

О.І. Власенко, З.К. Власенко

ІНДУКОВАНА ПЕРЕБУДОВА КРИСТАЛІЧНОЇ СТРУКТУРИ ТА АКУСТИЧНИЙ ВІДГУК В НАПІВПРОВІДНИКАХ НА ОСНОВІ ТЕЛУРИДУ КАДМІЮ ДЛЯ ЗАСТОСУВАННЯ В ОПТОЕЛЕКТРОНІЦІ ТА АКТУАЛЬНИХ НАПРЯМАХ НАПІВПРОВІДНИКОВОЇ ТЕХНІКИ (ОГЛЯД).

Надійність і конкурентоспроможність сучасної напівпровідникової електронної техніки визначаються рівнем існуючих технологій. Ці вимоги ставлять задачі підвищення ефективності методів отримання і післяростової обробки напівпровідникових матеріалів і структур, дослідження і контролю їхніх властивостей на всіх етапах виготовлення і експлуатації виробів.

Питання про якість і максимальну надійність широкого кола різноманітних структур і приладів багатоцільового призначення, зокрема, опто-, фотоелектроніки, сенсорики і інш., а іноді необхідність використання при максимально досяжних фізико-технічних параметрах, або в екстремальних умовах, стає все більш важливим. Вирішення цих проблем базується на всебічному дослідженні процесів дефектоутворення, виходу з ладу та руйнування напівпровідникових структур та пристроїв на їхній основі. В сучасних умовах з цією метою, зокрема, застосовується метод акустичної емісії (АЕ), що базується на реєстрації, теоретичній обробці акустичних імпульсів, які виникають в результаті формування, локальних змін і руйнування структури матеріалу при зовнішньому навантаженні. Найбільш широке практичне застосування в різних галузях напівпровідникової електроніки знайшли матеріали на основі CdTe, наведено, зокрема, основні дані про методи і джерела акустичного відгуку, індукованого зовнішніми впливами.

Цей метод дає можливість отримати інформацію про стан твердого тіла в процесі деформації, зокрема, виявити неруйнівним чином наявність або появу дислокацій і мікротріщин. Процес АЕ дозволяє визначити механічні напруження та деформації, при яких відбувається перехід від пружної до пластичної деформації (межу плинності) кристала і подальше руйнування.

АЕ, яка виникає при деформації твердого тіла в локальних областях, зокрема, при механічних навантаженнях, дії ультразвуку, опроміненні лазером, радіаційним опроміненням і в інших випадках, може мати термомеханічну природу і виникати в результаті неоднорідного нагрівання, наприклад, при протіканні електричного струму через неоднорідне середовище. Механічні, термомеханічні або термобаричні напруження з'являються в кристалах при відповідних фазових перетвореннях, зокрема, під час плавлення при лазерному опроміненні.

Таким чином, АЕ є дієвим неруйнівним методом для виявлення початкових стадій деградації і подальшого руйнування напівпровідникових матеріалів, структур і пристроїв при різних зовнішніх впливах.

Основною метою цього огляду є розповсюдження АЕ з макрооб'єктів (при технічній діагностиці та контролі промислових та побутових споруд) на мікрооб'єкти для матеріалів і структур низьковимірної електроніки, розширення науково усвідомленого застосування АЕ в експериментальних і практичних роботах в різних напівпровідникових матеріалах і структурах на прикладі напівпровідників на основі CdTe (широко- і вузькощілинних).

Ключові слова: акустична емісія, механічні навантаження, рух дислокацій, тріщини, перебудова кристалічної структури, фазові переходи, лазерне опромінення, ультразвукове навантаження, радіаційне опромінення, деградація, руйнування кристалів.

1. ВСТУП

В останні роки у світі зростає потреба у високоякісних напівпровідниках та напівпровідникових приладах, зокрема, для опто-, фотоелектроніки, сенсорики і інш.

Їхня надійність і конкурентоспроможність визначаються як матеріалами, що використовуються, так рівнем існуючих технологій їхнього отримання. Такими є матеріали на основі напівпровідників телуриду кадмію (CdTe), які знайшли широке застосування в електронній техніці і промисловості [1-8]. Їхню елементну базу становлять джерела і приймачі випромінювання, модулятори, хвилеводи, лазерні вікна [10], сонячні батареї [11], магніторезистори, пристрої термоелектрики [13], високоефективні спектрометри, дозиметри,

детектори ядерного і інфрачервоного (ІЧ) випромінювання. Вони активно використовуються у різних сферах людської діяльності: медицині, металургії, геології, атомній промисловості, енергетиці (в т.ч. в як джерела електроживлення в системах аварійної протидії [6]), екології (для контролю забруднення і захисту довкілля), космічній, спеціальній, військовій техніці (для апаратури зв'язку, розпізнавання і самонаведення) та інш. [10-20].

Досягнення високої надійності широкого кола різноманітних структур і приладів багатоцільового призначення, в т.ч. наведених вище, пов'язані, зокрема, із технологічною складністю отримання відповідних напівпровідників на основі CdTe, формування приладних елементів, в першу чергу, малорозмірних і нановимірних, а також наявністю великої кількості власних і привнесених ззовні дефектів.

Питання про максимальну надійність фото-, оптоелектронних і сенсорних систем, можливості їхнього використання при максимально досяжних фізико-технічних параметрах, або в екстремальних умовах, було і стає все більш важливим і актуальним. Вирішення цих проблем базується на всебічному дослідженні процесів дефектоутворення та руйнування напівпровідникових структур та пристроїв на їхній основі. Одним з небагатьох незалежних неруйнівних експериментальних методів, що можуть спрогнозувати процес руйнування, або виходу з ладу пристроїв на основі напівпровідників в процесі їхнього виготовлення та експлуатації, є метод реєстрації акустичного відгуку (так званої акустичної емісії (АЕ)), що базується на реєстрації, теоретичній обробці акустичних імпульсів, які виникають в результаті формування, локальних змін і руйнування структури матеріалу при зовнішньому навантаженні [21,22]. Джерела АЕ можуть бути розподілені як по об'єму, так і по внутрішніх і зовнішніх границях розділу і несуть інформацію про зміну структури і внутрішнього стану твердого тіла. Коректна ідентифікація даних про джерела АЕ відповідно до розуміння фізичних процесів, що відбуваються в кристалі, є важливою і цінною як з практичної, так і наукової точки зору.

2. ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ ПРО МЕТОД АЕ

Метод АЕ є неруйнівним, пасивним ультразвуковим методом шумового характеру, що дозволяє при перебудові кристалічних ґраток спостерігати в матеріалах, структурах і приладах початок та динаміку процесів деградації та релаксації під дією зовнішніх впливів в режимі реального часу [21,22]. Він ґрунтується на аналізі параметрів пружних хвиль АЕ. Цей метод є одним з небагатьох методів, які можуть бути застосовані майже для усіх об'єктів і типів твердих тіл як у промисловості, так і у науці, зокрема, в таких твердих тілах, як метали, скло, п'єзокераміка, в частині діелектриків і напівпровідників, зокрема, A^2B^6 , A^3B^5 , мономолекулярних напівпровідниках і твердих розчинах на їхній основі. Ці матеріали можуть піддаватися різноманітним видам впливу: статичному, динамічному, циклічному, механічному, температурному, електричному, магнітному, радіаційному, лазерному та інш. Серед типових механізмів АЕ називають процеси утворення і руху дислокацій, мікротріщин, термічний вплив, пластичну деформацію та інш. Ці процеси супроводжуються короткочасним виділенням надлишкової енергії, пружна складова якої є проявом АЕ. Існує два типові види АЕ: низькоенергетична неперервна та високоенергетична дискретна. Під неперервною АЕ розуміють сигнали, що реєструються як єдиний сигнал у визначеному інтервалі часу (її пов'язують з утворенням, або несинхронним рухом низькорозмірних дефектів, зокрема, дислокацій). Під дискретною розуміють сигнали, які складаються з роздільних імпульсів, зокрема, зі зміною стану тривимірних дефектів (тріщин, синхронним рухом комплексів дислокацій, зривом внутрішніх залишкових напружень).

АЕ виникає в макроявищах, пов'язаних з руйнуванням агрегатів або конструкцій, а також в мікропроцесах, зумовлених рухом найдрібніших елементів кристалічної структури. Обмеженням для виявлення сигналів АЕ є забезпечення низького рівня шумів на вході вимірювальної апаратури.

Максимальні лінійні розміри об'єктів, що досліджують акустичними методами, складають декілька сантиметрів у випадку кристалів, або метрів, при контролі промислових споруд.

АЕ виникає в результаті зміни напружено-деформованого стану матеріалу, тому значний вплив на характеристики АЕ має передісторія навантаження, зокрема, створення і експлуатації об'єкта, оскільки залежності "АЕ - навантаження" внаслідок природного старіння можуть змінюватись з часом.

Поділяють АЕ на три види [22]: 1) АЕ матеріалу, яка відбувається внаслідок перебудови структури матеріалу; 2) АЕ витоку, яка виникає внаслідок гідро- або аеродинамічних явищ при протіканні рідини або газу через наскрізне порушення суцільності об'єкта; 3) АЕ тертя, яка викликається тертям поверхонь об'єктів досліджень.

Існує кілька типових робочих діапазонів застосування акустичних хвиль у твердих тілах, приблизно від 10^4 до 10^6 герц, а також діапазони від 30-40 МГц та 50-60 МГц [22]. У безмежному пружному тілі, на відміну від електромагнітної хвилі, акустична хвиля є пакетом з трьох хвиль, який включає, окрім двох поперечних хвиль, ще й поздовжню, які поширюються з різними швидкостями. В обмеженому твердому тілі існують складні типи хвиль з багатьма типами хвиль зв'язаних коливань, які залежать, зокрема, від розміру та геометрії твердого тіла.

В [21-26] наведено перелік переваг та обмежень акустичних методів. Вони дають можливість виявляти як приповерхневі, так і внутрішні (глибинні) дефекти, тонкі тріщини, навіть і ті, що тільки розвиваються, тобто кваліфікувати їх не тільки за розмірами, а і за ступенем небезпеки. Їх легко автоматизувати. Проте їхнє застосування обмежують деякі чинники. Неоднорідна внутрішня структура, зернистість, гетерогенність, складність форми і малі розміри виробів послаблюють корисний сигнал і призводять до появи шумів; при наявності виступів, подряпин на поверхні поблизу розташування дефектів можливі помилкові сигнали відгуку; груба поверхня виробу (нижче другого класу шорсткості) послаблює чутливість ультразвукового (УЗ) контролю. При оцінці результатів такого контролю виникають труднощі при визначенні розміру і характеру дефектів, що має значення при інтерпретації його результатів.

Для того, щоб джерело спрацювало та почало випромінювати пружні хвилі при статичному навантаженні, потрібно перевищити певні зміни зовнішнього впливу, наприклад, механічних напружень; при динамічному навантаженні поріг визначається середнім значенням діючих механічних напружень і залежить від частоти навантаження. Одним з найважливіших питань застосування методів АЕ для контролю деградації і руйнування напівпровідникових матеріалів і об'єктів є визначення джерел АЕ при перебудові матеріалу.

3. ДЖЕРЕЛА АЕ В КРИСТАЛАХ НА ОСНОВІ CdTe

Джерело АЕ є локальним об'ємом, в якому відбувається динамічна перебудова структури матеріалу, при якій вивільняється механічна енергія у вигляді акустичних хвиль [22]. Відмінність реальних кристалів від ідеальних полягає в тому, що вони не мають правильної кристалічної ґратки і мають цілий ряд порушень в розташуванні атомів. Якщо дефекти твердого тіла під дією зовнішнього впливу змінюють свій стан, це викликає перерозподіл локальних механічних напружень, що супроводжуються виділенням енергії у вигляді електромагнітного, або механічного випромінювання та виділенням теплоти. Внесок дефектів різної розмірності на формування АЕ сигналу є суттєво різним. Зазвичай виділяють точкові, лінійні поверхневі і об'ємні дефекти [22].

Точковими дефектами є порушення, дія яких розповсюджується на декілька міжатомних відстаней, до них відносяться вакансії, дефекти заміщення та занурення. Для більшості кристалів у стані рівноваги основними видами таких дефектів є вакансії, оскільки енергії їхнього утворення (приблизно 1 еВ, енергія міграції 0,1 еВ) менші за енергію

утворення міжвузлових атомів. Наявність цих дефектів призводить до виникнення локальних деформацій та механічних напружень [1-9]. При достатньо високій їхній концентрації очевидний їхній внесок в зміну пружних параметрів кристалів. Крім того, в реальних кристалах ці дефекти розподілені нерівномірно, часто утворюючи їхні комплекси. Можливі точкові дефекти, в яких присутні і атоми занурення і заміщення. При збільшенні точкових дефектів вільна енергія Гельмгольца $F=U-TS$ зменшується, оскільки зростає ентропія S . При $T=0$ $F=U$ в CdTe всі атоми Cd і Te знаходяться у своїх вузлах кристалічної ґратки (кристал повністю впорядкований і стехіометричний. При $T \neq 0$ стану із мінімумом F відповідає кристал із певною долею неупорядкованості [1, 8, 12]. Атоми Cd і Te можуть залишати свої вузли, утворюючи власні точкові дефекти: вакансії (V_{Cd} , V_{Te}), міжвузлові атоми (Cd_i , Te_i), антивузлові дефекти. Власні дефекти можуть вводитись в кристал при нестехіометричних умовах росту, або за допомогою відпалу кристала в атмосфері парів Cd чи Te. Такі дефекти можуть виникати і при радіаційному опроміненні кристалів [12]. Очевидно, що надлишок Cd може сформувати наявність міжвузлового Cd_i , або вакансій V_{Te} ; надлишок Te – міжвузловий Te_i , або вакансії V_{Cd} . Міжвузловий метал Cd, як і вакансія неметалу Te, виконують функції донорів, міжвузловий Te і вакансії Cd – акцепторів.

В нелегованому матеріалі власні дефекти домінують при високих температурах, де їхні концентрації значні.

В легovanому матеріалі елементи V групи (P, As, Sb) є акцепторами, якщо вони заміщують Te; а Cu, Ag, Au, Na, Li є акцепторами, якщо вони заміщують Cd. Відповідно Al, Ga, In на місці Cd, та Cl, Br, I на місці Te є донорами [12].

