розчинників ультразвуковим диспергатором.

По-друге, в растровому електронному мікроскопі (РЕМ) досягається значно більша глибина фокусу порівняно з паралельним електронним мікроскопом (ПЕМ). Це дозволяє спостерігати об'ємне зображення структури та об'єктивно оцінювати просторову конфігурацію її елементів.

Нарешті, РЕМ має різноманітні аналітичні можливості, що значно розширюють його застосування та надають різноманітну та унікальну інформацію. Серед них можна виділити наступні: дослідження зразків "на просвіт", вивчення кристалографічної та дислокаційної структури за допомогою каналізованих електронів, спостереження за структурними змінами зразків прямо під час проведення динамічних експериментів (таких

як деформація, зношування, корозія, нагрівання, іонне травлення), аналіз локального хімічного складу.

В растровому мікроскопі (зображено на рис. 2.3) первинний пучок електронів, який генерується електронною пушкою, прискорюється в полі високої напруги (до 30 кВ) і фокусується на зонді за допомогою системи електромагнітних конденсорних лінз.

Генератор сканування забезпечує синхронізацію руху електронного зонда по зразку з променями електронно-променевих трубок спостереження і фотореєстрації. Це означає, що кожна точка на зразку відповідає певній точці на екрані. Взаємодія первинного пучка електронів з зразком викликає ряд ефектів, зокрема виникнення вторинних і відбитих електронів та характеристичного рентгенівського випромінювання.

Колектор збирає вторинні і відбиті електрони, які після відеопідсилення використовуються для модуляції яскравості світіння електронно-променевої трубки, що створює зображення растра на об'єкті. Вторинні електрони генеруються в верхніх шарах зразка з граничною товщиною для металів не більше 5 нм. Стан зразка, що створює локальний потенційний бар'єр, суттєво впливає на коефіцієнт емісії електронів. Залежно від топографії об'єкта, зміна кількості вторинних електронів призводить до утворення півтонів на екрані приладу і створює враження об'ємного зображення.

Відбиті електрони виникають на більшій глибині, ніж вторинні електрони. Коефіцієнт відображення залежить від атомного номера збудженого елемента, причому чим вищий середній атомний номер елементів на ділянці зразка, тим більше електронів відбивається від цієї ділянки. Ділянки з підвищеною емісією відбитих електронів виглядають світліше на екрані, а загальне зображення має чітко виражений чорно-білий контраст без півтонів і враження об'ємності. Однак, розподіл елементів по поверхні можна визначити зображенням, оскільки контраст обумовлений хімічним складом зразка. Крім того, зображення в поглинених електронах,

яке відображає розподіл щільності наведеного струму на зразку, використовується для отримання контрасту, що залежить від атомного номера елементів.

Залежно від дослідної задачі, виявлення електронів дозволяє отримувати зображення в різних сигналах. Метод РЕМ найбільше використовується для аналізу морфології поверхні електрохімічних осадів та фрактограм поверхні при дослідженні зламів. Інформація, отримана за допомогою РЕМ, є великою, але має в основному описовий характер, а кількісна оцінка параметрів поверхні обмежена (наприклад, середнім розміром поверхневих конгломератів). Для кількісного опису структури та виявлення невидимих особливостей будови поверхні можна використовувати засоби когерентної оптики, зокрема дифракційні картини Фраунгофера, отримані з зображень полікристалічних поверхонь електролітичних осадів.

Ефективність методу РЕМ підвищується за допомогою стереозображень, які можна отримати у будь-якому растровому мікроскопі зі змінним кутом нахилу столика. Ці знімки використовуються як для візуального аналізу, так і для кількісних вимірів у тривимірному просторі, що дозволяє точно визначити взаємне розташування фаз в осаді і правильно оцінити їхні розміри.

Растрові мікроскопи використовуються переважно як дослідний інструмент у різних галузях науки і техніки, зокрема у металознавстві, хімії, фізиці, мікроелектроніці, біології та металургії. Основне завдання полягає у отриманні зображення об'єкта дослідження, яке може значно варіюватись залежно від типу використаного детектора. Ці розходження дозволяють робити висновки про фізику поверхні і досліджувати її рельєф.

Основні труднощі при роботі з РЕМ пов'язані переважно з системами реєстрації та електронної візуалізації. У приладі з повним комплексом детекторів, крім функцій РЕМ, передбачається робочий режим енергодисперсійного мікроаналізатора та оже-спектроскографу.

1.3. Фізичні процеси, які відбуваються при електронній і лазерній обробці поверхні напівпровідника

Основними властивостями, які відрізняють лазерне випромінювання від випромінювання звичайних світлових джерел, є:

- Інтенсивність – кількість енергії, що знімається з одиниці площі за одиницю часу. Її не потрібно плутати з густиною потужності

$$W_p = \frac{P}{S},$$

яка, хоча і має таку саму одиницю виміру, Вт/см², але, на відміну від інтенсивності, є характеристикою не випромінювання, а джерела теплоти

- Спрямованість, характеризується кутом розбіжності Θ

- Монохроматичність, характеризується показником монохроматичності $\Delta\nu/\nu$, тобто відношенням коливань частоти електромагнітної хвилі до робочої частоти

- Когерентність – властивість хвилі зберігати свої частотні, поляризаційні та фазові характеристики протягом часу (часова когерентність) та/або протягом відстані (просторова когерентність).

Параметри лазерного випромінювання поділяють на

- Часові: тривалість імпульсу τ , частота імпульсів f

- Енергетичні: енергія імпульсу E , потужність випромінювання P , середня потужність

- Просторові: характеризують розподіл інтенсивності за перерізом лазерного променя. Інтенсивність в основній моді TEM₀₀, як і в деяких багатомодових променях, описується розподілом Гауса:

$$I(r) = I_0 \exp\left(-\frac{r^2}{r_0^2}\right),$$

де I_0 – максимальна інтенсивність в центрі променя, r_0 – т.зв. ефективний, або гаусівський радіус, на якому інтенсивність зменшується в e разів у порівнянні з максимальною в центрі.

Для визначення оптичних характеристик металу можна не враховувати складної структури атомів, а обмежитися класичною моделлю Лоренца. У моделі Лоренца атом уявляється системою, що складається з атомного ядра, оточеного хмарою внутрішніх електронів, і зовнішнього (оптичного) електрона, пов'язаного з ядром атома менш жорстко, здатного під дією зовнішньої електромагнітної хвилі зміщуватися відносно центру атома (модель гармонійного осцилятора). Такий електрон називається вільним.

Відповідно до моделі вільних електронів світловий потік, за вирахуванням відбитої частини, повністю поглинається при взаємодії з електронами провідності в тонкому поверхневому шарі (так званий скін-шар $10^{-5}..10^{-4}$ см. завтовшки).

Поглинання світла призводить до підвищення енергії електронів. Частина поглиненої енергії електрони передають решітці, однак ефективність передачі не велика внаслідок великої різниці мас електронів та іонів. Тому електронний газ значно перегрівається в порівнянні з кристалічною решіткою.

Підсистеми електронний газ та решітка в металі взаємодіють слабо. Частота релаксації для електронного газу і іонів і відповідно істотно більше частоти релаксації для обміну енергією між ними:

$$\nu_{ee} \gg \nu_{ef} \quad (3.1)$$

$$\nu_{ii} \gg \nu_{ei} \quad (3.2)$$

Виконання умови (3.1) означає швидкий перерозподіл поглиненої лазерної енергії між електронами провідності. Умова (3.2) – енергія, що передається решітці електронами, швидко перерозподіляється між іонами.

Частота електрон-фотонної релаксації:

$$\nu_{ef} = \frac{A W_{PS}}{h\nu n'}$$

де A – коефіцієнт поглинання;

W_{PS} – густина потужності на поверхні;

$h\nu$ – енергія кванта;

n' – число електронів, які поглинули випромінювання (см^{-3}), $n' \approx \frac{n h\nu}{\varepsilon_F}$,

де $n \approx 5 \cdot 10^{22} \text{см}^{-3}$ – концентрація електронів провідності, ε_F – енергія Фермі,

$$\varepsilon_F = \frac{(3\pi^2)^{1/3} \hbar n^{2/3}}{8\pi^2 m_e}$$

Частота електрон-електронної релаксації:

$$\nu_{ee} = V_f \sigma_{ee} n \left(\frac{kT_e}{\varepsilon_F} \right)^2$$

де n – число електронів провідності всередині поверхні Фермі;

V_f – швидкість електронів на поверхні Фермі;

σ_{ee} – резерфордівський перетин взаємодії електрон-електрон,

$$\sigma_{ee} \approx 5 \cdot 10^{-16} \text{см}^2;$$

kT_e – область розмитості Фермі;

T_e – температура електронного газу;

ε_F – енергія Фермі.