Через низьку енергію утворення та міграції кристал з точковими дефектами протягом довгого часу може зберігати свої властивості, але через певний час, або при зовнішніх впливах, їхній розподіл може змінитись. Якщо вони не взаємодіють, то процес АЕ може не спостерігатись через малу енергію, що може бути вивільнена одним точковим дефектом. Очевидно, що 10^{23} таких дефектів, хаотично розташованих в просторі, які індивідуально змінюють свій стан та положення, не є і не можуть бути джерелами АЕ [22]. При їхньому скорегованому русі імовірність АЕ зростає, однак кристали, що знаходяться у нерівноважному стані, можуть містити точкові дефекти з високою енергією утворення.

Точкові дефекти дійсно не можуть бути джерелами АЕ, але їхнє довільне розташування може призводити до виникнення різноманітних електричних бар'єрів, в тому числі р-п переходів. При різноманітних зовнішніх впливах і пов'язаних з ними виникненням механічних або термомеханічних напружень, вони можуть призвести до процесів АЕ різної сили і спектра. Крім того, точкові дефекти, або їхні комплекси, є стопорами для дислокацій, зменшуючи їхню кількість або сили; це може також призвести до змін в спектрах АЕ.

Лінійні дефекти – порушення правильності структури вздовж лінії – крайові, гвинтові дислокації та ланцюжки точкових дефектів [8, 27]. Точкові дефекти можуть виділятися в лінійні структури, які є малорухомими і можуть з часом бути зруйновані, зокрема, внаслідок дифузійних процесів. Поперечні розміри дислокацій не перевищують одного або декількох міжатомних відстаней, довжина може досягати розміру кристала.

Оскільки в CdTe відсутній центр симетрії, позитивні і негативні дислокації є нерівноцінними. Вздовж одної дислокації всі атоми крайнього ряду зайвої напівплощини є атоми А (альфа-дислокації), впродовж другої – атоми типу В (бета-дислокації). В CdTe альфа-дислокаціях - всі атоми з обірваними зв'язками є атомами Cd. В бета-дислокаціях зв'язок обривається на атомах Te. Важливими типами дислокацій є 60-градусна дислокація, що лежить вздовж осі [111].

Між граничними випадками крайової та гвинтової дислокації можливі і різні проміжні, коли лінія дислокацій може бути довільною кривою, це є змішаними дислокаціями. Енергія кристала з великою кількістю дислокацій велика, проте незважаючи на те, що дислокації закріплені на стопорах, вони є досить рухливими і можуть бути переміщені на відносно

великі відстані (швидкість їхнього руху може бути великою - 10^{-8} - 10^{-5} см/сек). Стабільність типів дислокацій визначається енергією, яка складається з енергій деформації і електростатичної складових, спонтанним, або привнесеним ззовні рухом дислокацій.

Якщо щільність дислокацій 10^{12} см⁻² вважають кристал бездислокаційним (наприклад, кристали монокристалічного Si), в деяких випадках (A^2B^6 , A^3B^5 , наноструктури) щільність дислокацій $10^7 - 10^{11}$ см⁻².

Дислокації є найбільш стійкими та статичними дефектами. Важливим є те, де знаходяться дислокації, наприклад, випадок виникнення АЕ, коли дислокація виходить на поверхню [22, 26, 27]. Найпростіше, коли цей рух відбувається перпендикулярно до поверхні, тоді виникають хвилі, які можна передбачити. Складніша ситуація, коли рух дислокації відбувається під кутом до поверхні, що є типовим випадком. Дислокації з певною швидкістю виходять на поверхню, при цьому надлишкова енергія, що виділяється на виході, може викликати виникнення пружних хвиль (сигнал АЕ), електромагнітне випромінювання або нагрівання [22, 27]. При виникненні пружних хвиль в залежності від типу дислокації виникають різні її види. При виході гвинтової дислокації виникають об'ємні поперечні хвилі з циліндричним фронтом, які випромінюються всередину середовища від лінії входу. При виході крайової дислокації - три типи хвиль: об'ємні, поперечні і поздовжні, а також поверхневі хвилі Рейса. При цьому діаграма спрямованості випромінювання буде несиметричною.

В [22 - 27] розглянуто рух дислокацій через хаотичну сітку стопорів в кристалі. В [22, 91] в якості стопорів виділяють точкові дефекти, або їхні комплекси і дислокаційні вузли. Перші вважають слабкими, другі - сильними. Форми, які приймає дислокація при зовнішніх напруженнях, в цих випадках можуть бути суттєво різними.

В поверхневих дефектах відстань між атомами в поверхневих і сусідніх шарах відрізняється від їхніх відстаней у середині кристала, адже атоми на поверхні мають розірвані зв'язки. Наслідком цього є існування локальних механічних напружень і деформацій.

Важливою особливістю кристалів із структурою цинкової обманки є відсутність центру симетрії, шари А, В, орієнтовані за напрямками [111], є полярними, а протилежні площини відрізняються властивостями. Різниця у властивостях поверхонь призводить до різниці у морфології епітаксійних шарів, вирощених на підкладках різної орієнтації. Існує кореляція між орієнтацією підкладки, фізичними властивостями, коефіцієнтом конденсації CdTe, CdHgTe і HgTe при епітаксії, а також хімічному травленні поверхонь. В [22] розраховано, що шар товщиною 50 Å при лінійних розмірах зразка, наприклад, 150 мкм, вважається приповерхневим, але у випадку співмірності лінійних розмірів кристала або структури з розмірами приповерхневого шару (як в наноструктурах), будуть відбуватись значні зміни фізичних властивостей у порівнянні з об'ємом матеріалу, там же вивчено та наведено особливості поширення пружних хвиль АЕ в приповерхневих шарах, в тому числі на границях розділу.

До об'ємних дефектів належать тріщини, пори, преципітати, включення та внутрішні макронапруження [30]. Вони нерівномірно розподілені як по поверхні, так і по об'єму кристала, або значних його частинах, фактично є центрами макронеоднорідностей і можуть істотно впливати на його фізичні і експлуатаційні характеристики.

Сполуки A^2B^6 – нестехіометричні, відхилення може сягати декількох атомних відсотків. Якщо один з компонентів перевищує межу розчинності, він виділяється у вигляді преципітату. До утворення включень в КРТ призводить надлишковий телур, який з'являється унаслідок високої легкості ртуті. В решітках сфалериту вони розташовуються переважно в площинах (111). Місцями переважного утворення виділень є різні структурні дефекти типу дислокацій. В ідеальному упакуванні атомів можливі порушення в чергуванні шарів типу двійників і дефектів пакування. Вони виникають в процесах росту кристалів, утворення

зародків, їхнього зрощення, рекристалізації, а також інших діянь. В полікристалах критичний розмір зерна збільшується зі зменшенням ширини забороненої зони. Для гетеросистем з великими параметрами невідповідності суміжних кристалічних решіток можуть створюватись і конкурувати аморфна і псевдоаморфна фази. Існують умови, за яких замість очікуваної епітаксії можливе утворення енергетично вигіднішої аморфної фази. Таким чином, при кристалізації CdTe з розплаву збагаченого Te генеруються включення і преципітати. Причинами утворення включень є морфологічна нестабільність на поверхні вирощування. Краплинки розплаву захоплюються з шарів, розташованих біля поверхні вирощування, утворюючи включення і збільшуючи надлишок зайвої компоненти [31]. Типові розміри включення 1-2 мкм, хоча в кристалах, вирощених методом Бріджмена, спостерігаються розміри, більші за 10-30 мкм. Показано, що Te утворює лінійні зерноподібні структури уздовж напрямків вирощування кристала, що пов'язується з його переохолодженням [31-35]. Преципітати утворюються через ретроградний характер лінії солідус при зниженні температури. Вони виникають під час конденсації вакансії Cd; більшість надлишкового Te може бути у складі таких утворень: для повної преципітації дифузійний час становить менше 100 сек [36]. Преципітати Te в CdTe відрізняються від включень способом їхньої генерації. Порівняно з включенням розміри преципітатів менші 40-50 нм, середня густина преципітатів в CdTe 10^{12} см^{-3} [38]. Крім преципітатів, утворених атомами тієї чи іншої компоненти напівпровідника, у спеціально легovanому кристалі можуть виникати включення, які переважно складаються з атомів легуючого елемента в матриці [39]. Встановлено, що при відпалі шарів CdTe в рідкому Ga чи парах Cd, спостерігається зменшення, або повне зникнення преципітатів Te відповідно до режимів термообробки. Відзначено, що процес зникнення включень Te починається з центральної частини шайб і поступово переміщуються до поверхні [40].

Для напівпровідникових структур важливим є розподіл напружень в дво-, або багатошаровій композиції, що складається з підкладки і епітаксійного шару. Виявлено, що при різних способах вирощування CdHgTe (КРТ) спостерігаються вкраплення рідкого Te та Hg, які є об'ємними дефектами включення.

При ефективних зовнішніх впливах (зокрема, деформуванні), особливо на початкових стадіях руйнування кристалів, з'являються мікротріщини [41-45]. Характерною їхньою відмінністю від включень і преципітатів є наявність краю (леза) тріщини, де концентруються механічні напруги, тому тріщини легко розривають наступні зв'язки; це породжує цілу низку дислокацій типу петлі, які утворюють спіралеподібну конструкцію; вони є ефективними джерелами АЕ.

Утворення тріщин може починатись всередині кристала, що встановлено дослідженням поперечних перетинів зразків, деформованих до різних ступенів деформації [41, 42]. Існує деяка критична міра деформації, нижче за яку деформація обмежена ділянками, безпосередньо прилеглими до торців зразка і розповсюджується на невелику глибину. Якщо деформація дорівнює критичній, то до неї долучаються переважно підповерхневі шари зразка; якщо деформації більші за критичну, починають долучатися і глибинні шари, проте градієнт щільності розподілу дислокацій ще існує. Напрямок тріщин у всіх випадках збігається з віссю стиснення незалежно від орієнтації зразка. Спостерігаються тріщини, зародження яких супроводжуються появою та розвитком вторинних ліній ковзання в околі тріщин. Такі вторинні зсуви пояснюються перерозподілом напружень, що виникли в результаті релаксації пружної енергії під час розкриття тріщини. У деяких дослідах на поверхні зразка з'являлося декілька тріщин, розвиток яких призводив до розшарування кристала на стовпці, зорієнтованих вздовж осі стиснення. Після появи видимих тріщин зразок ще тривалий час може деформуватись, що призводить до виникнення на кривій стиснення стадії вторинного легкого ковзання. У цьому разі приріст зовнішнього напруження компенсується протилежним процесом - релаксацією напружень в процесі тріщиноутворень і руйнування. У

зв'язку з технологічними особливостями отримання кристалів в них виникають значні залишкові напруження, що досягають, а іноді і перевищують макроскопічну границю міцності. Велике напруження призводить до високої щільності розподілу дислокацій, а в окремих випадках – до утворень тріщин всередині кристала, що зменшує вихід монокристалічного матеріалу. Збільшення цього виходу може бути досягнуто застосуванням прогресивніших методів вирощування або післяростовим відпалом [43-45].

Технологічне обґрунтування методів отримання напівпровідникових монокристалів і шарів, а також виготовлення на їхній основі приладних структур особливо необхідне для експлуатації в екстремальних умовах. Це, в першу чергу, стосується даних про фізико-механічні властивості і термодинамічні параметри кристалів, в тому числі в залежності від типів і сил навантажень (механічних, електрострумових і інших), що впливають на їхню морфологію і структуру.

4. ВПЛИВ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КРИСТАЛІЧНОЇ СТРУКТУРИ ТА АЕ МЕХАНІЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ

4.1. Розтягування кристала.

При розтягуванні або стисненні ізотропного кристала, в залежності механічного напруження від відносної деформації, виділяють декілька областей: пружна деформація, пластична деформація, руйнування [22]. Для більшості напівпровідникових матеріалів ця залежність має прямолінійну початкову ділянку, поки напруження не перевищує межу пропорційності – в цій області працює закон Гука, який справедливий для кристалічного, полікристалічного або ізотропного твердого тіл, які піддали малим пружним деформаціям. При збільшенні деформації з'являється криволінійна ділянка, на якій порушується лінійний закон і з'являється не тільки пружна, але й пластична деформація. В цій області переходу починається активний процес розмноження, колективного відриву і руху дислокацій, при цьому з'являються сигнали низькоенергетичної неперервної АЕ, що мало різняться між собою, а інтенсивність АЕ сягає максимуму. Характер сигналів нагадує шум. При переході від пластичної деформації до області руйнування відбувається зародження та розвиток мікротріщин, що супроводжується більш енергетичними дискретними процесами. Графіки залежності механічної напруги від деформації наведено в [22].

4.2. Одноосьове стискування.

Кристалам A^2B^6 властива обмежена пластичність і замість деформації розтягування використовують деформацію стискуванням, систематичні дослідження якої проведено в [44-47]. Діаграми стискування пластичних матеріалів схожі до діаграм розтягування, але у разі крихких матеріалів в процесі стискування збільшуються границі пружності порівняно з такими за деформації розтягування. Параметри деформаційного зміцнення визначались з діаграм, наведених в [46]. Криві залежності напруження від деформації монотонні для бінарних сполук, в потрійних сполуках завжди проявляється зуб плинності в початковій стадії деформування з подальшою стадією легкого ковзання і деформаційного зміцнення. Кут нахилу початкової ділянки цих кривих у потрійному сплаві не залежить від напруження стиснення, тоді як в бінарних сполуках така залежність чітко виявляється. Напруження плинності в потрійному сплаві $CdHgTe$ ($x=0.15$) істотно вище, ніж у $CdTe$ і $HgTe$, що пояснюється дисперсійним зміцненням, викликаним дрібнодисперсними виділеннями іншої фази; найбільше значення верхньої і нижньої границь плинності є в напрямі [100], в $CdHgTe$ напрям найлегшої плинності і максимальної пластичності є напрям [110]. Складна форма кривих деформаційного зміцнення потрійних сплавів може бути пов'язана з більшою дефектністю цих структур, зокрема, нестехіометрією, виділеннями іншої фази тощо, які складно впливають на перебіг процесу пластичного деформування на

його різних стадіях. В кристалах CdTe, HgTe відсутня стадія легкого ковзання, або її протяжність незначна. Це пояснюється наявністю надлишкового компоненту у вигляді іншої фази невеликої кількості, якої достатньо для реалізації множинного ковзання. На форму кривих деформаційного зміцнення суттєво впливають домішки. Механічна міцність в легованих кристалах інша, ніж у нелегованих. Для легування CdTe брали In, який використовується для легування гетероструктури CdTe – In і створення електричних контактів [71, 72, 124]. Легування призводило до значного зміцнення кристала і зменшення максимального ступеня деформації. В цьому разі чітко спостерігались всі стадії кривих стиснення, зокрема, стадія легкого ковзання. Домішка може як зміцнювати, так і послаблювати елементарні напівпровідники. Це визначається тим, який з конкуруючих механізмів переважає: пружна взаємодія дислокацій з домішками, що веде до зменшення рухливості дислокацій, або зміна електронної структури (бар'єри Пайерлса), що збільшує рухливість дислокацій. В елементарних напівпровідниках другий чинник виявляється вирішальним [48-50]. При вивченні руху індивідуальних дислокацій виявлено, що основною перешкодою є сходинки на дислокаціях, які переміщуються безперервно внаслідок підходу вакансій, або міжвузлових атомів. В напівпровідниках A^3B^5 не спостерігали послаблюючого впливу донорної домішки, як в елементарних напівпровідниках [51, 53]. На параметри кривих зміцнення суттєво впливає передісторія кристала, зокрема, метод його отримання. Для кристалів, отриманих з парової фази, характерне більше зміцнення перед руйнуванням, а також збільшення ступеня деформації до руйнування і границь міцності. Із аналізу швидкості залежності діаграм міцності в [46] роблять висновок, що в особливостях кристалів A^2B^6 є висока чутливість до швидкості деформації, що виявляється на тлі їхньої низької пластичності. Для полікристалічного CdTe характерне значне зміцнення. Такі зразки руйнуються за невеликих ступенів деформації, при цьому залежність границі плинності такого кристала залежить від розміру зерна [45, 54]. Зазначається, що механічна міцність полікристалічного CdTe часто визначає його застосування як матеріалу для оптичних вікон. Він повинен бути дрібозернистим і проявляти підвищені механічні властивості.