Частота електрон-іонної релаксації:

$$v_{ei} = \frac{\alpha_L}{\rho_i \cdot c_i} = \frac{\pi}{30} \cdot \frac{m_e V_f n k S^2}{d_0 \varepsilon_F \cdot \rho_i c_i},$$

де m_e – маса електрона;

$\rho_i \cdot c_i$ – об'ємна теплоємність решітки, $\frac{\text{Дж}}{\text{см}^3 \text{ К}}$;

d_0 – стала решітки;

α_L – коефіцієнт теплообміну між електронами та решіткою,

$$\alpha_L \approx 10^7 \frac{\text{ерг}}{\text{см}^3 \text{ К}};$$

S – швидкість звука в металі ($\approx 10^5$ см/с).

Частота іон-іонної релаксації:

$$v_{ii} = \frac{k Y_0 T_i}{d_0 \mu_i S},$$

де Y_0 – параметр Грюнайзена (~ 2),

– маса іона.

1.4. Електронні та фотоелектричні властивості напівпровідникових структур, сформованих на CdHgTe

Електрони в КРТ при температурі низького азоту мають високу рухливість, що становить $(3-5) \cdot 10^5$ см²/В·с. Така висока рухливість причинно до того, що довжина дифузійного зміщення електронів може досягти значних розмірів, небагато сотень мікрон. У прямих струмопровідних діодах струм, що протікає, супроводжується перенесенням неосновних носіїв заряду, що впроваджуються з рп-переходу, на значній відстані. Ціни заряду генеруються в області n⁺-типу за рахунок поглинання енергії, трохи більшої, ніж ширина забороненої зони, а потім рекомбінуються біля іншого контакту, віддаючи накопичену енергію. Цей процес супроводжується охолодженням області n⁺-

типу та нагріванням області другого контакту, інжекційним перенесенням тепла [10]. Вперше цей ефект був відкритий і досліджено в 1974 році [10], при цьому було досягнуто додаткове охолодження нижче температури рідкого азоту до 5 К.

Діоди створюються також і з використанням бар'єрів Шотткі. Для покращення якості межі поділу між металом і напівпровідником наноситься тунельно-прозорий шар діелектрика Al_2O_3 товщиною у 3-5 нм. В такій структурі [10] щільність поверхневих станів поблизу середини забороненої зони складає $(2-3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2} \text{ eV}^{-1}$, щільність повільних поверхневих станів близько 10^{10} см^{-2} , щільність позитивно вбудованого заряду близько $(3-5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Фотодіоди в матричних і малоелементних фотоприймальних пристроях мають розміри p-n-переходів від 15x15 до 300x300 мкм, а в одноелементних приймачах випромінювання до 2x2 мм і більше. Ефективні розміри фоточутливих майданчиків більше розмірів p-n-переходів, оскільки створені світленням носії збираються p-n-переходом з навколишньої області в межах довжини дифузійного зміщення або відстані до другого контакту. На рис. 2.2 показано типовий розподіл фоточутливості діода. За розмірів p-n-переходу близько 20 мкм реальний розмір фоточутливого майданчика за рівнем 0.5 складає 35-40 мкм [10].

Питома детектуюча здатність D^* і струмова фоточутливість S_i дещо більше, а обернені струми менше у фотодіодів, які виготовлено в шарах КРТ, вирощених методом рідкофазної епітаксії, ніж у фотодіодів, виготовлених в шарах, отриманих іншими методами епітаксії [12].

Спектральні залежності детектуючої здатності фотоприймачів на основі сполуки $CdHgTe$ представлені на рис. 4.1. Вольт-амперну характеристику фотодіода, виготовленого на об'ємних монокристалах КРТ, представлено на рис. 4.2. В режимі прямого детектування швидкодія фотодіодів досягає декількох десятків МГц, у гетеродинному режимі – до 1 ГГц.

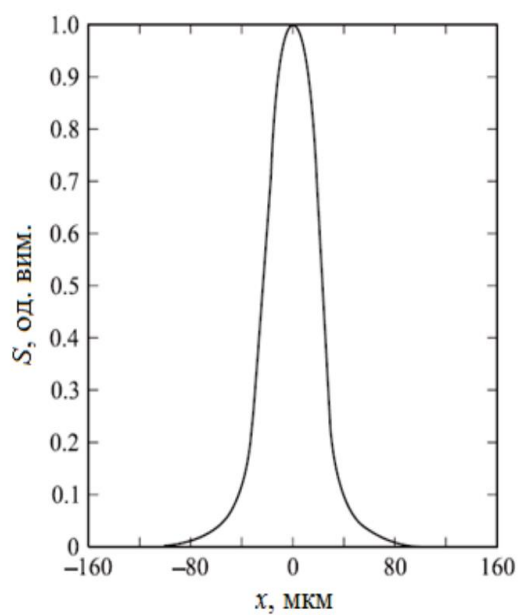


Рис.1.3. Розподіл фоточутливості фотодіода на основі КРТ [10]

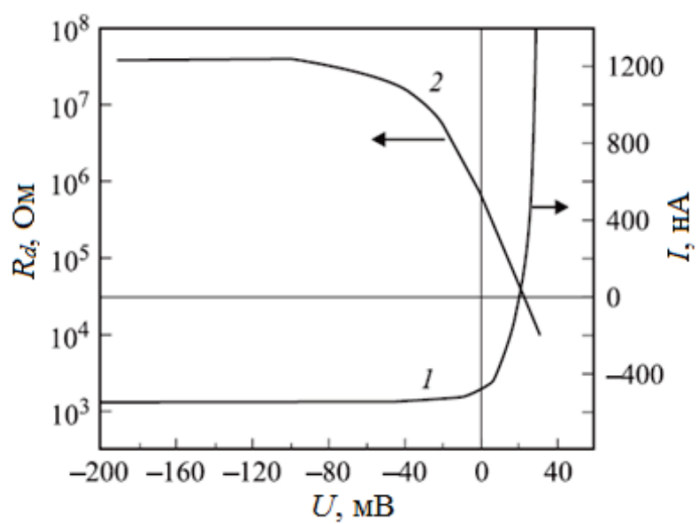


Рис.1.4. Вольт-амперна характеристика фотодіода, виготовленого на об'ємних монокристалах КРТ (1) та його диференційний опір R_d (2) [9]

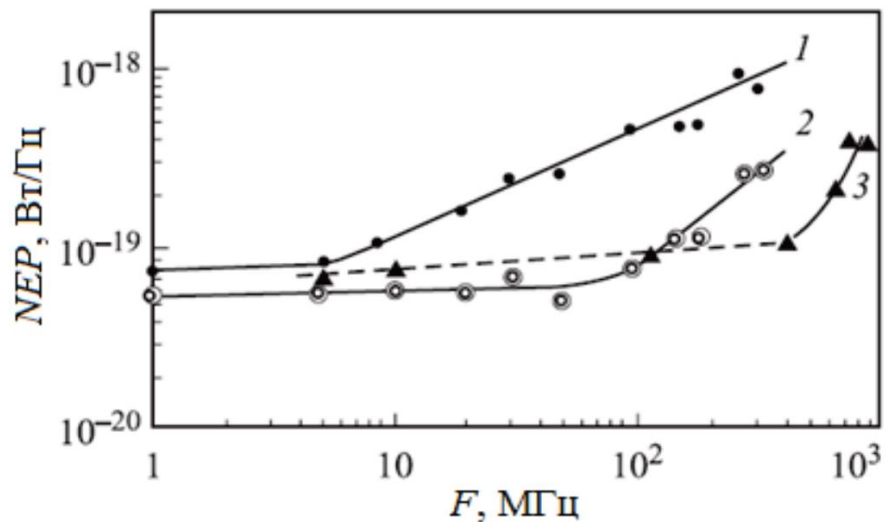


Рис1.5 Частотні характеристики фотодіодів в гетеродинному режимі. Потужність гетеродинного випромінювання P_b , мВт:(1,2) – 0.5, (3) – 1; струм фотодіода I , мА: (1) – 0.5, (2) – 5, (3) – 10 [10]

Існуючі уявлення щодо нестабільності КРТ та фотоприймачів на його основі пов'язані здебільшого з нестабільністю поверхні через погану її підготовку й захист. Розроблені в [10] методи попередньої обробки поверхні КРТ і технологія нанесення захисного діелектричного покриття забезпечили створення високостабільних та стійких до дії підвищеної температури фотодіодів. Довготривале (до 10 років) зберігання за температур аж до 80°C не призводить до погіршення параметрів фотодіодів. Допустима температура довготривалого зберігання фотодіодів досягає +70°C.

На рис. 4.4 (зверху) приведено залежність темного струму I_a при зміщенні 100 мВ від оберненої температури для діода, виготовленого із структури складу $x = 0.328$. В області температур 160-300 К простежується пропорційна n_i^2 зміна темного струму, яка визначається дифузійним механізмом протікання струму [13]. В області температур 140-160 К темний струм є пропорційним n_i , що обумовлено процесами генерації-рекомбінації в області збіднення.

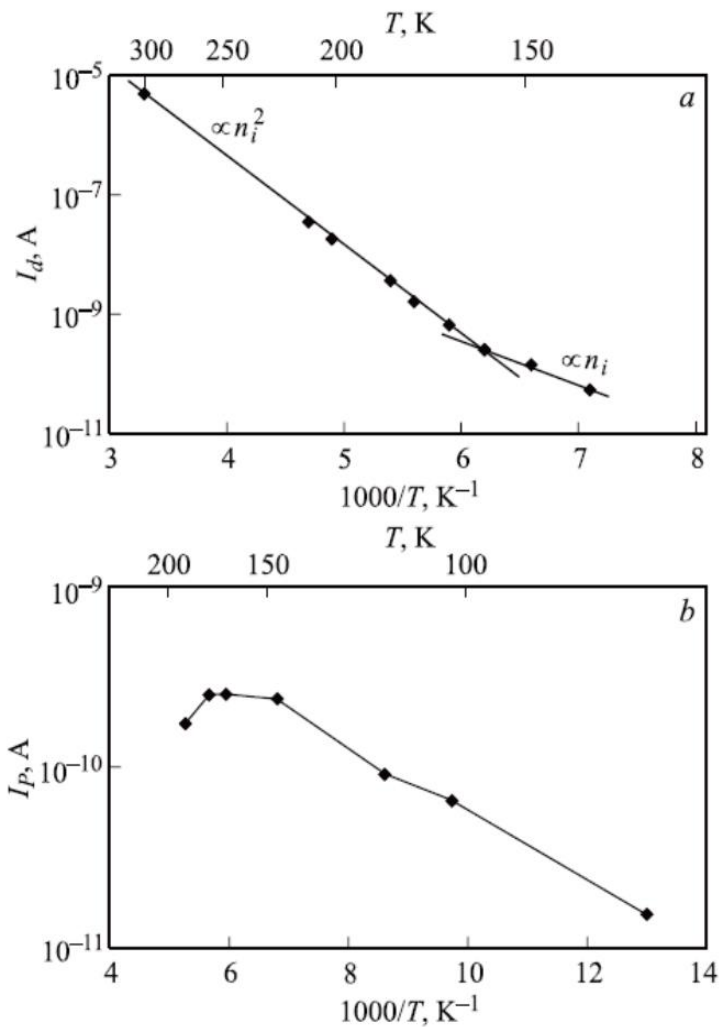


Рис.1.6. Залежність темного струму (зверху) та фотоструму (знизу) при зміщенні 100 мВ від оберненої температури для фотодіодів, виготовлених з КРТ, вирощеного методом МПЕ з мольною часткою CdTe $x = 0.328$ [13]

Фотострум I_p (рис. 4.4, знизу) має максимум в діапазоні температур 160-180 К. За температур до 160 К фотострум збільшується зі збільшенням температури, що узгоджується з теоретичними даними. Згідно з [13], довжина дифузії неосновних носіїв заряду в фотодіодах на основі КРТ із складом $x = 0.31$ безперервно збільшується в діапазоні температур від 50 до 210 К зарахунок збільшення часу життя, а фотострум є пропорційним довжині дифузії.

Пояснити наявність максимуму фотоструму за температури 150-180 К можна ефектом зміни ширини забороненої зони при зміні температури,

що призводить до зсуву краю поглинання в короткохвильову область. При збільшенні температури від 77 до 200 К довгохвильова межа fotocутливості зменшується від 4.3 до 4 мкм. При цьому фотострум зменшується в два рази.

Збільшення довжини дифузії виявляється недостатнім для компенсації зменшення фотоструму, що й веде до появи максимуму при 160-180 К на кривій залежності фотоструму від температури.

Порівнюючи графіки темного струму і фотоструму можна знайти температуру рівності темного струму й фотоструму, яка складає близько 170 К. Таким чином, за температур вище 170 К режим обмеження фоном виконуватись не буде.

Для характеристики фотодіодів часто використовують добуток диференційного опору за нульового зміщення R_0 та його оптичної площі A .

Значення R_0 визначається безпосередньо з виміряних ВАХ. Для оцінки A використовують залежність фотоструму від щільності потоку фотонів і площі збирання фотогенерованих носіїв заряду [14]:

$$I_p = \eta q Q(\theta) A,$$

де η – квантова ефективність (кількість електронно-діркових пар, що генеруються поглинанням фотоном), q – заряд електрона, A – площа збирання фотогенерованих носіїв заряду, $Q(\theta)$ – щільність потоку фотонів.

Виходячи з цього, можна визначити площу збирання фотогенерованих носіїв заряду, яка лежить в діапазоні 100-200 мкм². Оскільки фізично дана площа представляє собою смугу навколо індієвого контакту (сам контакт вважається непрозорим), то, додавши до отриманого значення площу індієвого стоппа (індієвий контакт вважається круглим з радіусом 10 мкм), отримаємо оптичну площу р-п-переходу A . Помноживши A на значення диференційного опору за нульового зміщення R_0 , отримаємо значення $R_0 A$.

Ще одним важливим параметром як самого діоду, так і матеріалу, з якого виготовлено, є довжина дифузії носіїв заряду. Вважаючи, що геометрично p-n-перехід представляє собою коло, можна визначити довжину дифузії носіїв заряду. При цьому необхідно брати до уваги, що геометричний розмір p-n-переходу перевищує розмір вікна легування за рахунок дифузії ртуті на 2-3 мкм[15].

2. Практична частина

2.1. Підготовка зразків до дослідження

Обробка напівпровідникових матеріалів вимагає проведення процесів шліфування та полірування вихідних монокристалічних пластин.

Шліфування кристалів абразивними матеріалами призводить до утворення шорсткої поверхні, морфологія якої містить значні виступи і впадини. При цьому утворюється порушений шар, з відхиленням від кристалічної досконалості, який складається з рельєфної і тріщиноватої зони, а також зони пружних деформацій. Наявність на поверхні порушеного шару призводить до погіршення оптичних та електричних характеристик напівпровідникового кристалу. Структурні порушення у вигляді дислокацій та дефектів пакування, які містяться у пошкодженому шарі, разом з мікро тріщинами, сприяють накопиченню адсорбованої вологи та залишків хімічних розчинників. Кристали шліфували за допомогою порошоків, а також полірували алмазними пастами зменшуючи розмір абразивного зерна. Полірування проводили за допомогою шовкової тканини закріпленої на товстому склі, на яку наносили алмазні пасти. Оптично поліровані зразки, які володіли дзеркальною поверхнею, промивали у розчинах бензолу, ацетону та спирту.

Для проведення експериментальних досліджень кристали твердого розчину $\text{Cd}_{1-x}\text{Hg}_x\text{Te}$ ($0,01 \leq x \leq 0,2$), вирощували методом Бріджмена. Процес проводили в вакуумованих ампулах з кварцу. Складові компоненти відповідали вимогам напівпровідникової чистоти Hg 99,9999%, а також Cd і Te з чистотою 99,9999%. Кристалізацію зливків $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ проводили з температурним градієнтом на фронті кристалізації $8 \div 13$ град/см зі швидкістю росту 2 мм/год. Зразки у вигляді дисків, орієнтованих в площині (111), вирізали з кристалів струнною різкою. Для механічного нарізання дисків з напівпровідникових кристалів можуть бути використані процеси різки з використанням металевих полотен чи ультразвуку, або алмазних різців. Горизонтальним переміщенням струни з вольфраму за допомогою

електричного двигуна по поверхні закріпленого на робочому столику кристала $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ здійснювали процес нарізання зразків при одночасній подачі абразивного порошка та води.

Зразок закріплювали на поверхні робочого столику за допомогою іцієїну або спеціального клею. З отриманих кристалів виготовлялися зразки у вигляді дисків діаметром 8 мм і товщиною 1 мм. Застосовували також якісну обробку поверхні за допомогою хіміко-механічного полірування в розчині колоїдного кремнезему.

Поверхня кристалів $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ оброблялася методом хіміко-механічної поліровки для проведення процесу використовували травники які містять бром (1% розчин броду в спирті $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ або CH_3OH). Після хіміко-механічної поліровки поверхня $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ перетравлювалося хімічно для повного видалення порушеного шару в поліруючому травнику на основі спиртового розчину броду, йоду вмістом гліцерину або етиленгліколю. Залежно від заданої швидкості травлення концентрація броду змінювалася в межах 5-23%. На оптимізацію процесу травлення впливають також такі параметри як швидкість перемішування розчину та температура процесу. Промивка поверхні проводилася в гарячому розчині H_2O_2 (перекис водню), щоби позбутися від залишків продуктів травлення. Перспективним також є використання методу травлення у ВЧ- плазмі аргону або ртуті, або процес електрополірування поверхні.