4.3. Згинання.

Випробування згинанням має істотну перевагу порівняно з одноосьовим стисненням, оскільки не вимагає спеціальних заходів для закріплення крихких зразків [45, 46]. Крім того, за кімнатної температури можна досягти доволі великих пружних деформацій, наприклад, для ковалентних напівпровідників порядку 2% і більше. Зазвичай використовують триточкову, чотириточкову, або консольну схему навантаження. Типові криві зміцнення двох пар зразків, що протилежно згинаються, мають чітко виражений зуб плинності з подальшою стадією легкого ковзання, що властиво ковалентним кристалом і кристалом A^2B^6 [56, 59], які деформуються за температур, вищих за межу крихкості. У [55] зазначено, що напруження плинності кристалів CdHgTe в умовах стискування значно більше, ніж при згинанні. Показано, що значення границь плинності залежить від різних чинників: орієнтації зразка, методу деформування тощо. Велику роль має і метод отримання кристалів, тобто передісторія зразка. Напруження плинності дещо різні, якщо згинати зразки в протилежних напрямках, що пояснюється відмінністю внеску різних типів дислокацій із зміною тиску, тобто з'являються позитивні і негативні крайові дислокації різної рухливості. На деформаційне зміцнення суттєво впливає температура, оскільки термічна активація ефективно діє не тільки на ранній, але й на пізніших стадіях деформації. Тому очікується більш значне деформаційне зміцнення за знижених температур. Підвищення швидкості деформування впливає на деформаційне зміцнення аналогічно зниженню температури: з підвищенням швидкості прикладання навантаження збільшується напруження початку пластичного деформування [46].

4.4. Індентування, мікротвердість кристала.

Випробування на мікротвердість проводилось методом індентування алмазною пірамідкою [53, 55]. Необхідно враховувати, що реальний розподіл тиску під відбитком відрізняється від рівномірного тим, що тиск збільшується до центру відбитка. Очікувалось, що мікротвердість не буде залежати від навантаження, проте ця залежність може бути викликана інструментальними похибками, зокрема, похибками навантаження, вібрацією наконечника, неправильною формою індентора. Відмінність у дії сил, розподілених на незбіжних ділянках площі з круглої і квадратної форм індентора невелика, ці величини відрізняються лише в третьому знаку після коми [71, 72]. Можуть впливати і інші зовнішні чинники: вологість, освітлення, електричне поле, градієнт механічних властивостей від поверхні в глибину кристала. Для врахування особливості ролі поверхні кристалів і плівок у процесі пластичного деформування розроблено методику мікромеханічних випробувань – кінетичну мікротвердість, засновану на неперервній реєстрації процесу заглиблення індентора в підповерхневі шари матеріалів [73, 74]. Проте можливість цієї методики вельми обмежена [45-47] з таких причин: схема проведення випробування дає змогу реєструвати лише кінцевий результат – величину діагоналі відбитка; наявність спотворень поверхні у вигляді навалів біля меж відбитка, що ускладнює точне вимірювання діагоналі відбитка (особливо за малих навантажень); геометричні розміри відбитка вимірюють після зняття навантаження, тому не можна враховувати процеси, що відбуваються внаслідок релаксації напружень у відбитків. Запропоновано [74] вивчення всієї кінетики процесів мікроіндентування на трьох його стадіях: активного навантаження, витримки під навантаженням, розвантаження і можливого повторного навантаження. Цим досягають якісної аналогії між методиками випробування на індентування і розтягнення. Діаграми залежності навантаження від глибини відбитка свідчать, що в цьому випадку стає можливим проводити випробування на мікротвердість в інтервалі малих і надмалих навантажень; вивчати особливості мікрореформацій за кінетикою заглиблення індентора; реєструвати швидкість його руху в процесі заглиблення; вимірювати відновлення глибини відбитка при розвантаженні; випробувати матеріали з поганою відбивною здатністю поверхні, або з дуже сильним відновленням відбитка (склополімери, гуми).

В [44] для кристалів CdTe, HgTe, CdHgTe, ZnTe показано, що для них в залежності мікротвердості від навантаження при навантаженні 0,02 Н спостерігається екстремум, за великих тисків – зменшення мікротвердості з виходом на горизонтальну ділянку.

В [69, 70] розглянуто залежності мікротвердості від складу в CdHgTe. Показано, що особливості взаємодії між компонентами спричиняють труднощі в отриманні кристалів складу $x=0,2$, якому відповідає занижене значення мікротвердості. При їхній кристалізації виявляється схильність до виникнення різних неоднорідностей росту.

4.5. Механічний вплив на поверхню та її шліфування, полірування, метод спайності (сколювання).

Під час підготовки напівпровідникових зразків різної форми і розмірів неминуче пошкоджуються підповерхневі шари. Тому важливими залишаються дослідження і контроль таких шарів при різних видах обробки кристалів, зокрема, механічних (шліфування, полірування). Наприклад, для виготовлення складних гібридних схем важливе виготовлення високоякісної поверхні 12-13 класів шорсткості [28].

Враховуючи особливу роль поверхні у фізичних властивостях кристалів, важливими є дослідження, зокрема, фізико-механічних властивостей підповерхневих шарів матеріалів, в т.ч., з використанням методики мікромеханічних випробувань, заснованої на неперервній реєстрації різних сигналів, а саме - сигналів АЕ при заглибленні індентора в підповерхневі шари [74]. У багатьох випадках для дослідження поверхні напівпровідників застосовуються методи сколювання. Завдяки своїй простоті, відсутності забруднень і мінімуму структурних і

геометричних порушень, що вносяться ззовні, цей метод має незаперечні переваги порівняно з іншими способами формування поверхні [41-46]. Багато інформації ці методи дають і під час досліджень і контролю поверхні і специфічних змін в приповерхневих шарах, викликаних різними технологічними процедурами (шліфування, полірування, травлення, нанесення покриттів, оксидування тощо).

Сколювання визначає особливості крихкого руйнування і деформування кристалів, подальший розвиток способів шліфування і полірування. Кристали CdTe, CdHgTe і HgTe помітно відрізняються ступенем досконалості спайності - здатності розколюватись по деяких площинах, на що можуть впливати недосконалості структури. Основну спайність в кристалах зі структурою сфалериту, зокрема, CdTe, CdHgTe і HgTe, зазвичай виявлено в площині, паралельній (110), в ZnTe, CdTe спостерігали спайність і в інших площинах, зокрема, (001), що пов'язувалось з наявністю домішок. Зазвичай під час розколювання росте декілька зародкових тріщин спайності, це викликає відхилення деяких площин спайності від ідеального кристалографічного положення. Тріщини, що розвиваються, можуть викликати процеси пластичного деформування, подекуди гальмуючи свій розвиток. Тому площини спайності зазвичай мають хвилеподібний рельєф. Аналіз такого рельєфу поверхонь спайності дає змогу встановити швидкість поширення тріщини. Біля різних дефектів швидкість поширення тріщини зменшується (ефект стопоріння), хвилі укладаються щільніше одна до одної, іноді згинаючись, на цих ділянках частіше з'являються ділянки незвичайного зламу. На однорідних ділянках тріщина просувається швидше, інтервали між гребенями хвиль помітно збільшені. Зазвичай під час розколювання кристала росте декілька зародкових тріщин спайності. Вони то з'єднуються одна з одною, то розходяться. На таких ділянках з'являються ділянки ступінчастої структури незвичайного зламу та інших структур, не характерних для площин спайності. На відколах CdTe іноді спостерігається рівчаканий узор, що складається зі сходинок розколювання, які зливаються, це пояснюється лісом дислокацій, які пронизують площину відколу. Мікропластичне деформування і подальше крихке руйнування залежать від температури і ступеня дефектності матеріалу. Для поліпшення структури поверхні використовують швидке охолодження (загартування) [46].

В [20] вивчався вплив шліфованої поверхні на фізичні властивості кристалів CdHgTe. З цією метою шліфувався торець попередньо полірованої і травленої поверхні зразка. При зберіганні кристалів CdHgTe в умовах оточуючого середовища на поверхні, що прилягає до цього торця, спостерігалось утворення неоднорідностей за складом компонент і концентрації фонові домішки за рахунок процесів їхнього переносу, стимульованих полями, утворених шліфуванням пружних напружень. Збільшення розмірів вузькощілинних включень відбувається за ступеневою залежністю з показником ступеня приблизно 1,2-1,4. Це відрізняється від чисто дифузійного росту фаз, коли показник ступеня дорівнює 2; це свідчить про наявність факторів уповільнення цього процесу, пов'язаних з бар'єрами різного походження, зокрема, окисних шарів на поверхні тощо [29].

Проводилось також шліфування поверхні фоточутливого зразка CdHgTe, після якого виявилось суттєве зменшення його чутливості. Цей процес може бути використано для створення багатокольорових ПЧ-фотодетекторів на основі CdHgTe, в т.ч. епітаксійних варізонних [16-20].

Якість кінцевої обробки залежить від орієнтації поверхні і виду обробки. Остання залежить від умов навантаження і відбувається в результаті дії різних процесів, зокрема, ковзання окремих частин кристала відносно інших, двійникування, тріщиноутворення та інш.. Різні види обробки створюють різні умови в зоні контакту з абразивом, які суттєво розрізняються видами, розмірами, будовою порушеного шару тощо [8, 28, 29]. Встановлено, що основними елементами порушеної поверхні після попередньої обробки є тріщини. Порушений шар при цьому може складатись із наступних областей: шар з підвищеною мікротвердістю і полем пружних напружень, який необхідно видаляти для їхнього зняття (як

правило, не перевищує 3-4 мкм); рельєфний шар, пронизаний сіткою тріщин і дислокаційними скупченнями; мікропластичний шар, в якому не спостерігаються окремі тріщини, але виявляються дислокаційні скупчення (відзначається, що поверхневий шар є сукупністю багатьох тріщин, які можуть мати різну глибину, причому глибокі тріщини на певних ділянках не виявляються, або виявляються з малою імовірністю, можливість їхнього виявлення мала). В цілому порушений шар уявляється як рівномірний за товщиною шар з відмінними від основного матеріалу властивостями. Його глибина співмірна з глибиною пластичної деформації і знаходиться приблизно в межах 0,1-0,3 мкм. За зовнішнім виглядом (формі, розміру, радіусу кривини тощо) і місцезнаходженням дефектів можна визначити імовірно джерело порушень. На пластинах кремнію, германію і інш. матеріалів, що окислюються на повітрі, частина порушеного шару складає окисел і його перехід до об'ємного матеріалу [29].

Механічне шліфування і полірування поверхні призводить до зміцнення підповерхневих шарів, наприклад, для CdHgTe збільшення мікротвердості становить близько 21% за тиском 0,2 Н. В інтервалі малих навантажень мікротвердість механічно полірованого зразка в 2,3 рази більша, ніж хімічно полірованого. При індентуванні виявлено анізотропію мікротвердості в залежності від форми, орієнтації індентора щодо поверхні кристала і від кристалографічної орієнтації граней. В [72] вивчено розподіл дислокацій навколо відбитків і подряпин в CdTe.

В [61-65] встановлено, що в сполуках A^2B^6 і A^3B^5 мікротвердість граней A(111) більша, ніж у граней B(111). В [66] показано, що ця відмінність зумовлена неоднаковою адсорбційною здатністю (зокрема, вологи). В [67] показано, що ця відмінність полярних граней A(111) і B(111) зумовлена відмінністю в будові цих граней. Зв'язки на поверхні A(111) виявляються деформованими стисненням, а на поверхні B(111) розтягненням, тобто енергія утворення дислокацій на поверхні B(111) менша, ніж на поверхні A(111). Для поверхні A(111), де зв'язки менші, потрібно більше зусиль, ніж на поверхні B(111). Це призводить до більшої мікротвердості площини A(111) порівняно з B(111) [68].