2.2. Проведення електронної обробки поверхні кристалів $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$

Проведення електронної обробки кристалів $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ проводилася за допомогою растрового електронного мікроскопу РЕМ 100У при напрузі на електронній гарматі 30кВ (рис.2.1,а). Попередньо колонна мікроскопу відкачувалася за допомогою дифузійного та форвакуумного насосів до вакууму $5 \cdot 10^{-5}$ мм.рт.ст кристал $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ закріплювався на столику зразків та через шлюзовий отвір встановлювався на гоніометричний столик всередині робочої камери (рис.2.1,в).

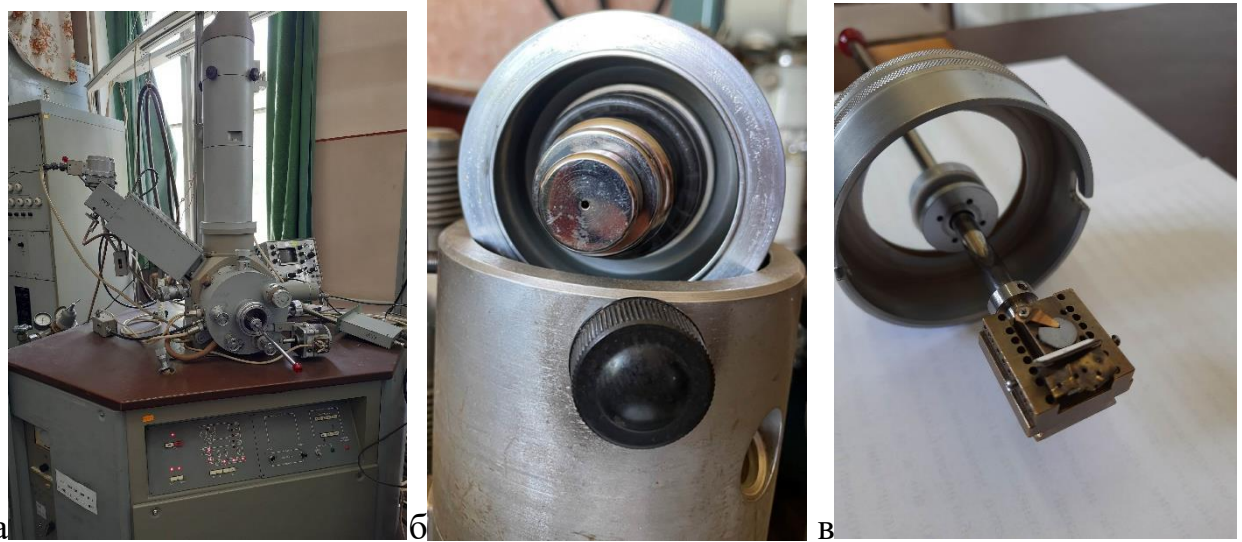


Рис.2.1. Столик із закріпленим кристалом $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ перед встановленням в шлюзову камеру електронного мікроскопа.

Електронна гармата РЕМ100У вмикалася в режимі: прискорюючи напруга $U = 30\text{kV}$, струм електронного зонду в режимі спостереження встановлювався $I = 2 \cdot 10^{-11} \div 3 \cdot 10^{-10} \text{ A}$, а в режимі електронно-променевої обробки за допомогою електромагнітної лінзи струм підвищувався до значення $I = 4 \cdot 10^{-9} \div 1 \cdot 10^{-8} \text{ A}$. Електронний промінь, який розгортається на зразку в прямокутний растр, термічно діє на поверхню кристалу, деяка частина енергії електронів втрачається за рахунок процесів відбивання та генерації вторинних електронів і рентгенівського випромінювання. Термічна енергія, яку віддають електрони, відводиться в процесі теплопровідності, може викликати плавлення та випаровування напівпровідника. Таким чином відбувається модифікація структурно-фазового стану кристалу, а також активуються хімічні реакції в області впливу електронного зонду. У випадку кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ в першу чергу випаровується легка компонента ртуть, оскільки цей технологічний процес протікає в умовах високого вакууму в колонні мікроскопу. Після переведення електронної гармати з режиму електронно-променевої обробки в режим спостереження на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ спостерігаються модифіковані ділянки, які повторюють геометричну форму електронного растра (рис.2.2).

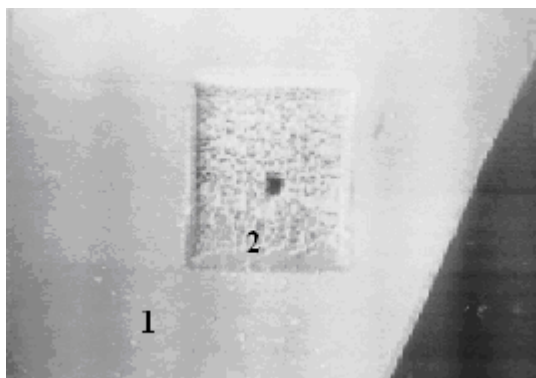


Рис.2.2. Модифікована електронним зондом ділянка у формі растра (2) на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ (1).

Як видно з рис.2.2 в межах дії на кристал електронного растра прямокутної форми відбулася локальна проплавка поверхні з утворенням нерівної морфології, яка складається з куполоподібних елементів. Величина розміру растра залежить від встановленого в електронному мікроскопі збільшення, оскільки збільшення визначається відношенням рядочку скакнуння на дісплеї (18см) до рядочку сканування на зразку. Таким чином ми можемо керувати змінювати величину модифікованої площі збільшенням або зменшенням растра на пульті відеоконтрольного пристрою. Якщо збільшення встановити дуже високим, порядку $\times 10\ 000$ то густина енергії променя стає настільки великою, що растр проплавляє поверхню на велику глибину, що видно на рис.2.2 в центрі модифікованої області.

Вивчення форми кристалітів, з яких складається морфологія модифікованої електронами поверхні, показало що кристаліти мають вигляд витягнутих зерен у формі еліпсоїдів (рис.2.3). Переважно ці кристаліти мають орієнтацію вздовж розгортки рядочка, який проходить електронний сфокусований зонд при скануванні прямокутника по рядочках і по кадру. Як видно з рис.2.3 еліпсоїдоподібні кристаліти мають більш складну організацію на рівні наномасштабних нашарувань – візерунків.

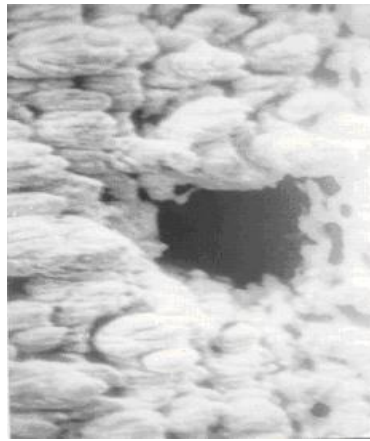


Рис.2.3. Модифікована електронним зондом поверхня кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$, що складається з витягнутих зерен у формі еліпсоїдів з наномасштабними нашаруваннями.

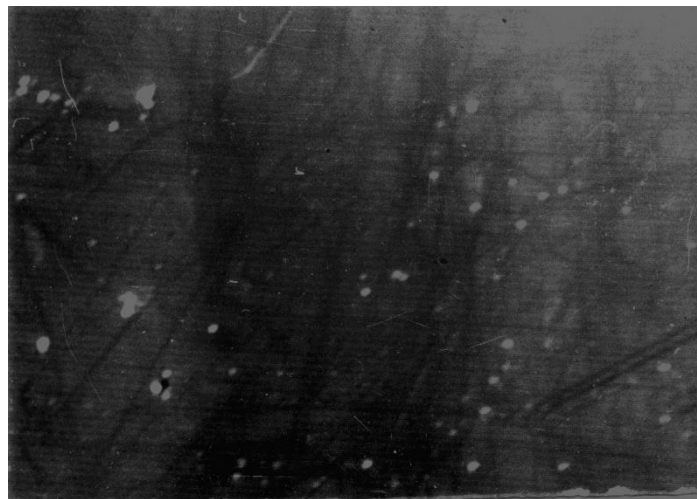


Рис.2.4. Модифікована електронним зондом поверхня кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ спостережувана в режимі кристалічного контрасту.

Для отримання інформації про структурну досконалість приповерхневого шару кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ зразки було досліджено в растровому електронному мікроскопі з використанням режиму кристалічного контрасту. Фізичний механізм прояву цього виду контрасту полягає у тому, що при скануванні поверхні не сфокусованим паралельним пучком електронів відбувається аномальне поглинання електронів при співпадінні кута падіння на поверхню із відповідними кутами Вульфа-Брега. При цьому візуально відображається система кристалічних площин у вигляді темних ліній і смуг певної ширини, по яких можна судити про досконалість кристалічної ґратки. Як можна побачити на рис.2.4 лінії кристалічного контрасту являють собою

систему прямих та вигнутих ліній, які утворюють на поверхні нерегулярну сітку. В локальних областях прямих ліній кристалічна структура є досконалою, не напруженою. Наявність вигнутих ліній в інших ділянках свідчить про наявність деформацій після електронної обробки в режимі візуального спостереження на глибині від поверхні порядку 1-2мкм, тому що саме на таку глибину здатні занурюватися електрони. Також спостерігається певна кількість включень (преципітатів), які мають яскраво-білий контраст в електронних променях. Такий контраст характерний для наявності преципітатів телуру або HgTe, тому що вони мають більш важкий атомний номер.

2.3. Структурні дослідження методом атомно-силової мікроскопії

При дослідженні зразків $Cd_{0,2}Hg_{0,8}Te$ використовували атомно-силовий мікроскоп типу NT-206 (рис. 2.9, а), який працював у контактному режимі. В якості голки для сканування застосовувався Si - зонд "CSC38/ALBS" діаметром 16нм марки MikroMasch. Сканування проводилося по матриці 256 x 256 точок, при навантаженні на голку 10-12 механічних одиниць. За допомогою стандартного програмного забезпечення для АСМ з використанням його бортового комп'ютера керували процесом сканування та підведення голки по відповідних вікнах програми на дисплеї (рис.2.9, б).

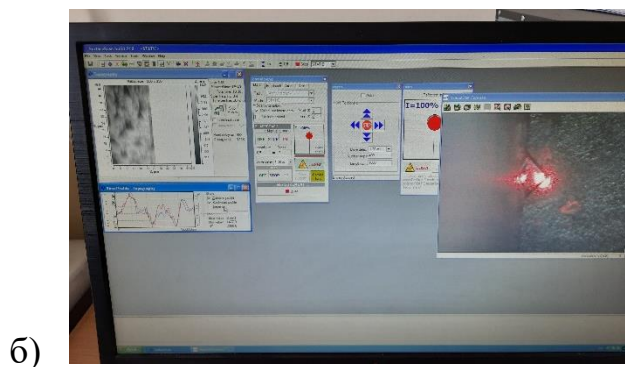


Рис. 2.9. Атомно-силовий мікроскопНТ-206: а) оптико-механічний блок, б) інтерфейс робочої програми АСМ в процесі отримання зображення.

Для попереднього огляду ділянки сканування в АСМ застосовано лазерно-променева система спостереження положення кантилеверу та голки. Чутлива голка, закріплена на гнучкій консолі, є нерухомою, а поверхня зразка разом з столиком рухається під вістрям голки. Наближення голки до поверхні на відстані порядку міжатомних забезпечуються трубчатим п'єзосканером, виготовленим зі спеціальної п'єзокераміки.

Для забезпечення сканування в заданій області в АСМ НТ - 206 встановлена відеокамера, за допомогою якої візуалізується ділянка площею 1×0.75 мм, що відповідає зображенню на моніторі 640×480 пікселів та частоті кадрів $25-30 \text{ c}^{-1}$.

Морфологія модифікованої лазером поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ залежала від величини густини випромінювання лазерного променя. На рис.2.10,а представлені морфологічні форми, які утворилися на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ після дії струму електронного пучка $I = 4 \cdot 10^{-9}$ А. Поверхня характеризується нерівномірними високими протяжними ділянками (до $2.5 \mu\text{м}$), які перемежаються з більш планарними „долинами”, що являють собою мілкокристалічний агрегат з розмірами кристалітів $0.3-0.5 \mu\text{м}$. У випадку збільшення струму електронного пучка до $I = 1,5 \cdot 10^{-8}$ А, поверхневі форми морфології набували вигляду витягнутих куполоподібних зерен у формі еліпсоїдів (рис.2.10,б).

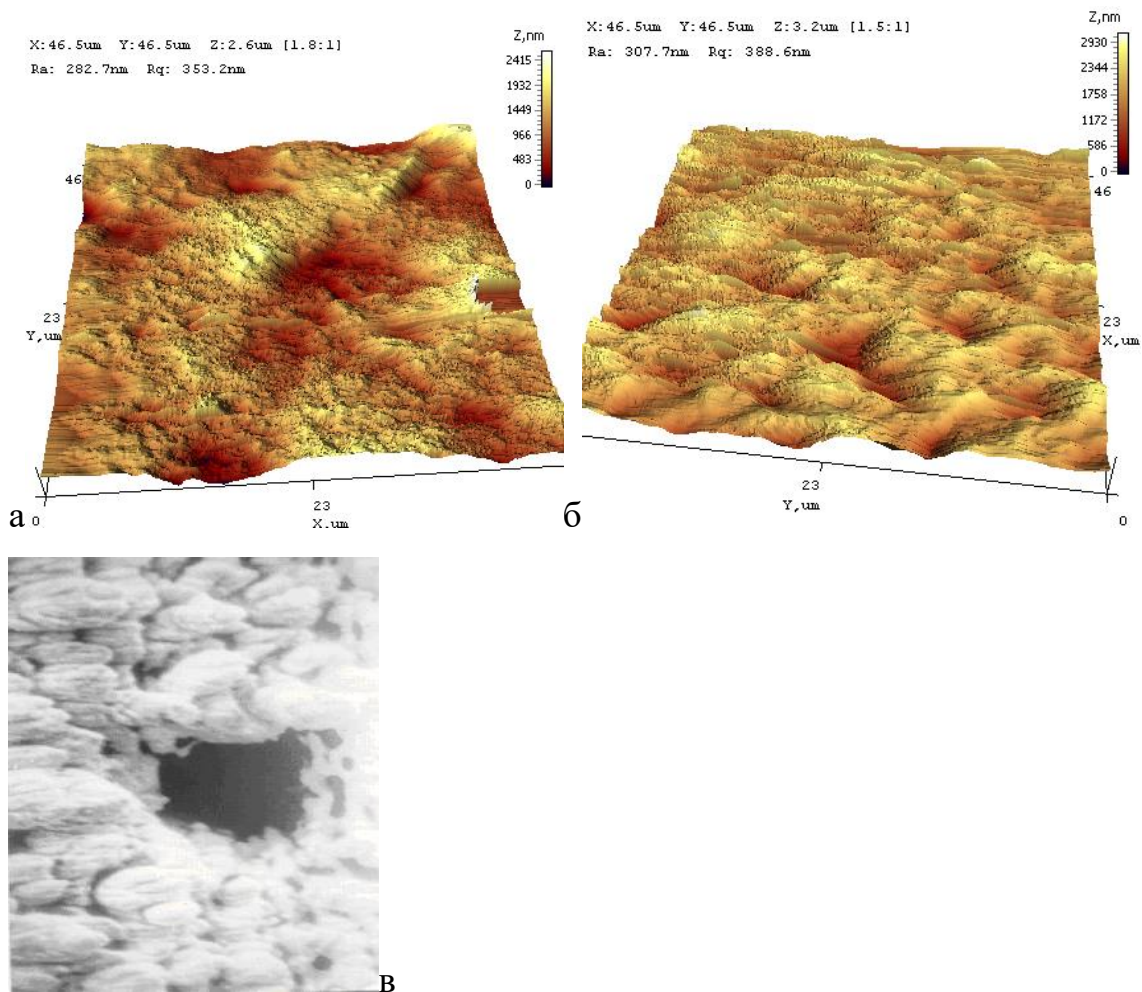


Рис.2.10. Морфологічні форми, утворені на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ після дії електронного пучка із різним значенням струму електронного пучка: а) $I = 4 \cdot 10^{-9}$ А, б) $I = 1,5 \cdot 10^{-8}$ А, - метод АСМ; в) $I = 1,5 \cdot 10^{-8}$ А – метод РЕМ.

При цьому кристаліти мають складну організацію зі структурою наномасштабних нашарувань, що співпадає з результатами дослідження в растровому електронному мікроскопі (рис.2.10,в).