5. ПРОЦЕСИ АЕ, ЗУМОВЛЕНІ ЕЛЕКТРИЧНИМ ПОЛЕМ

Прояв АЕ у різних напівпровідникових матеріалах і зразках в електричному полі може різко відрізнятись. На динаміку АЕ впливає, зокрема, і температура внаслідок зміни струму, пов'язаним з першочерговим (неоднорідним та динамічним) розігрівом окремих локальних областей кристала завдяки неоднорідності розподілу провідності, або рівномірним його нагрівом [75-79]. Так, АЕ виникає в низькоомних кристалах кремнію (менше 5 Ом/см) та високоомних CdS (більше 10^5 Ом/см), при протіканні електричного струму в умовах саморозігріву при напруженнях електричного поля відповідно 50 – 80 В/см та 600-700 В/см [22]. Після зникнення поля АЕ з часом затухає, що свідчить про релаксацію дефектної підсистеми, збудженою термомеханічними напруженнями. При цьому на ефективність АЕ по-різному впливають нагрів кристала як результат виділення джоулевого тепла, так і наявність електричного поля. Це свідчить про те, що АЕ виникає як в процесі мікропластичної деформації за рахунок різниці температур, так і за рахунок руху заряджених дислокацій в електричному полі під дією деформації та динамічних термонапружень. Джерела АЕ в цьому випадку напряму пов'язані з геометричними дефектами структури, або створеними при протіканні струму динамічними термомеханічними напруженнями в областях лавинного пробоя, а також мікроплазмами, які утворюються у місцях скупчення дислокацій або неоднорідностей провідності. До комплексу джерел АЕ входять також дефекти на границях розділу, що значно збільшує не тільки їхню кількість, але й набір механізмів та діапазонів енергії активації джерел АЕ, зокрема, механізми фазових переходів, розтріскування підкладки, міграції іонів струмопровідних електродів. Ці механізми пов'язані звичайно з більшими локальними областями, в яких відбувається перебудова структури, а ці

локальні області займають більш питомий об'єм у відповідних областях, аніж геометричні дефекти в кристалах. При цьому поріг активації (спрацювання) джерел АЕ, характерний для них, може бути значно нижчим, аніж для досконалої напівпровідникової структури при певному зовнішньому впливі – прямому струмі, р-п- або гетеропереході [71]. Стандартна процедура штучного старіння (термічного відпалу) призводить до часткового зняття термопружних напружень; це означає підвищення порогу виникнення АЕ та зменшення її інтенсивності за рахунок заліковування дефектів. З розвитком технологій та мініатюризації, створення низькорозмірних та нанорозмірних напівпровідникових структур, загальні сукупні дефекти та порушення, що є центрами утворення АЕ, можуть суттєво змінюватись.

6. ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ АЕ В КРИСТАЛАХ CdHgTe ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОМУ НАВАНТАЖЕННІ

Ультразвук (УЗ) є ефективним засобом дослідження твердих тіл: молекулярного руху в них, динаміки дефектів структури, фазових переходів та інше. Саме цим питанням присвячені роботи [8, 21, 80-83]. В результаті взаємодії акустичної хвилі з кристалом можуть мінятися його властивості, зокрема, при визначених умовах призводити до трансформації його дефектної системи, генерації і руху дислокацій, зміни концентрації точкових дефектів тощо. Особливо чутливі до впливу УЗ матеріали з низьким порогом пластичності, зокрема, тверді розчини CdHgTe. В результаті УЗ обробки в залежності від інтенсивності УЗ спостерігаються як покращення параметрів кристала, що пов'язувалось з його повною гомогенізацією, так і деградаційні явища, викликані генерацією нових дефектів коливаннями надлишкової інтенсивності.

Властивості CdHgTe в багатьох випадках визначаються їхньою неоднорідністю, дефектністю, наявністю мережі малокутових границь та субблоків технологічного походження (з характерними розмірами 100-400 мкм). Це робить їх чутливими при динамічному навантаженні ультразвуком в діапазоні частот власних механічних коливань 2-20 МГц та інтенсивністю більшою 10^2 Ат/м². При цьому змінюються їхні електрофізичні параметри та амплітудно залежні ефекти внутрішнього тертя. В проведених в [21] експериментах в якості випромінювачів використовували ніобіт літію, для акустичного контакту – каніфоль; були використані п'ять випромінювачів в межах 2- 30 МГц з метою перекриття діапазону частот УЗ.

Після досягнення певного порогового значення інтенсивності УЗ у всіх зразках виникала АЕ. При зменшенні інтенсивності менше порогової та збільшенні діапазону частот, АЕ зменшувалось, що пояснювалось нагріванням зразка і зменшенням межі плинності до менших значень. В діапазоні частот 10-20 МГц спостерігався мінімум порогових значень УЗ та відносної деформації. Наявність мінімуму в залежності деформації від частоти автори [83, 84] пояснювали коливаннями субблоків структури під дією УЗ. Початкова амплітуда УЗ при появі АЕ може бути нижчою, ніж порогові значення на частотах, далеких від резонансної. Явище резонансу на їхній розсуд свідчить, що вирішальну роль при генерації дислокацій мають малокутові межі субблоків.

З метою аналізу впливу УЗ на резонансне амплітудно-залежне тертя було виміряно механічну добротність та резонансну частоту зразка методом складеного вібратора [21]. Виходячи з дислокаційного механізму акустичних втрат, характер змін механічної добротності пояснювався тим, що її зменшення при відносній деформації раніше неопроміненого зразка, яка менша за порогову, відбувається в результаті гальмування коливального руху дислокацій, а також субблоків кристала. В [85] дислокаційну модель акустичних втрат та збільшення механічної добротності при більших деформаціях пов'язували з відривом поодиноких дислокацій від стопорів та зменшенням поглинання УЗ при їхньому послідовному гальмуванні і закріплення на дефектах структури, а також генерацією нових. Зроблено висновок, що при динамічному навантаженні УЗ випромі-

нювання сигналів АЕ та внутрішнє тертя виникають при однакових умовах, тобто і АЕ і внутрішнє тертя при деформаціях, які дорівнюють або більші за порогові, мають дислокаційну природу.

Задля з'ясування механізмів релаксації провідності при дії УЗ в [86- 88] досліджувались кристали CdTe, CdZnTe, GaN/AlGaN. Під дією УЗ проводились холлівські вимірювання внеску у провідність концентрації та рухливості носіїв заряду.

Зроблено висновок, що акустостимульована (АС) зміна концентрації відповідає за миттєву зміну (МЗ), а зміна рухливості - за довготривалу зміну (ДТЗ).

Розсіювання на дислокаціях і нейтральних домішках, які відносяться до малих швидкостей температурних змін АС релаксації, віднесено до чинників, що визначають миттєву АС релаксацію. Розсіювання носіїв на іонізованих домішках, яке характеризується більшими швидкостями і більшим зростанням АС релаксації, віднесено до чинників, що визначають ДТЗ. Наявність неоднорідностей може по-різному проявлятися в АС ефектах: а) зниженням потенційного бар'єру, що веде до зростання дрейфової рухливості носіїв; б) збільшенням ефективного перерізу розсіювання носіїв на таких дефектах, що веде до зменшення рухливості. Зменшення дислокаційного розсіювання пояснюється тим, що дислокації, які коливаються в УЗ полі, сприяють руху носіїв вздовж дислокації. Внесок цього механізму в загальний процес АС змін невеликий і проявляється у миттєвій компоненті. При динамічних АС коливаннях дислокацій з амплітудою, що значно перевищує параметри ґратки, відбувається дифузійне затягування точкових дефектів з об'єму кристала в потенціальні ями при дислокаціях. Цей процес може призводити до захоплення на дислокації значної кількості точкових дефектів, що веде до зменшення концентрації іонізованих центрів.

7. ВПЛИВ ІМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ОПРОМІНЕННЯ НА ПЕРЕБУДОВУ СТРУКТУРИ ТА АЕ

Перспективність лазерної модифікації зумовлена такими перевагами над традиційними технологічними процесами, як монохроматичність, когерентність, короткодія, висока інтенсивність, локальність дії, можливість дії при низьких температурах [89-94, 124]. Важливим є механізм, що враховує наявність в матеріалах об'ємних включень [95]. Термопружні напруження, що виникають завдяки нерівномірному нагріву поблизу включень, генерують в цих областях велику кількість дефектів і їхній рух, і можуть призводити до руйнування матеріалу, що викликає АЕ [96]. При резонансній дії поглинання світла відбувається в тонкому приповерхневому шарі товщиною 10^{-4} - 10^{-6} см. При таких концентраціях нерівноважних носіїв заряду (ННЗ) частота їхнього зіткнення стає більшою, ніж частота зіткнень з фононами і вся поглинута енергія на часах порядку 10^{-14} с залишається і термалізується в плазмовій підсистемі [97]. Температура гарячих носіїв залежить від поглиненої енергії і може перевищувати температуру ґратки, досягаючи до 10^4 К, при цьому ґратка залишається холодною. До основних факторів, що призводять до лазерного дефектоутворення при резонансній взаємодії, відносять нагрів, акустичну деформацію, електронне збудження.

Зменшення інтенсивності світла з глибиною призводить до просторово неоднорідного нагріву і викликає процеси тепло- і масопереносу. Локальний термічний відпал реалізується при температурах, які менші за температуру плавлення шляхом твердофазної кристалізації [89]; при температурах, які більші, ніж температура плавлення - шляхом рідиннофазної епітаксійної кристалізації від підкладки. Перший механізм реалізується при імпульсній лазерній взаємодії з часом, більшим одної мкс; другий - при часі 10^{-7} с і густинах енергії, що забезпечують температуру більшу, ніж температура плавлення.

Зміни дефектної структури відбувається і за границею зони опромінення і збільшеної температури, що пов'язується з деформацією і генерацією напружень на границях

опроміненої області (досягає значень 0.1 ГПа) [98]. Деформація може бути зумовлена нерівномірним нагрівом шару і генерацією в ньому електронно-діркової плазми. При високих рівнях збудження вони зрівнюються і деформація ґратки може змінювати енергію активацій дефекту і стати самостійною причиною їхньої генерації.

Механізми дефектоутворення, стимульовані електронним збудженням, розділяють на дві групи [99]: коливальної нестійкості, коли енергія електронного збудження іде на передачу коливальної енергії дефекту, і адіабатичної - на зменшення потенційного бар'єру для переходу дефекту в новий стан рівноваги. Ці механізми, як правило, реалізуються в областях порушень ґратки, де енергія зв'язку атомів понижена. При інтенсивності збудження, яка менша за порогову, дефекти виникають поблизу затравочних центрів, при цьому концентрація точкових дефектів пропорційна кількості вихідних протяжних дефектів і збільшується з ростом інтенсивності випромінювання.

При дії імпульсу можуть виникати впорядковані поверхневі структури [108-110, 125-128], що пов'язується з інтерференцією падаючих і розсіяних реальною поверхнею світлових хвиль і виникає інтерференційне світлове поле, в якому відбувається просторово неоднорідний нагрів поверхні. З'являється рельєф поверхні, що сприяє підвищеному поглинанню світла в пікових позиціях структури і призводить до подальшого поглинання. Після закінчення імпульсу на поверхні розплаву виникають одномірні і двовимірні впорядковані структури [108]. На поверхні кристалів CdHgTe виявлено формування наноострівців при лазерному опроміненні [127, 128]. В [109, 110] показано, що формування поверхневих наноострівців відбувається в декілька стадій. При малих дозах відбувається згладжування вихідної поверхні, при дозах 0.16 Дж/см² формуються куполоподібні острівці, хаотично розподілені по поверхні з різними розмірами. При дозах 0.24 Дж/см² формуються рівномірно розподілені наноострівці. Їхні розміри стають однаковими; наступне збільшення доз призводить до збільшення розмірів наноострівців, вони починають об'єднуватись і мають видовжену форму [127-129].

Суттєва залежність фізичних параметрів твердих розчинів CdHgTe, що використовуються при виготовленні ІЧ-фотоелементів, від структурної досконалості робить важливою проблему локальної дії на структуру зовнішніх чинників. Застосування наносекундного лазерного опромінення дає можливість контролювати генерацію дефектів визначеного типу, зменшувати їхню концентрацію і електричну активність. Особливе значення при цьому має модифікація приповерхневого шару, що суттєво впливає на властивості і параметри відповідних епітаксійних структур. При звичайному нагріві теплове джерело є об'ємним. Наносекундне лазерне опромінення дозволяє запобігти прогріву об'єму матеріалу і змінити властивості лише тонкого приповерхневого шару. Досліджувались епітаксійні шари CdHgTe, вирощені методом рідиннофазної епітаксії на підкладках CdTe з різними дозами опромінення [117]: від 0.1 Дж/см² до 2.4 Дж/см². При великих дозах формується двошарова структура. Практично у всіх дослідженнях при лазерному опроміненні спостерігалось збільшення концентрації акцепторів у приповерхневій області кристалів [112]. В [120] спостерігався також короткохвильовий зсув максимуму спектральної залежності та зміни фоточутливості ФП, що пояснювалось випаровуванням міжвузлової ртуті з приповерхневої області, або відтисненням її в глибину кристала за рахунок інтенсивного випромінювального конвекційного теплообміну. Для зменшення виходу ртуті через поверхню на опромінювану грань наносилась анодна окисна плівка [119]. В [120] при дії лазерного опромінення спостерігали підвищення поблизу поверхні густини дислокацій, що утворюються поблизу недосконалостей, які є центрами підвищеного поглинання та АЕ. При перевищенні порогу міцності на поверхні з'являються мікротріщини, які розповсюджуються вглиб і по периферії опроміненої області [112]. Границя променевої стійкості, вище якої спостерігались сліди локального плавлення, залежить від структурної досконалості матеріалу і параметрів опромінення. При дії мілісекундних імпульсів (1.06

мкм) на епітаксійні шари CdHgTe границя променевої стійкості 3-4 Дж/см², для монокристалічних зразків ця границя на 1-2 Дж/см² нижча. При інтенсивності, більшій 4-5 Дж/см², відбувалось суцільне плавлення поверхневого шару і його кристалізація на власній кристалічній підкладці [113]. В [112] визначено різні зони на поверхні кристалів, пов'язані з дією лазерних імпульсів при енергіях, вищих за променево стійкість: перша розташована в центрі плями і має велику кількість дендритів, що утворюються в результаті швидкого охолодження кристала (10⁴ -10⁵ К/сек); друга - ближче до периметра опроміненої області і складається з дрібнодисперсної порушеної поверхні; третя - в області границі порушеного і непорушеного матеріалу має велику густину дислокацій (10⁶ -10⁷ см⁻²). Утворення різних областей пов'язується з неоднорідним розподілом інтенсивності по перерізу променя і ефективним відтоком тепла із зони дії до периферії; процес кристалізації розплавленої області йде у зустрічних напрямках - від монокристалічної матриці і з поверхні кристала. Кристалізація нижнього шару йде за закономірностями епітаксійного росту, а верхній шар - розпорядкований із-за великої кількості неорієнтованих зародків, що виникають у рідинній фазі в результаті утворення високої концентрації дефектів і часткового розкладення матеріалу. Нерівноважні умови затвердіння призводять до формування різного роду коміркових структур [105, 108, 109], причому границі комірок збагачуються телуrom. При збільшенні інтенсивності імпульсів комірковий ріст змінюється дендритним, утворювана при цьому структура близька до стовпчастої [108, 109]. Пагорбки зростання (розмірами 5-10 мкм) мають поверхні рівноважних форм. Іншим джерелом утворення пірамідальних дефектів можуть бути зародки, що швидко ростуть назустріч одне одному. Швидкість нагріву при цьому досягає 10⁸ -10¹⁰ К/сек), а швидкість кристалізації - 4 м/сек. В [122] зроблено висновок, що при такому опроміненні зберігається вихідне співвідношення компонент. При цьому роль дифузійних механізмів мала. В інших роботах наведені відомості, що при імпульсі порядку 10 нсек відбувається розпад сполуки з наступною дифузією; відбувається відтиснення ртуті до поверхні, що пояснюється її дифузією з об'єму. Товщина шару, збільшеного ртуттю, оцінювалась в 150 Å [110]. Результат опромінення залежить як від густини енергії, довжини світлової хвилі, так і структурної досконалості кристала. За характером нагріву імпульсну термообробку розділяють на три режими [110]: адіабатичний - довжина імпульсу 10⁻⁹ -10⁻⁶ сек, режим теплового потоку - довжина 10⁻⁶ -10⁻² сек і режим теплового балансу - час більший 10⁻² сек. При цьому поріг променевої стійкості зменшується із зменшенням часу імпульсу.