Статистичний аналіз розподілу та орієнтації елементів структури по поверхні був проведений з використанням стандартної програми для НТ -206. Було побудовано ряд гістограм, з яких можна зробити наступні висновки (рис.2.11):

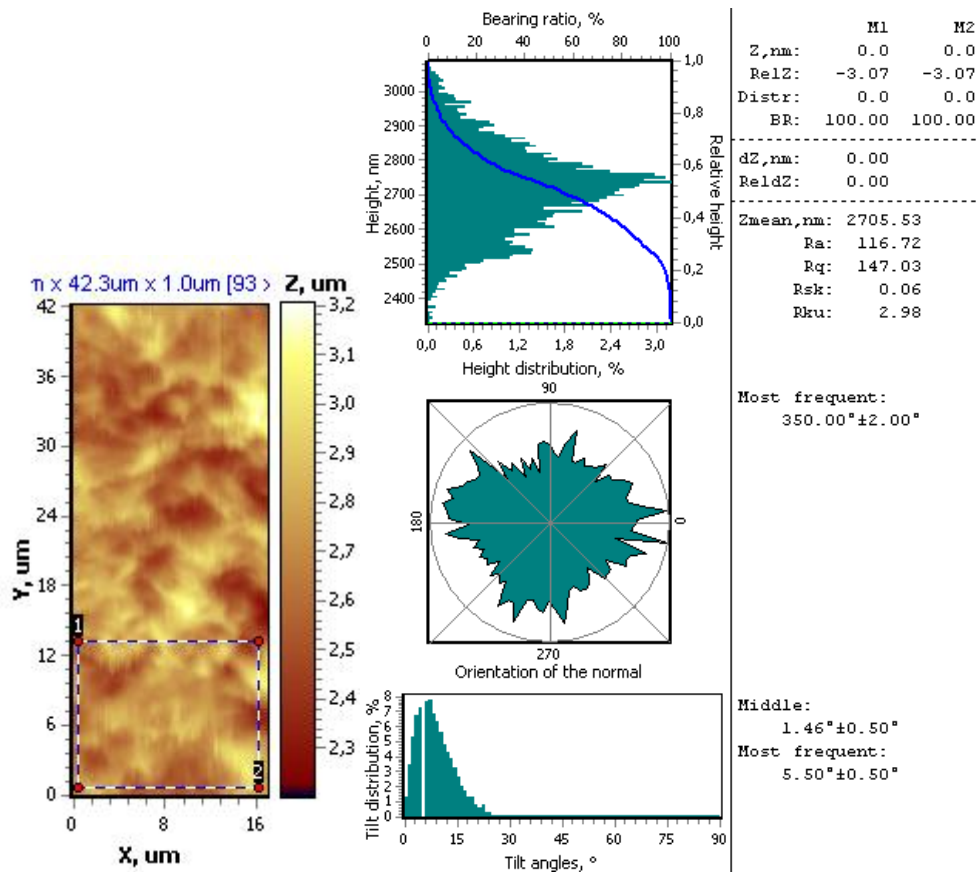


Рис.2.11. Гістограми розподілу морфологічних елементів на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ після дії струму електронного пучка: $I = 1,5 \cdot 10^{-8}$ А, (метод атомно-силової мікроскопії).

Згідно з даними гістограми рис.2.11 найбільш часта у виділеній області зустрічаються куполоподібні утворення висотою 2 750 нм , розподіл орієнтації кристалітів відносно основи досить рівномірна по колу у всіх напрямках, найбільш часто зустрічається кут 350° . Кристаліти мають нахил по відношенню до основи, середній кут нахилу 1.46° , найбільш часто зустрічається кут 5.50° .

За допомогою металографічного мікроскопу LEIZORTHOPLAN, PLAPO 40/0.75 проведено дослідження структурних дефектів у даних зразках $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ (рис.2.12).

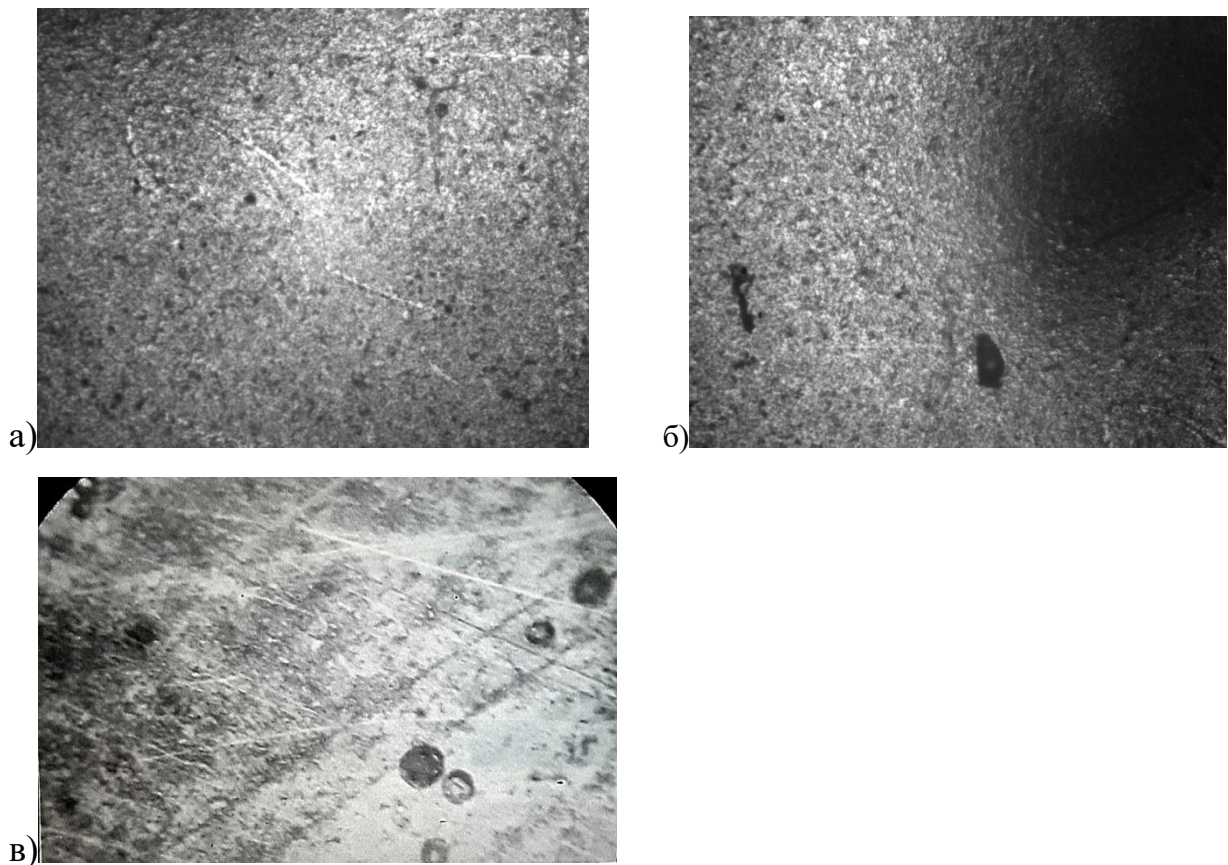


Рис.2.12. Дефекти на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$: а) без електронної обробки; б,в) після електронної обробки, при збільшенні інтенсивності електронного пучка до рівнів випаровування з поверхні збільшується густина дефектів темного контрасту.

Напівпровідники під дією потужного електронного випромінювання при умові $h\nu > E_g$, потужність якого порівняна із порогом поверхневого руйнування, утворюють значно нерівноважну систему, у якій реалізуються різноманітні структурні перетворення у підсистемах рівноважних дефектів. Також характерним явищем є поява у приповерхневому шарі градієнтів температури та полів механічних напруг.

Мікроскоп LEIZOR THOPLAN, PLAPO 40/0.75 дозволяє досліджувати зразки у видимому спектрі, а також він чутливий до ближньої інфрачервоної області порядку $\lambda = 1.1$ мкм. Тому в полі зору фіксуються темні локальні області, які є включеннями фаз, що поглинають інфрачервоне випромінювання, тоді як матриця кристалу зберігає прозорість. Прояв дефектних систем у нашому випадку фіксувався після електронної обробки

поверхні у вигляді темних включень кулькової форми (рис.2.12,б). Для порівняння поверхня кристалу $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ без електронної обробки виглядає більш однорідною та планарною (рис.2.12,а). Збільшення інтенсивності електронного пучка до рівнів випаровування частини поверхні призводило до збільшення густини дефектів темного контрасту (рис.2.12,в).

2.4.Електрофізичні і фотоелектричні властивості модифікованих структур на основі $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$

Дослідження вузькозонного $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ дає можливість створення ефективних ПЧ-фотоприймачів, діодних лазерів для спектроскопії з підвищеною роздільною здатністю, актуальних для контролю забрудненості повітря та захисту екології навколишнього середовища. Для збільшення питомої виявної здатності фотоприймачів на основі $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ кристалів n-типу в далекій ПЧ області 10-14 мкм використовували кристали з низькою концентрацією носіїв заряду $n \sim 10^{14}\text{-}10^{15}\text{см}^{-3}$, при цьому час життя неосновних носіїв заряду визначається міжзонним механізмом рекомбінації. Структури на основі модифікованого електронним променем $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}$ досліджувались при дії оптичного випромінювання з довжиною хвиль $\lambda = 1.15\text{мкм}$, 3.39, 10.6 мкм при частоті модуляції 1 кГц при охолодженні в кріостаті до температури $T = 80\text{К}$. Вимірювання фотое.р.с. при різних значеннях напруги зміщення для МДН-структур, сформованих на кристалах $\text{Cd}_{0,2}\text{Hg}_{0,8}\text{Te}_{np}$ – типу та p – типу наведені на рис.2.13. При викривленнях зон, які відповідають збідненню відбувається експоненційний ріст фотое.р.с. при зменшенні напруги на керуючому електроді.

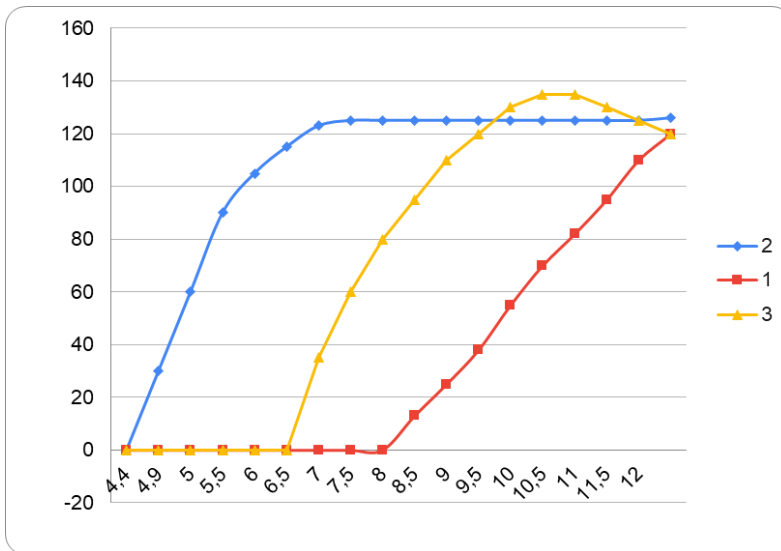


Рис.2.13. Температурні залежності фотое.р.с. для МДН-структур на основі кристалів $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ -типу (крива 1-до опромінення, крива 2-після опромінення електронним пучком), а також р-типу (крива 3).

При інверсійних викривленнях зон рівень фотосигналу насичується або значно знижується зі зростанням напруги по абсолютній величині. При збагачуючих викривленнях зон фотое.р.с. є меншою по амплітуді і має протилежний знак порівняно з випадком інверсійного викривлення зон, при зміні напруги зміщення в інтервалі від збагачення до збіднення фотое.р.с. змінювала свій знак, при чому у випадку збіднення це співпадало зі знаком неосновних носіїв заряду.

Було виміряно також температурні залежності фотое.р.с. при інверсійних викривленнях зон на поверхні для МДН-структур на основі $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ р-типу. На керуючий електрод подавалося нульове зміщення у випадку кристалів р-типу, а також від'ємна напруга, яка відповідала максимальному значенню фоточутливості, у випадку n- структури. Різкий спад фотоерс при температурах вищих ніж $T = 100K$ можна пояснити дифузійним процесом рекомбінації неосновних носіїв заряду. Насичення фотое.р.с. в області низьких температур пов'язано з тунелюванням електронів в зону провідності за участю домішкових центрів. Також в області сильної інверсії спостерігалось осциляції фотоерс, пов'язані з процесами міжзонного

тунелювання електронів з валентної зони кристалу р-типу в зону провідності, яка має складну будову.

Відповідно зменшення фотое.р.с. в діапазоні низьких температур також пояснюється процесами міжзонного тунелювання. Для порівняно широкозонних матеріалів характер залежностей фотое.р.с. від температури визначався механізмом тунелювання електронів в зону E_c за участю глибоких центрів.

Для структур на основі $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ - типу домінують процеси тунелювання через домішкові стани, температурна залежність фотое.р.с. в цьому випадку свідчить про наявність глибокого рекомбінаційного рівня в забороненій зоні.

Таблиця 2.1

Режими вимірювання фотое.р.с.

Концентрація носіїв, cm^{-3}	Склад	λ , мкм	Потужність випромінювання, Вт	Зміщення, В
1. $\rho_0 = 4,5 \cdot 10^{15}$	0,24	3,39	$4,16 \cdot 10^{-5}$	0
2. $n_0 = 3,4 \cdot 10^{16}$	0,2	3,39	$5,12 \cdot 10^{-6}$	-2,57

В таблиці 2.1 наведено режими опромінення при вимірюваннях фотое.р.с. на МДН-структурах з кристалами р та n- типу. Випромінювання з довжиною світла $\lambda = 3,39$ мкм спрямовувалась від лазера ЛГ -126, який має три довжини променя $\lambda_1 = 0,63$ мкм, $\lambda_2 = 1,15$ мкм, $\lambda_3 = 3,39$ мкм. Зміна довжини променя лазера здійснювалася за допомогою переналаштування дзеркала резонатора.

Як можна бачити з рисунку 2.13 фоточутливість МДН-структур з кристалами КРТ n – типу, обробленими електронним пучком, спостерігається при більш високих температурах, що дозволяє застосовувати більш прості пристрої для охолодження. Фотоелектричні властивості залежно від температури у

випадку електронної обробки поверхні кристалу проявляються при охолодженні від -46° , в той час як без дії електронного пучка фоточутливість проявляється при більш низьких температурах від -148° .

2.5. Еліпсометричні дослідження поверхні кристалів $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ модифікованих електронною обробкою

Дослідження оптичних параметрів плівок на поверхні $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ є актуальним напрямом технології складних структур на його основі.

Нанесення тонких плівок на кристали $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ впливає на характеристики електричних та оптичних властивостей. Існують різноманітні технологічні методи створення плівкових структур для використання в опто- і фотоелектроніці:

1. Метод молекулярно-променевої епітаксії на $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ хімічне осадження з розчину та інші.
2. Методи структурної діагностики тонких плівок на $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$, до яких відносяться методи електричної та оптичної спектроскопії, рентгенівської дифрактометрії, електронної растрової мікроскопії.
3. Методи комп'ютерного моделювання електричних та оптичних характеристик тонких плівок на $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ з використанням відповідного програмного забезпечення.

Дослідження тонких плівок на поверхні $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ проведені на лазерному фотоелектричному еліпсометрі ЛЕФ - 3М, призначеному для вивчення зміни поляризації лазерного променя в результаті його взаємодії з оптичною поверхнею зразка (рис.2.14). В якості міри зміни поляризації променя застосовували вимірювання поляризаційних кутів ψ і Δ .

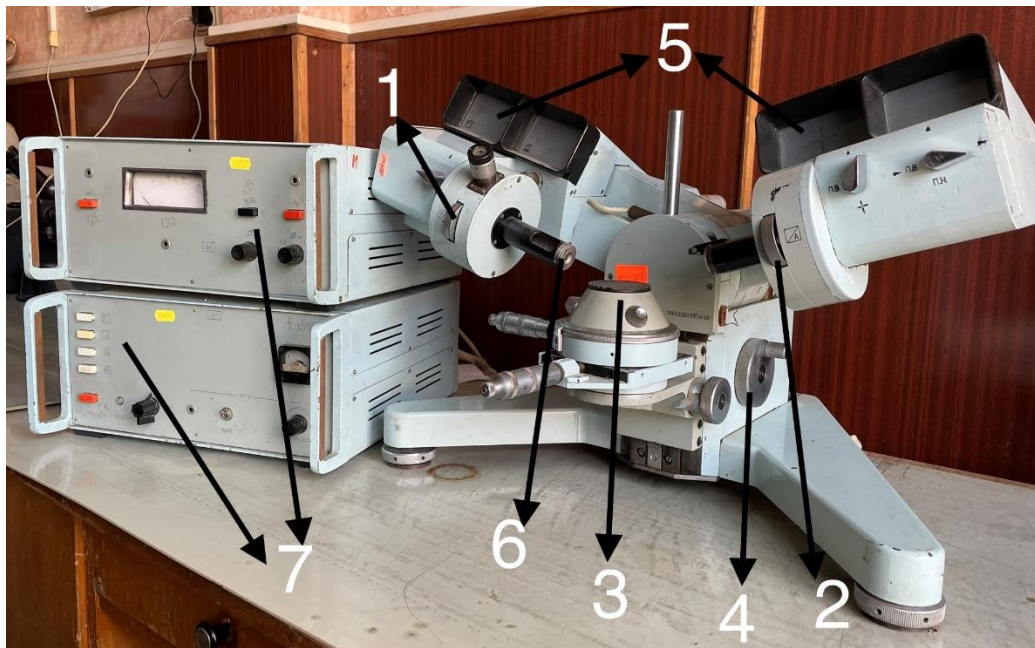


Рис.2.14. Зовнішній вигляд еліпсометра ЛЕФ 3М: 1-поляризатор, 2-аналізатор, 3-столик зразків, 4-регулювання кута падіння, 5-екрани індикації кутів, 6-вихід лазерного пучка, 7-блоки живлення лазера та ФЕП.