В [22] встановлено, що при опроміненні кристалів лазерними імпульсами надпорогової потужності випромінювання сигналів АЕ при утворенні дислокацій та мікротріщин відбувається на фоні інших акустичних сигналів, що призводить до труднощів при їхній реєстрації. Реєстрація АЕ можлива лише при такому значенні енергії лазерного імпульсу, коли час рекристалізації розплаву в локальній області на поверхні кристала буде більшим за час загасання інших процесів, оскільки час затримки виникнення АЕ визначається часом відтоку накопиченого тепла розплавом у непрогрітій області. Процес лазерно-індукованого плавлення в CdTe спричиняє нелінійну залежність амплітуди індукованого акустичного відгуку від інтенсивності лазерного опромінення. Нелінійна залежність амплітуди акустичного відгуку від інтенсивності лазерного випромінювання пояснюється сумуванням акустичних імпульсів, індукованих при різкій зміні об'єму при плавленні, тиском нерівноважних парів над розплавом і розширенням хмари гарячої плазми, тобто АЕ при фазових перетвореннях тверде тіло-рідина та рідина-тверде тіло. Поріг плавлення залежить від дефектної структури, стану поверхні і орієнтації кристалів. Так, при однократному лазерному наносекундному опроміненні 0.694 мкм поріг плавлення для грані (111) CdTe становить 8 МВт/см². При опроміненні світлом 1.06 мкм з області прозорості кристалів, поріг плавлення для грані (111) цих кристалів становить 170 МВт/см².

Таким чином, при надпорогових інтенсивностях наносекундного лазерного опромінення виникають процеси АЕ при розплаві поверхні зразка: АЕ при застиганні розплаву, АЕ при подальшому тріщиноутворенні та АЕ при русі дислокацій в околі та з околу області розплаву. При допорогових інтенсивностях: АЕ при тріщиноутворенні та АЕ при русі дислокацій в околі та з околу локальної опроміненої області, де створені термомеханічні та залишкові механічні напруги [22].

8. ВПЛИВ УДАРНИХ ХВИЛЬ ПРИ НАНОСЕКУНДНИХ ЛАЗЕРНИХ ІМПУЛЬСАХ

При наносекундному збудженні можуть генеруватися акустичні і ударні хвилі. Перші пов'язані з високою густиною електронно-діркової плазми, або із швидким нагрівом тонкої приповерхневої області (термоудар) [96]. Розсіюючись на неоднорідностях, такі хвилі призводять до зниження енергії утворення дефектів. Якщо напруження перевищують границю пружності, виникають дислокації і їхній рух [100], що може викликати процеси АЕ. Значний внесок в процеси дефектоутворення може давати ударна хвиля, яка може призводити до незворотних змін в кристалах [101, 102, 123].

Під ударними хвилями розуміють пружні хвилі, протяжність фронту яких порядку міжатомних довжин в кристалі. Ударні хвилі, амплітуда яких не перевищує границі динамічної міцності, не призводять до руйнування матеріалу, проте в результаті їхнього розповсюдження виникають точкові і протяжні дефекти, які викликають в деяких випадках зміну не тільки механічних, але і інших фізичних властивостей.

У випадку гігантських імпульсів, їхня енергія настільки велика, що на поверхні відбувається швидке випаровування матеріалу і виникає плазма. Поглинаючи випромінювання, плазма швидко нагрівається і розширюється. Виникає імпульс тиску і генеруються ударні хвилі, що розповсюджуються у твердому тілі [92]. Тиск на передньому фронті може досягати 1 ГПа [103]. При проникненні в об'єм хвиля затухає тим швидше, чим більший тиск і менша довжина імпульсу [104]. Так, пікосекундні імпульси створюють ударні хвилі в будь-якому середовищі [105]. Слабкий імпульс ударних хвиль не утворює. Хвиля напружень, що породжується дією лазерного імпульсу, за кінцевого значення крутизни її фронту стає ударною лише на певній глибині [106]. При проходженні ударної хвилі навіть малої амплітуди виникає висока концентрація точкових дефектів, на відміну від акустичної хвилі, коли структура кристала не змінюється. Принципова відмінність дії ударної хвилі від хвилі напружень полягає в тому, що передача імпульсів від атомів стиснутої речовини до незбуреної відбувається не в результаті колективної дії атомів, а як результат окремих зіткнень [101, 102]. Унаслідок цього збільшується ріст температури у стиснутій області і одночасна деформація ґратки, що призводить до значної концентрації енергії на її нерегулярностях. При цьому центри розсіяння можуть набувати імпульсу, достатнього для утворення дефектів. Цьому відповідає і той факт, що ґратка, стиснута ударною хвилею, знаходиться поблизу границі стійкості [101]. Дія потужними імпульсами може призводити до утворення і зміни системи протяжних дефектів. Основною причиною цього є індукування великих зсувних напружень, зокрема, в результаті неоднорідного нагріву. Додаткові джерела АЕ, що утворюються в результаті дії ударних хвиль, призводять, якщо не відразу до руйнування, то до деградації матеріалу при менших тисках і подальшого руйнування при зовнішніх впливах.

В [94, 96, 123] відзначається, що при опроміненні кристала потужними наносекундними лазерними імпульсами хвилі тиску не відразу стають ударними. При опроміненні виникає шар на поверхні з малою крутизною переднього краю, при подальшому розширенні хвилі в об'єм більш повільні його шари наздоганяють передні і він стає крутішим. Коли передній край досягає розмірів міжатомних відстаней, хвиля тиску стає ударною. Розрив неперервності параметрів хвилі починається тільки після проходження нею

визначеної довжини (розраховувалась з використанням методів в газодинаміці). Дослідження показали, що в *p*-CdTe провідність збільшується при проходженні ударної хвилі і зменшується після її проходження [123]. Час релаксації цього процесу приблизно 150-160 мкс. Виявлено, що зі збільшенням потужності лазерного випромінювання спостерігається збільшення числа дислокацій, що корелює із збільшенням залишкового опору зразків і появою в спектрі фотолюмінесценції смуги 840 нм, яка пов'язана з рекомбінацією вільних носіїв заряду на протяжних дефектах, згенерованих ударною хвилею. Залишкові зміни провідності пов'язані з виникненням сталих дефектів кристалічної структури.

В [96] показано, що при опроміненні кристалів Ge, Si моноімпульсами лазера характерні чотири діапазони інтенсивності: в першому спостерігаються тільки короточасні фотоелектричні зміни; в другому – незворотно змінюється залишковий опір, який відновлюється тільки при нагріві до 400 °С; в третьому – наступають значні, часто незворотні зміни, в четвертому діапазоні зразок руйнується. Це стосується і кристалів CdTe.

Величину і характер таких ефектів в значній мірі визначає товщина зразка. Розмірні ефекти можуть проявлятися за двома причинами. По-перше, мала довжина лазерного імпульсу призводить до того, що товщина стиснутого шару (між фронтами хвиль стиснення і розвантаження), яка приблизно дорівнює множенню довжини імпульсу на швидкість звуку, в зразку може бути меншою за товщину зразка. По-друге - в товстих зразках проявляються ефекти затухання ударної хвилі і шунтуюча дія незбуреного шару зразка.

9. ПЕРЕБУДОВА СТРУКТУРИ НА ПОТУЖНОМУ ІМПУЛЬСНОМУ ОПРОМІНЕННІ У ВОДІ

Як показано у вступі, сполуки A^2B^6 , зокрема, CdTe, CdHgTe і HgTe, в звичайних умовах (температурах і тисках) кристалізуються в кубічній структурі цинкової обманки (сфалерит). Під тиском відбувається перетворення і кристали можуть переходити в інші фази, які є зазвичай метастабільними. При тиску 3,0 ГПа CdTe переходить в структуру кам'яної солі, а при тиску 10 ГПа може відбуватись перехід в тетрагональну структуру білого олова. При тиску вище 1,25 ГПа, HgTe кристалізується в гексагональну структуру кіноварі, при цьому об'єм кристала зменшується на 20 %. Параметри ґратки цих матеріалів залежать, зокрема, від методу отримання сполуки; тенденція їхньої зміни пов'язується зі зменшенням сил міжатомної взаємодії; проте в [8, 9], де це наведено, зокрема, не дано посилань на детальний опис методів, якими отримуються ці високі тиски. Вочевидь їх легше буде досягти не стаціонарним, а імпульсним шляхом.

Наприкінці минулого століття в АН УРСР досліджувались процеси і устаткування на основі високовольтного імпульсного електророзряду у воді [121, 122], зокрема, фізичні явища, що супроводжують перетворення енергії електророзрядних процесів в енергію потужних імпульсів стиснення в конденсованих середовищах: пробою діелектриків та електролітів імпульсами високої напруги, розвитку провідного каналу і гідродинамічних явищ при підводному іскровому розряді і вибухові провідників. Вивчено основні закономірності розвитку нестационарного розряду в рідині, гідродинамічні параметри ударних хвиль і високошвидкісних потоків у ближній зоні розряду, тобто у об'єктів обробки. Досліджено фізичні процеси, які відбуваються при електровибуховому перетворенні енергії в рідинних середовищах і при імпульсному деформуванні матеріалів, розвинуто теорію акустичних і гідродинамічних полів і методів отримання керованих динамічних впливів.

У зв'язку з розвитком напівпровідників, зокрема на основі CdTe і створенням на їхній основі приладних структур, особливу увагу в останній час приділяють їхнім дослідженням і розробкам. Це стосується розробки і виготовлення неохолоджуваних радіаційно-чутливих фотодетекторів [12]. Останнім часом на основі цих кристалів отримані детектори діодного типу з високою роздільною здатністю, що зумовлює їхнє широке використання в приладах ядерного контролю і візуалізації. Для досліджень використовувались кристали CdTe

детекторної якості Акрорад. Бар'єрні структури In/CdTe були утворені лазерним опроміненням високоомного (10^9 Ом/см) кристала CdTe орієнтації [111] з боку плівки In, осадженої на телурову грань [111], опромінення проводилось в рідинному середовищі [129].

Фототермоакустичним методом проведено діагностику термобародинамічних процесів, що відбуваються при наносекундному лазерному опроміненні (7 нс) в природних умовах (на повітрі) і у воді тонкоплівкової системи In (400 нм) – CdTe. На підставі аналізу отриманих даних встановлено залежність тиску, що виникає в області енерговиділення, від густини енергії опромінення системи і визначено поріг плавлення плівки In. При опроміненні In/CdTe потужністю лазерного імпульсу (на порозі плавлення плівки In) у воді тиск більший, ніж на повітрі в 17 разів, а при перевищенні потужності імпульсу у 2 рази – тиск збільшується в 30 разів. Поріг плавлення In в дистильованій воді складає 80 mJ/cm^2 і є меншим, ніж при опроміненні на повітрі (115 mJ/cm^2). Температура плавлення In при опроміненні цих структур в умовах “зажатої” поверхні може зсуватись до більших значень за рахунок залежності від тиску. Показано, що імпульсна лазерна обробка зразків In/CdTe/Au у воді дозволяє отримати високоякісні діодні структури з кращими параметрами (меншими струмами втрат, більш крутою вольт-амперною характеристикою при прямому зміщенні *p-n* переходу та інш.).

10. ПЕРЕБУДОВА СТРУКТУРИ І ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРИ РАДІАЦІЙНОМУ ОПРОМІНЕННІ

Пари Френкеля у чистому вигляді утворюються при опроміненні напівпровідника електронними або γ - квантами з енергіями біля 1 MeV. При цьому при опроміненні електронами концентрація радіаційних дефектів спадає за товщиною зразка, при γ - опроміненні з-за великої проникаючої властивості дефекти розподілені рівномірно по товщині кристала; в умовах опромінення дефекти мають аномально високі рухливості [130]. При опроміненні кристала γ - кванти взаємодіють в основному з електронною підсистемою (перетини взаємодії з ядрами атомів ґратки малі), при цьому домінуючі механізми втрат енергії частинок залежать в основному від їхньої енергії і атомних номерів елементів речовин (для енергій 5-10 MeV це фотоэффект, ефект Комптона, народження електронно-позитронних пар; для енергій більше 15 MeV додатково фотоядерні реакції виникнення розупорядкованих областей продуктами ядерних реакцій) [131].

Основним феноменологічним параметром, який визначає ймовірність зміщення атома із вузла при пружному розсіюванні, є порогова енергія, експериментальні значення якої для кристалів A^2B^6 лежать в границях 4,2-10 eV для атомів A^2 і 6,7 -15 eV для атомів B^6 . Порогова енергія визначається енергією пружної взаємодії і енергією розриву s-p зв'язків; із збільшенням параметра кристалічної ґратки вона зменшується; в складних сполуках вона анізотропна і суттєво залежить від кристалографічних напрямів [132]. Утворення пар можливе і при менших енергіях, що обумовлено, в першу чергу, наявністю в кристалах слабкозв'язаних атомів, що розташовуються на дислокаціях, поблизу домішкових атомів (легуючих і паразитних), на внутрішніх і зовнішніх поверхнях [135].

В [133, 134] при дослідженні електричних, фотоелектричних і параметрів позитронної анігіляції γ - опромінених при $T=300$ K кристалів КРТ *n*, *p*- і змішаного типу провідності (енергіями γ - квантів 1,2 MeV, 50 MeV дозами від $6 \cdot 10^4$ Р до 10^9 Р) в області домішкової провідності виявлені суттєві зміни концентрації вільних носіїв заряду; зменшення Холлівської рухливості; короткохвильовий зсув максимуму спектральної залежності фотопровідності, зменшення часу життя нерівноважних носіїв заряду, ріст рівня рекомбінаційно-генераційних шумів. Розроблено модель γ - стимульованого перетворення і релаксації дефектів, що полягає в тому, що γ - опромінення призводить до утворення Френкелівських пар з різною швидкістю міграції міжвузлових атомів і вакансій до стоків. З-за більшої швидкості дифузії до стоків міжвузлової ртуті об'єм кристала після опромінення

збагачується вакансіями ртуті – акцепторами, що призводить до змін концентрації вільних носіїв в області домішкової провідності, переключенню домінуючого міжзонного ожемеханізму рекомбінації на Шоклі-Ридівський канал, зменшення часу життя, збільшення рівня генераційно-рекомбінаційних шумів. Встановлено, що механізм перетворення γ - радіаційних дефектів залежить від вихідної дефектної структури, зокрема, в кристалах *p*- типу виявлено зменшення ефективної концентрації вакансій, пов'язане з перевищенням їхньої концентрації вище критичної і розвиток процесів їхньої асоціації в комплексі.

Проведено аналіз причин, що призводять до короткохвильового зсуву максимуму спектральних залежностей фотопровідності γ опромінених кристалів CdTe з залученням моделей зміни генераційно-рекомбінаційних і дифузійно-дрейфових параметрів кристалів, змін рельєфу мікрофлуктуацій кристалічного потенціалу в матеріалі з експонентним краєм фундаментального поглинання, деформації ґратки при веденні власних дефектів великих концентрацій.

В [135] показано, що в CdTe ефективно утворюються дефекти в умовах опромінення тепловими нейтронами, що обумовлено тією обставиною, що серед основної маси атомів ізотопів ^{114}Cd існує ще біля 12,3 % атомів з ^{113}Cd з перерізом захоплення теплового нейтрона біля 20000 барн. Ядерна реакція, що протікає після захоплення нейтрона, має вигляд, наведений в [135] і відбувається біля 43 днів, γ -фотони, що вилітають, мають сумарну енергію 9,044 МеВ. При цьому збуджене ядро ^{114}Cd випромінює до 4 фотонів; в результаті випромінювання це ядро отримує певну енергію віддачі (порядку 143 еВ). Оскільки порогова енергія зміщення для атомів CdTe становить 6-8 еВ, то енергія атома віддачі достатня для вибивання на своєму шляху до 10 атомів Cd та Te.

В [135] вважається, що в процесі опромінення тепловими нейтронами в CdTe в основному утворюються міжвузлові атоми та вакансії Cd. Коли йде опромінення матеріалу швидкими нейтронами вибиваються атоми Cd і атоми Te. Там же вказується, що при значних дозах опромінення тепловими нейтронами, виникає рівень 0,06 еВ, який пов'язується з вакансіями Te.

В [136] вивчено механізми самоорганізації в радіаційній фізиці. Показано, що для явищ, що відбуваються при опроміненні твердих тіл, характерний ряд особливостей: нерівноважність (незатухаючі потоки енергії і ентропії підтримують стан, далекий від теплової рівноваги), комплексність (велика кількість взаємопов'язаних процесів, виявити домінуючі з яких часто неможливо), нелінійність (вони описуються нелінійними рівняннями).

При визначених умовах опромінення самі дефекти починають формувати свою структуру, яка з опроміненням ускладнюється, рухливі дефекти утворюють скупчення і кластери, зв'язуються в комплекси з атомами домішки, виникають і ростуть дислокаційні петлі і пори. Розвиваються стопки дислокацій, надґратки пор, просторовий розподіл дислокацій. В твердих розчинах і сплавах відбуваються сегрегаційні явища, концентраційне розшарування, фазово-структурні переходи. Структура, що виникає, стійка до змін умов опромінення в достатньо широких межах. Тому еволюцію структури радіаційних пошкоджень розглядають як її самоорганізацію.

Одним з перших виявлених ефектів самоорганізації була вибудова в ряди дислокаційних петель під опроміненням.

Внаслідок взаємодії між дефектами вже розподіл первинних радіаційних дефектів може стати неоднорідним і нестационарним навіть при однорідних і стаціонарних умовах опромінення. Дефекти можуть взаємодіяти різним чином. Утворення дефекту супроводжується деформацією кристалічної ґратки, завдяки чому дефекти взаємодіють, вони несуть електричний заряд, крім того, вони можуть взаємодіати опосередковано. Наприклад, відпал кожного дефекту супроводжується виділенням енергії, яка приблизно дорівнює енергії його утворення і яка переходить в тепло. Збільшення температури зразка призводить

до збільшення рухливості дефектів, що викликає подальший ріст температури. Розвивається лавиноподібний процес, який веде до зменшення щільності дефектів.

Проведені в [136] дослідження встановили, що в опромінених матеріалах відбувається розвиток якісно нових елементів мікроструктури: вакансійних і газових пор, йде структурування дефектної щільності, виникають зони з більшою і меншою щільністю дислокацій, збагачені або змінені порами. Ці перетворення кристалічної структури викликають відповідний акустичний відгук і АЕ в цих кристалах при радіаційному опроміненні.

При розгляді перетворення кристалічної структури CdTe під дією радіаційного випромінювання виникає питання про їхні детекторні та спектрометричні властивості.

Відгук напівпровідникового матеріалу на рентгенівське або γ - випромінювання визначається його здатністю поглинати це випромінювання, а також електрофізичними властивостями відповідних кристалів. Для забезпечення режиму спектроскопії необхідно, щоб області взаємодії цього випромінювання з матеріалом були малими і не перевищувати розміри активної області детектора, рухливість нерівноважних носіїв заряду високою (вони майже повністю повинні збиратися на електродах), флуктуації сигналу мусять бути мінімальними. Для використання в детекторах іонізуючої радіації в напівпровіднику при взаємодії з фотонами має утворюватись якомога більша кількість вільних носіїв заряду; носії заряду не повинні зазнавати втрат на шляху до електродів (тобто матеріал мав бути високоомним); необхідно, щоб матеріал мав великий атомний номер і великий переріз поглинання на окремому атомі, тобто був здатний гальмувати іонізуюче випромінювання. Неорганічні скінтілятори у поєднанні з фотодіодами мають високу гальмівну потужність завдяки їхній високій щільності і високому атомному номеру, однак мають погану роздільну здатність енергії і низьку фоточутливість. Детектори на Si або Ge забезпечують високу роздільну здатність, але мають низьку гальмівну потужність для фотонів високої енергії через менший атомний номер і щільність, що обмежує їхнє застосування для квантів з низькими енергіями. Крім того, детектори на основі Ge вимагають роботи при криогенних температурах.

Напівпровідниковими детекторами, які характеризуються високою ефективністю реєстрації і роздільною здатністю навіть при кімнатних температурах, є детектори на основі CdTe [12]. Використовують два типа таких детекторів: детектори, які працюють в режимі підрахунку окремих імпульсів (використовуються в якості спектрометрів і лічильників); детектори, які працюють в режимі фотоерс при нульовому зовнішньому зміщенні (для вимірювань в широкому динамічному діапазоні і високих швидкостях підрахунку імпульсів – наприклад, дозиметрії). В [12] наведено параметри деяких напівпровідникових матеріалів, що характеризують їхні детекторні властивості. Для спектрометрії іонізуючого випромінювання використовують як низькоомний *n*-CdTe, який придатний лише для спектроскопії низькоенергетичного рентгенівського випромінювання, оскільки малий чутливий об'єм детекторів на базі цього матеріалу не дозволяє досягти необхідного рівня збирання зарядів в області високих енергій, так і напівізолюючий *p*-CdTe з питомим опором $10^8 - 10^{10}$ Ом/см для детектування високоенергетичного ядерного випромінювання (оскільки має малі струми втрат, орієнтовно 100 нА в полях 1000-3000 В/см), повинні мати товщину активної області в міліметровому і навіть сантиметровому діапазонах.

Для поліпшення характеристик у високоенергетичній області використовують методи копланарних електродів (наприклад, сітку Фріша), сегментації позитивного електрода на малі елементи, двошарової структури і детектора поперечної конфігурації тощо.

В [8, 12, 46, 124, 129, 135, 137] показано, що найкращими сенсорами рентгенівського та γ -опромінювання є і в майбутньому будуть кристали на основі CdTe: CdTe, легований Ge, Cl, а також при необхідності іншими домішками, в т.ч. ізовалентними; CdZnTe та *p-n* структури, одержані вплавленням наносекундними лазерними імпульсами In у високоомний *p*-CdTe в

різних умовах тощо; діапазон потужностей 0,01-20 Гр/с при чутливостях $5 \cdot 10^{-12}$ та $1,6 \cdot 10^{-11}$ А/Гр·с відповідно. Для дозиметрії цього випромінювання найкращі результати дають діоди в режимі фотоінжекції. В діапазоні опромінення дозами 2-10 кГр γ -фотонами ^{60}Co та електронами енергією 9 МеВ виявлено покращення розрахункових характеристик детекторів.

В [135] підкреслено, що приблизно з 2007 року, матеріали на основі CdTe починають переважати інші матеріали (зокрема, Si) у виготовленні сонячних модулів, це пов'язано з тим, що CdTe є прямозонним і він здатен поглинати сонячне випромінювання при товщині шару приблизно в 100 разів меншій, ніж товщина Si пластини, тонкоплівкова технологія дає змогу застосовувати дешеві підкладки із скла, металевої фольги, пластику. Ця технологія також дає змогу суттєво знизити температуру технологічного процесу, уникнути дорогої очистки матеріалу, скоротити технологічний процес у часі, полегшити інтегрування елементів у модулі. Досягнутий к.к.д. CdTe елементів на основі цієї технології є комерційно достатнім. Крім того, напівізолюючі оптично досконалі кристали на основі CdTe останнім часом використовуються також як активні фотоелементи в лазерній техніці, голографії, в якості детекторів ядерного випромінювання, в розбудові сонячних модулів та інш. областях електронної техніки. Про це свідчать зокрема, роботи [6, 138-141] та інш.

11. ВИСНОВКИ

Систематизовано, проаналізовано та узагальнено літературні дані перетворення кристалічної структури CdTe, індукованих зовнішніми впливами та відповідних акустичних процесів. Зокрема, представлені основні поняття про метод акустоємисії і його різні джерела в кристалах на основі CdTe. Описуються типи і сили механічних навантажень на структуру і типи акустоємисії, в тому числі розтягування і одноосьове стиснення, згинання, індентування, вплив на поверхню шліфування і полірування. Показано, що в залежності механічного напруження від відносної деформації виділяють пружну (працює закон Гука), пластичну (процес розмноження, відрив і рух дислокацій, з'являються імпульси низькоенергетичної неперервної АЕ) частини і руйнування (додатково зародження і розвиток мікротріщин, спостерігається високоенергетична дискретна АЕ). Показано, що при всіх вищезазначених механічних навантаженнях проявляються всі ці деформаційні області.

При дослідженнях процесів АЕ, зумовлених електричним полем, виявлено, що в низькоомних неоднорідних кристалах АЕ виникає як результат неоднорідного виділення джоулевого тепла і збуджується термомеханічними напруженнями. В високоомних кристалах АЕ виникає як в процесі мікропластичної деформації, так і за рахунок руху заряджених дислокацій під дією електричного поля і динамічних термонапружень.

Досліджувались процеси АЕ в кристалах CdHgTe при ультразвуковому навантаженні, показано, що ці кристали в багатьох випадках визначаються неоднорідністю, дефектністю, наявністю мережі малокутових границь та субблоків. Показано, що при деяких порогових інтенсивностях ультразвуку виникає АЕ в результаті коливального руху дислокацій, а потім зменшується за рахунок зокрема, нагрівання. Згодом знову АЕ збільшується за рахунок внутрішнього тертя між поверхнями малокутових границь та субблоків. В обох випадках ці АЕ мають дислокаційну природу. Експериментально досліджувався вплив амплітуди ультразвуку на концентрацію і рухливність електронів в кристалах CdTe, CdZnTe, в гетероструктурах GaN/AlGaIn.

Досліджувався вплив імпульсного наносекундного лазерного опромінення на перебудову структури і АЕ. Показано, що при надпорогових інтенсивностях опромінення АЕ виникає при розплаві зразка (фазовий перехід тверда-рідка фаза), при застиганні з розплаву (фазовий перехід рідка-тверда фаза), при подальшому тріщиноутворенні і русі дислокацій в околі та з околу області розплаву. При допорогових інтенсивностях лазерного опромінення АЕ виникає при тріщиноутворенні та при русі дислокацій в околі та з околу опроміненої

області, де створені термомеханічні та залишкові механічні напруження. Виявлено також формування наноострівців різної форми і густини в залежності від інтенсивності лазерного опромінення.

Досліджувався вплив на напівпровідникові структури ударних хвиль, генерованих наносекундними лазерними імпульсами, які формуються на деякій відстані від поверхні і глибині, коли передній фронт імпульсу стає крутим. Показано, що після проходження ударної хвилі структура або руйнується, або з'являються додаткові точкові і протяжні дефекти, що призводить до збільшення деградації і зменшення величини зовнішніх чинників при подальшому руйнуванні.

Досліджувались структури InCdTe при лазерному опроміненні у воді. Показано, що в цьому випадку тиск на гетерограниці набагато (в 17 разів) перевищує тиск на цій границі при опроміненні на повітрі.

Було проведено дослідження впливу на електрофізичні характеристики та кристалографічну структуру радіаційного випромінювання, зокрема, γ -квантів та теплових нейтронів. Виявлено явище самоорганізації і радіаційних ефектів при опроміненні. Виявлено, що ці дефекти при опроміненні утворюють власну структуру (скупчення, кластери, пори, дислокаційні петлі, інш.), які із збільшенням опромінення ускладнюються, ці структури стійкі до умов опромінення в широких межах.

Розглянуті питання про детекторні та спектрометричні властивості кристалів на основі CdTe.

Представлені результати показують, що акустична емісія є дієвим неруйнівним методом для виявлення початкових стадій деградації і подальшого руйнування напівпровідникових матеріалів і структур на основі CdTe, а також різних промислових, енергетичних, медичних, спеціальних, військових і інших об'єктів при різних зовнішніх впливах.