Процес вимірювання в основному полягає у процедурі гасіння відбитого лазерного пучка шляхом взаємного обертання поляризатора і аналізатора. Після встановлення мінімальної інтенсивності «на око», світловий сигнал спрямовується на фотоелектронний помножувач, який уточнює положення "повного" гасіння світла (при мінімальному відхиленні стрілки мікроамперметра на вимірювальному блоці). Показники кутів повороту поляризатора і аналізатора, що фіксуються на відповідних екранах оптико-механічного блоку в момент повного гасіння, слугують початковими даними при визначенні головних поляризаційних кутів ψ і Δ .

До складу еліпсометра ЛЕФ - 3М входять шість складових частин: оптико-механічний блок, оптична голівката два електронних блоки, блок живлення і вимірювальний блок (рис. 2.14).

Оптична голівката включає лазер ЛГ – 68 з довжиною хвилі $\lambda=0,63$ мкм, блок живлення БП –І, вимірювальний блок БИ, які з'єднуються з оптико-механічним блоком.

Експериментальні дослідження на приладі ЛЕФ - 3М проводили в такій послідовності:

1. Вмикаємо блок живлення та електронні блоки в мережу.
2. Фіксуємо ручку ФЕП у вертикальному положенні о позначки "+".
3. Вмикаємо блок живлення БП - I кнопкою "Сеть" 2, при цьому світиться індикаторна лампа включення мережі.
4. Повертаємо ручку регулювання підсилення дорівня крайнього положення зліва.
5. Перемикаємо регулятор напруги, включаємо живлення ФЕП, загорається індикаторна лампа.
6. Перемикач постійної часу фіксуємо в положенні τ_H , кнопка не натиснута.
7. Вмикаємо блок живлення лазера ЛГ- 68, загоряється контрольна лампа.
8. Ручку регулювання підсилення встановлюємо на рівні показів індикатора, які не виходять за межі шкали.
9. Мінімізуємо сигнал на індикаторному приладі, повільно обертаючи поляризатор і аналізатор ручками повороту 1 і 2 (рис. 2.14).

Компенсатор встановлюємо в положення C_0+45° або C_0-45° . Перемикаємо ручку ФЕП в горизонтальне положення "П.В". Прецизійними обертаннями ручок 1 і 2 досягаємо мінімуму сигналу на індикаторі 7.

Використовуємо наступні вихідні дані:

$$P_0 = 270^\circ 34' \pm 1' (90^\circ 34');$$

$$A_0 = 0^\circ 21' \pm 1';$$

$$C_0 = 97^\circ 52' (\pm 2');$$

Встановлюємо робочий інтервал поляризатора від $360^\circ 34'$ до $180^\circ 34'$, робочий інтервал аналізатора від $180^\circ 21'$ до $0^\circ 21'$.

Змінюємо кут падіння пучка лазера від $\varphi = 55^\circ$ до 80° , тобто проводимо виміри при $\varphi = 55^\circ; 60^\circ; 65^\circ; 70^\circ; 75^\circ; 80^\circ$.

Проводимо вимірювання кутів поляризатора і аналізатора згідно з наведеними вище пунктами 5-9. Експериментально визначені кути $P_1; P_2$, а також $A_1 ; A_2$ записуємо в табл.2.1. На основі цих вимірюваних кутів розрахували основні еліпсометричні кути Δ, ψ за формулами: $\psi = |A_1 - A_2|/2$; $\Delta = P_1 + P_2 - 2P_0$, які також занесені в таблицю 2.1

Таблиця 2.1

Експериментально визначенні еліпсометричні кути при різних кутах падіння

Кут падіння φ	Кути A, P	Кут Δ, ψ
$\varphi=55^\circ$	$A_1=113^\circ 22', A_2=69^\circ 34'$	$\psi = 21^\circ 54'$
	$P_1=214^\circ 9', P_2=123^\circ$	$\Delta=156^\circ 1'$
$\varphi=60^\circ$	$A_1=118^\circ 5', A_2=279^\circ 9'$	$\psi=80^\circ 28'$
	$P_1=123^\circ, P_2=201^\circ 50'$	$\Delta=143^\circ 42'$
$\varphi=65^\circ$	$A_1=258^\circ 13', A_2=106^\circ 31'$	$\psi=75^\circ 22'$
	$P_1=109^\circ 9', P_2=205^\circ 49'$	$\Delta=133^\circ 50'$
$\varphi=70^\circ$	$A_1=101^\circ 30', A_2=82^\circ 51'$	$\psi=9^\circ 20'$
	$P_1=188^\circ 32', P_2=85^\circ 28'$	$\Delta=92^\circ 52'$
$\varphi=75^\circ$	$A_1=76^\circ 20', A_2=105^\circ 6'$	$\psi=15^\circ 7'$
	$P_1=67^\circ 50', P_2=157^\circ 45'$	$\Delta=44^\circ 27'$
$\varphi=80^\circ$	$A_1=116^\circ 4', A_2=65^\circ 45'$	$\psi=25^\circ 23'$
	$P_1=149^\circ 45', P_2=55^\circ 53'$	$\Delta=23^\circ 85'$

Використовуючи дані табл.2.1 будемо графік залежності еліпсометричного кута Δ від кута падіння φ лазерного пучка на зразок (рис.2.15).



Рис.2.15. Експериментально визначена залежність еліпсометричного кута Δ від кута падіння φ лазерного пучка.

Як бачимо з рис.2.15 графік залежності від кута падіння φ має при малих значеннях кута ділянку, яка плавно змінюється, а також при зростанні кута φ ділянку різкого падіння величини кута Δ . Наділянці різкого падіння знаходимо значення головного кута $\Delta = 70^\circ$, який має найкращу відповідність до теоретичних розрахунків наукової еліпсометрії. Виміри аналогічні вище

вказаним було проведено в різних точках поверхні кристалу $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$. З використанням теоретичних номограм [3] визначено товщину поверхневої плівки, її показник заломлення, які дорівнюють $h = 39\text{нм}$, $n = 2,4$, а також розподіл цих оптичних параметрів по площі поверхні. Табл 2.2

Таблиця 2.2

Розподіл товщини плівки та показника заломлення в напрямку від центру області електронної обробки (ЕО)

Номери точок від центру ЕО	Товщин а плівки h , нм	Показник заломленн я n
1	55	2,75
2	52	2,7
3	48	2,62
4	42	2,51
5	39	2,4

Вивчення розподілу товщини плівки та показника заломлення в напрямку від центру області електронної обробки показало, що товщина плівки має більші значення в області центру ЕО, а показник заломлення змінюється від 2,75 до 2,4 (табл.2.2). Оскільки показник заломлення $n = 2,75$ є близьким до показника заломлення CdTe ($n = 2,8$) в області довжин хвиль $\lambda = 0,63$ мкм, можна зробити висновок що на поверхні кристалу $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ утворюється тонка плівка CdTe в результаті випаровування з поверхні компоненти Hg під

дією електронного променя. Наявність точок з меншими значеннями $n = 2,4 - 2,51$ може свідчити про вплив поверхневих плівок оксидів склад яких важко ідентифікувати.

Висновки до розділу 2

1. В межах дії на кристал електронного растра прямокутної форми відбулася локальна проплавка поверхні з утворенням нерівної морфології, яка складається з куполоподібних елементів.

2. Згідно з даними побудованих в АСМ гістограм найбільш частов оброблених ЕО області зустрічаються куполоподібні утворення висотою 2 750 нм , розподіл орієнтації кристалітів відносно основи досить рівномірна по колу у всіх напрямках, найбільш часто зустрічається кут 350° . Кристаліти мають нахил по відношенню до основи, середній кут нахилу 1.46° , найбільш часто зустрічається кут 5.50° .

3. Згідно з еліпсометричними дослідженнями товщина плівки має більші значення в області центру ЕО, а показник заломлення змінюється від 2,75 до 2,4

4. Для структур на основі $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ n – типу домінують процеси тунелювання через домішкові стани, температурна залежність фотое.р.с. в цьому випадку свідчить про наявність глибокого рекомбінаційного рівня в забороненій зоні.

ВИСНОВКИ

1. Методом електронного опромінення в електронному мікроскопі РЕМ100У на досліджуваних монокристалах $Cd_xHg_{1-x}Te$ сформовано локальні області з модифікованою структурою.
2. Методом растрової та атомно-силової мікроскопії досліджено морфологію і структуру поверхневих шарів монокристалів $Cd_xHg_{1-x}Te$ до та після модифікації електронним випромінюванням.
3. На поверхні кристалу $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ утворюється тонка плівка $CdTe$ в результаті випаровування з поверхні компоненти Hg під дією електронного променя
4. На досліджуваних монокристалах $Cd_xHg_{1-x}Te$ сформовано МДН – структури з контактами з Ni та досліджено їх фотоелектричні властивості залежно від температури. У випадку електронної модифікації fotocутливість проявляється при більш високих температурах, тобто при охолодженні від -46° , в той час як без дії електронного пучка fotocутливість проявляється від -148° .

1.