O.I. Vlasenko, Z.K. Vlasenko

INDUCED RESTRUCTURING OF THE CRYSTAL STRUCTURE AND ACOUSTIC RESPONSE IN SEMICONDUCTORS BASED ON CADMIUM TELLURIDE FOR USE IN OPTOELECTRONICS AND TOPICAL AREAS OF SEMICONDUCTOR TECHNOLOGY (REVIEW)

The reliability and competitiveness of modern semiconductor electronic technology are determined by the level of existing technologies. These requirements set the task of increasing the efficiency of methods for obtaining and post-growth processing of semiconductor materials and structures, research and control of their properties at all stages of manufacturing and operation of products.

The question of the quality and maximum reliability of a wide range of various structures and devices for multipurpose purposes, in particular, opto, photoelectronics, sensors, etc., and sometimes the need to use it at the most achievable physical and technical parameters, or in extreme conditions, is becoming increasingly important. The solution to these problems is based on a comprehensive study of the processes of defect formation, failure and destruction of semiconductor structures and devices based on them. In modern conditions, for this purpose, in particular, the method of acoustic emission (AE) is used, based on the registration, theoretical processing of acoustic pulses that arise as a result of the formation, local changes and destruction of the structure of the material under external load. The most widespread practical application in various branches of semiconductor electronics have found materials based on CdTe, given, in particular, basic data on methods and sources of acoustic response induced by external influences.

This method makes it possible to obtain information about the state of a solid in the process of deformation, in particular, to detect in a non-destructive way the presence or appearance of dislocations and microcracks. The AE process allows you to determine the mechanical stresses and deformations at which there is a transition from elastic to plastic deformation (yield strength) of the crystal and subsequent destruction. AE, which occurs during the deformation

of a solid in local areas, in particular, under mechanical loads, ultrasound, laser irradiation, radiation exposure and in other cases, may have a thermomechanical nature and occur as a result of heterogeneous heating, for example, during the flow of electric current through a heterogeneous medium. Mechanical, thermomechanical or thermobaric stresses appear in crystals under appropriate phase transformations, in particular, during melting during laser irradiation.

Thus, AE is an effective non-destructive method for identifying the initial stages of degradation and subsequent destruction of semiconductor materials, structures and devices under various external influences. The main purpose of this review is to distribute AE from macro objects (in technical diagnostics and control of industrial and domestic structures) to micro-objects for materials and structures of low-dimensional electronics, to expand the scientifically conscious application of AE in experimental and practical work in various semiconductor materials and structures on the example of CdTe-based semiconductors (wide- and narrow-band).

Keywords acoustic emission, mechanical loads, movement of dislocations, cracks, restructuring of the crystal structure, phase transitions, laser irradiation, ultrasonic load, radiation exposure, degradation, destruction of crystals.

1. Физика и химия соединений $A^{II}B^{VI}$. Перевод с английского. Под редакцией проф. С. А. Медведева. Москва: МИР. 1970. 624 с.
2. Калинин И. П., Алесковский В. Б., Симашкевич А.В. Эпитаксиальные пленки соединений $A^{II}B^{VI}$. Л.: Изд-во Ленингр. Ун-та. 1978. 310 с.
3. Физика соединений A_2B_6 . Под. ред. А. Н. Георгобиани, М.К.Шейнкмана. М.: Наука, 1986. 320 с.
4. Гавалешко Н. П., Горлей П. Н., Шендеровский В. А. Узкозонные полупроводники. Получение и физические свойства. Киев: Наук. Думка, 1984. 288 с.
5. Melngailis J. Narrow-gap semiconductor detectors and lasers. *Lect. Notes Phys.* 1980. **133**. P.558-570.
6. Вовчук Т., Дейнеко Н., Кіреєв О., Левтеров О. і Шевченко Р. Альтернативні джерела живлення та їх деградаційна стійкість в умовах надзвичайних ситуацій техногенного характеру. *Науковий журнал «Інженерія природокористування»*. 2021. №4(18). С. 7-13. doi: 10.37700/enm.2020.4(18).7-13.
7. Maier H., Hesse J. Growth, properties and applications of narrow-gap semiconductors. In: *Org. Cryst. Germ. Semiconductor. Berlin etc.* 1980. P.145-219.
8. Курило И.В., Алехин В.П. Структура и физико-механические свойства кристаллов и пленок соединений $A^{II}B^{VI}$. М.: МГИУ. 2011. 570 с.
9. Баранский П.И., Клочков В.П., Потыкевич И.В. Полупроводниковая электроника. Справочник. К.: Наукова думка. 1975. 704 с.
10. Берченко Н.Н., Кревс В.Е., Средин В.Г. Полупроводниковые твердые растворы и их применение: $A^{II}B^{VI}$. Справочные таблицы. М.: Воениздат. 1982. 208 с.
11. Zanio K. Semicoductors and Semimetals. V 13 Cadmium telluride. N.Y.e.a. Асад. Press. 1970. 235 p.
12. Корбутяк Д.В., Мельничук С.В., Корбут Є.В., Борисюк М.М.. Телурид кадмію: домішково-дефектні стани та детекторні властивості. К.: Іван Федоров. 2000. 198 с.
13. Цидильковский И.М. Бесщелевые полупроводники - новый класс веществ. М.: Наука. 1986. 240 с.
14. Пашковский М.В., Соколов Е. Б., Берченко Н.Н., Соколов А.М. $Cd_xHg_{1-x}Te$ - новый материал электронной техники. *Зарубеж. электронная техника*. 1974. № 12. С. 3-35.
15. Dornhaus R., Nimitz G. The properties and applications of the $Hg_{1-x}Cd_xTe$ alloy system. *Narrow Gap Semicond. Berlin e.a.* 1985. P. 171-225.
16. Власенко А. И. Спектральное распределение фоточувствительности варизонных р-п-р-структур $Cd_xHg_{1-x}Te$. *Оптоэлектроника и полупроводниковая техника*. 1996. №31. С.191-194.
17. Rajavel R.D., Jamba D.M., Wu O.K., Jensen J.E., Wilson J.A., Patten E.A., Kosai K., Goetz P., Chapman G.R., Radford W.A. High performance $HgCdTe$ two—color infrared detectors grown by molecular beam epitaxy. *J. Cryst. Growth*. 1997. **175**. P.653-658.
18. Rajavel R.D., Jamba D.M., Jensen J.E., Wu O.K., Wilson J.A., Johnson J.L., Patten E.A., Kasai K., Goetz P.M., Johnson S.M. Molecular beam epitaxial growth and performance of $HgCdTe$ —based simultaneous- mode two-color detectors. *J. Electron. Mater.* 1998. **27**. P.747-751.
19. Mitra P., Barnes S.L., Case F.C., Reine M.B., O’Dette P., Starr R., Hairslon A., Kuhler K., Weiler M.H., Musicant B.L. MOCVD of band gap-engineered $HgCdTe$ p-n-N-P dual-band infrared detector arrays. *J. Electron. Mater.* 1997. **26**. P.482-487.
20. Vlasenko O.I., Vlasenko Z.K., Mozol’ P.E. Appearance of Enriched Hg Region in Solid State in $CdHgTe$ Crystals. Proc. 23nd International Conference on Microelectronics “MIEL 2002” 12-15 May 2002. **2**. Nis, Yugoslavia: IEEE Catalog No. 02TH8595. 2002. P.409-412.
21. Нові методи дослідження фізичних властивостей твердих тіл. Акустична емісія. Частина 1.: В.М. Перга. К.: УМК ВО. 1991. 144 с.
22. Ляшенко О.В., Власенко О.І., Киселюк М.П., Велешук В.П. Акусто-емісійні методи дослідження у фізиці твердого тіла: навч. посібник. 2-е вид. доп. та випр. К.: Видавничо-поліграфічний центр "Київський університет". 2013. 204 с.

23. Велешук В. П. Акустична емісія в світловипромінюючих структурах на основі GaP, GaAs та GaN: дис. ... канд. фіз.-мат. наук: 01.04.07. К., 2008. 150 с.
24. Ляшенко О.В. Динаміка акустичної емісії у локально-неоднорідно термонапружених гетероструктурах. *СЕМТ*. 2009. №2. С. 35-40.
25. Бойко В.С., Кившик В.Ф., Кривенко Л.Ф. Условия регистрации импульсов акустической эмиссии, генерируемых при выходе на поверхность отдельных дислокаций. *ЖЭТФ*. 1982. **82**, №2. С. 504—508.
26. Нацик В.Д., Чишко К.А. Формулировка основной задачи теории акустической эмиссии для твердых тел с дисперсией и затуханием. *Акустический журнал*. 1992. **38**, №3. С.511-519.
27. Bauers С.Л. Актуальные вопросы теории дислокаций. М.: Мир. 1968. 98 с.
28. Татаренков А. И., Енишерлова К. Л., Русак Т. Ф., Гриднев В. Н. Методы контроля нарушенных слоев при механической обработке монокристаллов. М.: Энергия. 1978. 64 с.
29. Власенко О.І., Генцарь П.О. Оптична спектроскопія функціональних матеріалів електронної техніки. Друге видання, доповнене. Київ: в-во “Ар-Окт”. 2018. 223 с.
30. Rudolph P., Neubert M., Muhlberg M. Defects in CdTe Bridgman monocrystals caused by nonstoichiometric growth conditions. *J. Cryst. Growth*. 1993. **128**. P. 582-587.
31. Rudolph P. Fundamemal studies on Bridgman growth of CdTe. *Prog. Cryst. Growth and Charact.* 1994. **29**. P.275-381.
32. Bruder M., Schwarz H.J., Schmitt R., Maier H., Moller M.O. Vertical Bridgman growth of Cd_{1-y}Zn_yTe and characterization of substrates for use in Hg_{1-x}Cd_xTe liquids phase epitaxy. *J.Cryst. Growth*. 1990. **101**. P.266-269.
33. Sen S., Konkell W.H., Tighe S.J., Bland I.G., Sharma S.R., Taylor R.E. Crystal growth of large-area single-crystal CdTe and CdZnTe by the computer-controlled vertical modified-Bridgman process. *J.Cryst. Growth*. 1988. **86**. P.111-117.
34. Lay K.Y., Nichols D., McDevitt S., Dean B.E., Johnson C.J. High quality, single crystal CdTe grown by a modified horizontal Bridgman technique. *J. Crystal Growth*. 1988. **86**. P. 118-126.
35. Rudolph P. Non-stoichiometry related defects at the melt growth of semiconductor compound crystals - a review. *Cryst. Res. Technol.* 2003. **38**, №7-8. P.542-554.
36. Borsenberger P., Stevenson D. A. Self-diffusion of cadmium and tellurium in cadmium telluride. *J. Phys. Chem. Sol.* 1968. **29**, №8. P.1277-1286.
37. Greenberg J.Y. Vapor pressure scanning implication of CdTe crystal growth. *J. Cryst. Growth*. 1999. **197**, № 3. P.406-412.
38. Rai R. S., Mahajan S., Mc Devitt S., Johnson D. J. *J. Vac. Sci. Technol.* 1991. B89. P.1892.
39. Chu M., Terterian S., Ting D., Wang C.C., Benson J.D., Dinan J.H., James R.B. Effects of excess tellurium on the properties of CdZnTe radiation detectors. *J. Of Electron. Mater.* 2003. **32**, №7. P.778-782.
40. Sochinskii N.V., Serrano M.D., Diéguez E., Agullo-Rueda P., Pal U., Pigueras J., Fernandez P. Effect of thermal annealing on Te precipitates in CdTe wafers studied by Raman scattering and cathodoluminescence. *J.of Appl. Phys.* 1995. **77**, №6. P.2806-2808.
41. Черных К.Ф. Введение в физически и геометрически нелинейную теорию трещин. М.: Наука. Физматлит. 1996. 288 с.
42. Алёхин В.П., Шоршоров М.Х. Особенности микропластического течения в подповерхностных слоях материалов и их влияние на общий процесс макропластической деформации. М.: ИМЕТ АН СССР им. А.А. Байкова. Препринт. 1973. 83 с.
43. Бентус В.З., Комник С.Н. Некоторые особенности деформационного упрочнения щелочно-галогидных кристаллов. Физика деформационного упрочнения монокристаллов. К.: Наук. Думка. 1972. С. 54-74.
44. Курило И.В., Алехин В.П., Булычев С.И. Физико-механические свойства теллуридов кадмия, ртути и их твердых растворов. М.: ИМЕТ АН СССР им. А.А. Байкова. Препринт. 1982. 92 с.
45. Курило И.В. Физико-механические свойства и совершенство структуры кристаллов A^{II}B^{IV}, A^{IV}B^{VI}: Дис. ... д-ра физ.-мат. наук (01.04.07). Черновцы. 1992. 368 с.
46. Курило І.В., Рудий І.О., Лопатинський І.С., Фружинський М.С., Вірт І.С. Кристали і плівки сполук II-VI: морфологія, структура і фізико-механічні властивості. Монографія: за ред. проф. І.В. Курила. Львів: Видавництво Львівської політехніки. 2011. 340 с.
47. Patel J.R., Trampusch R.F., Chaudhuri A.R. Metallurgy of elemental and compound semiconductors. 1961. **12**, № 7. P. 230-238.
48. Курило И.В., Спитковский И.М., Шнейдер А.Д. Термически активированное скольжение в кристаллах HgTe, CdTe, Cd_xHg_{1-x}Te. *Изв. вузов. Физика*. 1974. №9. С.130-132.
49. Mihara M., Ninomija T. Dislocation velocities in Indium Antimonide. *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1975. **32**, № 1. P.43-52.
50. Patel J.R., Chaudhuri A.R. Macroscopic plastic properties of dislocation-free germanium and other semiconductor crystals, I. Yield behavior. *J. Appl. Phys.* 1963. **34**, №.9. P. 2788-2799.

51. Мильвидский М.Г., Столяров О.Г., Беркова А.В. К вопросу о механических свойствах сильнолегированных монокристаллов кремния. *Физ. твердого тела*. 1964. **6**, № 10. С. 3170-3172.
52. Милевский Л.С., Смольский И.Л. Изменение подвижности дислокаций при выходе на поверхность в кристаллах с высокими барьерами Пайерлса. *Физ. твердого тела*. 1974. **16**, № 4. С.1028-1031.
53. Милевский Л.С., Смольский И.Л. О механизме движения дислокаций в кристаллах со структурой алмаза. *Физ. твердого тела*. 1977. **19**, № 5. С.1328-1331.
54. Buch F. Ahlquist C.N. The yield strength of polycrystalline CdTe a function of size. *Mater. Sci. and Eng.* 1974. **13**, № 2. P. 194-196.
55. Cole S. Plastic bending of $Cd_xHg_{1-x}Te$. *J. Mater. Sci.* 1980. **15**, № 10. P. 2591-2596.
56. Bell R.L., Bonfield W. The plastic deformation of germanium single crystal: yield and ideal easy glide. *Phil. Mag.* 1967. **9**, № 7. P. 9-36.
57. Cole S. Willoughby A.F.W., Brown M. The mechanical properties of $Cd_xHg_{1-x}Te$. *J. Cryst. Growth*. 1982. **59**, № 1-2. P. 370-374.
58. Shimizu H., Sumino K. Polarity in bending deformation of InSb crystals. I. Experiments. *Phil. Mag.* 1975. **32**, № 1. P. 173-142.
59. Gottschalk H., Patzer G., Alexander H. Stacking fault energy and ionicity of cubic III-V compounds. *Phys. Stat. Sol (a)*. 1978. **45**, № 1. P. 207-217.
60. Вальковская М.И. Исследование пластичности и хрупкости некоторых полупроводниковых материалов. Деформирование кристаллов при действии сосредоточенной нагрузки. Кишинев: Штиинца. 1978. С. 114-119.
61. Shimizu H., Sumino K. Microhardness anisotropy (111)- and (111)-faces of the indium antimonide. *J. Phys. Soc. Jap.* 1970. **29**, №4. P. 1096-1097.
62. Цифудин Л.И., Вальковская М.И., Радауцан С.И. Изучение некоторых особенностей пластической деформации монокристаллов фосфида галлия, легированного германием. Докл. Болт. акад. Наук. 1975. **28**, №2. С. 1481-1484.
63. Королев В.Б., Литвинов Ю.М., Малюков Б.М. Определение кристаллографической полярности монокристаллов GaP. *Изв. СО АН СССР. Сер. хим. наук*. 1975. № 4. С. 118-121.
64. Atkins G., Silverio A., Tabor D. Indentation hardness and the creep of solids. *J. Inst. Met.* 1966. **94**. P. 369-378.
65. Roy U., Glassco D. Hot hardness and indentation creep of InBi single crystals. *J. Less. Comm. Met.* 1972. **29**, № 2. P. 229-231.
66. Haneman R.E., Westbrook I.H. Effect of adsorbtion of the indentation deformations of non-melallic solids. *Phil. Mag.* 1968. **18**, №. 151. P. 73-88.
67. Горелик С.С., Литвинов Ю.М., Лозинский М.Г. Температурная зависимость микротвердости элементарных полупроводников и полупроводниковых соединений $A^{III}B^V$. *Электронная техника. Сер. 6. Материалы*. 1975. № 5. С. 54-57.
68. Вальковская М.И., Пушкаш Б.М., Марончук Э.Е. Пластичность и хрупкость полупроводниковых материалов при испытаниях на микротвердость. Кишенив: Штиинца. 1984. 108 с.
69. Cole S., Brown M., Willoughby A.F.W. The Microhardness of $Cd_xHg_{1-x}Te$. *J. Mater. Sci.* 1982. **17**, № 7. P. 2061-2066.
70. Shrivastava U.C. On the microhardness of mixed crystals. *J. Appl. Phys.* 1980. **51**, №. 3. P. 1510-1513.
71. Swaminatham V., Selim F.A., Kroger F.A. Effect oC heat treatment on the microhardness of indium-doped CdTe single crysyla1s. *Phys. Stat. Sol. (a)*. 1975. **30**, №. 2. P. 721-729.
72. Курило И.В., Горбова О.И. Физико-механические свойства кристаллов CdTe, легированных индием. *Вестн. Львов. политехн. ин-та*. 1985. № 196: Теория и проектирование полупроводниковых и радиоэлектронных устройств. С. 74-76.
73. Бульчев С.И. Исследование физико-механических свойств материалов непрерывным вдавливанием индентора: Автореф. дис. канд. техн. наук. К.: Ин-т проблем материаловедения АН УССР. 1977. 19 с.
74. Бульчев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение. 1990, 224 с.
75. Физическая акустика. Под ред. У. Мэзона. Т.1, часть А. Методы и приборы ультразвуковых исследований. М.: Мир. 1969. 592 с.
76. Калитенко В.А., Кучеров И.Я., Перга В.М. Акустоэмиссия полупроводников при протекании электрического тока. *ФТП*. 1988. **22**, №4. С. 578-581.
77. Орлов А.М., Скворцов А.А., Фролов В.А. Акустическая эмиссия в дислокационном кремнии при токовых и тепловых воздействиях. *Письма в ЖТФ*. 1999. **25**, №3. С. 28-32.
78. Ляшенко О.В., Велешук В.П. Акустична емісія світловипромінювальних структур на основі сполук A^3B^5 , обумовлена постійним прямим струмом. *УФЖ*. 2003. **48**, №9. С. 981-985.
79. Скворцов А.А., Орлов А.М., Насибов А.С. и др. Акустическая эмиссия в сульфиде кадмия при токовых и тепловых воздействиях. *Письма в ЖТФ*. 2000. **26**, №22. С. 36-43.

80. Калитенко В.А., Коротченков О.А., Кучеров И.Я. и др. Акустическая эмиссия, индуцированная ультразвуком в монокристаллах. *УФЖ*. 1985. **30**, №9. С. 1358-1359.
81. Надточий А.Б., Ляшенко О.В., Островський І.В. Генерація акустичної емісії в монокристалах КСІ при дії деформації ультразвукової хвилі. *Вісник Київського університету, сер.фіз.-мат. науки*. 1998. №4. С. 343-348.
82. Недосека А.Я., Недосека С.А., Волошкевич И.Г. Волны деформаций, возникающие при локальной перестройке структуры материалов. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. 2004. № 3. С.8-15.
83. Тяпунина Н.А., Наими Е.К., Зиненкова Г.М. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами. М.: Изд-во МГУ. 1999. 238 с.
84. Нацик В.Д., Чишко К.А. Формулировка основной задачи теории акустической эмиссии для твердых тел с дисперсией и затуханием. *Акустический журнал*. 1992. **38**, №3. С.511-519.
85. Guyot M., Cagan V. The acoustic emission along the hysteresis loop of various ferro and ferrimagnets. *J.Mag. and Magn. Mater.* 1991. **101**, №1. P. 256-262.
86. Оліх Я.М., Тимочко М.Д., Ілащук М.І. Чинники релаксації акустопровідності в CdTe. *Оптоелектроніка та напівпровідникова техніка*. 2018. Вип. 53. С. 199-212.
87. Оліх Я.М., Тимочко М.Д., Оліх О.Я. Акустоіндуковані температурні особливості електропровідності в CdZnTe:Cl, обумовлені метастабільними DX центрами. *Оптоелектроніка та напівпровідникова техніка*. 2019. Вип. 54. С. 134-138.
88. Оліх Я.М., Тимочко М.Д., Кладько В.П., Любченко О.І., Беляев О.Є., Калюжний В.В. Значення DX центрів для акустоіндукованих процесів перебудови дефектів в GaN/AlGaIn. *Оптоелектроніка та напівпровідникова техніка*. 2021. Вип. 56. С. 61-70.
89. Duley W. W. Laser processing and analysis of materials. New York, London: Plenum press. 1983.
90. Арутюнян Р. В., Баранов В. Ю., Большов Л. А. и др. Воздействие лазерного излучения на материалы. М.: Наука. 1989.
91. Краснов И. В., Шапарев Н. Я., Шкедов И. М. Оптимальные лазерные воздействия. Новосибирск: Наука. 1989.
92. Мирзоев Ф. Х., Панченко В. Я., Шелепин Л. А. Лазерное управление процессами в твердом теле. *УФН*. 1996. **166**, №1. С.4-32.
93. Атаев Б. М. Импульсный лазерный отжиг полупроводников. *Физ. и хим. обработки материалов*. 1988. №4. С.5-15.
94. Емельянов В. И., Кошкаров П. К. Дефектообразование в приповерхностных слоях полупроводников при импульсном лазерном воздействии. *Поверхность*. 1990. №2. С. 77- 85.
95. Дякин В. В., Коваль В. В., Любченко А. В. и др. Изменение структурных и фотоэлектрических характеристик кристаллов $Cd_xHg_{1-x}Te$ при механическом воздействии. *Изв. АН СССР. Неорган. материалы*. 1989. **25**, № 10. С. 1645-1648.
96. Вавилов В.С., Кив А.Е., Ниязова О.Р. Механизмы образования и миграции дефектов в полупроводниках. М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы. 1981. 368 с.
97. Галкин Г.Н. Междузонные процессы рекомбинации в полупроводниках при высоких уровнях возбуждения. *Труды Ордена Ленина Физ. инст. им. П.Н.Лебедева*. 1989. № 1. С.3 - 64.
98. Маненков А.А., Соколов С.Ю., Хаврюшин Д.Л. Аномальное дальное действие в дефектообразовании в полупроводниках под действием ионных и лазерных пучков. *Изв. АН СССР. Сер. физ.* 1991. **55**, № 7. С. 1266-1273.
99. Itoh N. *Semiconductors and Insulators*. 1983. **5**. P. 165.
100. Обухов Л.В., Прусков Е.Ф., Янушкевич В.А. Микроструктура и движение дислокаций в кремнии при лазерном воздействии. *Физ. и хим. обработки материалов*. 1975. № 2. С.34-38.
101. Янушкевич В. А., Полянинов А. В., Прузков Е. Г., Полюгалов Г. А. Механизм образования и ионизации точечных дефектов в полупроводниках при импульсном лазерном облучении. *Изв. АН СССР. Сер. физ.* 1985. **49**, № 6. С. 1146-1152.
102. Ударные волны и экстремальные состояния вещества. М.: Наука, 2000. 425 с.
103. Куземченко Т. А., Соколов С. Ю. Эффект дального действия в лазерной активации примеси, внедренной ионной имплантацией в приповерхностном слое кремния. *Поверхность*. 1991. № 9. С. 53-58.
104. Маненков А. А., Прохоров А. М. *УФН*. 1986. **148**, № 3. С. 179.
105. Янушкевич В.А. Критерий возможности образования ударных волн при воздействии лазерного излучения на поверхность поглощающих конденсированных сред. *Физ. и хим. обработки материалов*. 1975. № 5. С. 9-11.
106. Иванов Л.И., Литвинова Н.А., Янушкевич В.А. Глубина образования ударной волны при воздействии лазерного излучения на поверхность монокристаллического молибдена. *Квантовая электроника*. 1977. № 1. С. 204-206.

107. Слезов В. В., Остапчук П. Н. К теории вакансионного распухания металлов. *ФТТ*. 1990. **32**, № 10. С. 3047-3059.
108. Володин Б. Л., Емельянов В. И. Дефектно-деформационный механизм образования пор, дислокационных петель и дислокационных структур и его экспериментальные проявления. *Изв. АН СССР. Сер. физ.* 1991. **55**, № 7. С. 1274-1285.
109. Емельянов В. Н., Уварова И. Ф. Электронно-деформационно-тепловая неустойчивость и фазовый переход полупроводник-металл под действием лазерного излучения с образованием сверхструктур. *ЖЭТФ*. 1988. **94**. В. 8. С. 255-269.
110. Голошихин П. В., Миронов К. Е., Поляков А. Я. Фазовые превращения в $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ при воздействии импульсного лазерного излучения наносекундной длительности. *Поверхность*. 1991. № 12. С.12-17.
111. Ахманов С.А., Емельянов В.И., Коротеев Н.И., Семиногов В.Н. Воздействие мощного лазерного излучения на поверхность полупроводника и металлов: нелинейные эффекты и нелинейно-оптическая диагностика. *УФН*. 1985. **147**. С.675.
112. Дружинин А.А., Васюк Н.Н., Осередько С.А. Формирование областей с повышенной концентрацией акцепторов в $CdHgTe$ с помощью лазерного излучения. *Матер. V Всес. симп. «Полупроводники с узкой запрещенной зоной и полуметаллы»*. Львов. 1980. Ч.1. С. 135-137.
113. Васюк Н. Н., Луцив Р. В., Поморцева Л. В. Особенности лазерной обработки $CdHgTe$. *Матер. VI Всес. симп. «Полупроводники с узкой запрещенной зоной и полуметаллы»*. Львов. 1983. С. 56-57.
114. Васюк Н. Н., Дружинин А. А., Елизаров А. И., Раскевич А. М. Изменение коэффициента Холла в $p-CdHgTe$ при облучении импульсами лазера. *Вестник Львов. ун-та. Сер. физ.* 1980. № 5. С. 62-66.
115. Васюк Н. Н., Дружинин А. А., Ильчук Г. А. и др. Исследование коэффициента Холла и электропроводимости тонких слоев $CdHgTe$, подвергнутых лазерному облучению. *УФЖ*. 1983. **28**, № 8. С.1218-1220.
116. Вирт И. С., Любченко А. В., Мозоль П. Е., Гнатюк В. А. Особенности электрофизических и фотоэлектрических свойств монокристаллов $Cd_xHg_{1-x}Te$, подвергнутых лазерному облучению. *ФТП*. 1989. **23**, № 8. С. 1386-1389.
117. Vlasenko A., Babentsov V., Rudoy I., Vlasenko Z. Advanced study of ISO VPE IR Photosensitive $HgCdTe/CdTe$ structure. *Proc. 20th Intern. Conf. on Microelectronics*. V.1. Nich (Serbia). 1995. P.53-56.
118. Бовина Л. А., Мещерякова В. П., Стафеев В. И., Банев Е. С. Исследование эпитаксиальных слоев $Cd_xHg_{1-x}Te$. *ФТП*. 1973. **7**, №1. С. 40 - 44.
119. Мацас Е. П., Власенко А. И., Сальков Е. А., Снитко О. В., Любченко А. В. Фотопроводимость кристаллов $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$ при адсорбции на их поверхности атомов Au и Ag. *Украинский физический журнал*. 1981. **26**, №4. С.670-671.
120. Стрекалов В. Н. Диффузия в условиях лазерного отжига полупроводников. *ФТП*. 1986. **20**, №. 2. С. 361-363.
121. Академія наук Української РСР сьогодні. К.: Наукова думка. 1977. 200 с.
122. Академия наук Украинской ССР 1982. К.: Наукова думка. 1983. 350 с.
123. Байдуллаева А., Власенко А.И., Власенко Ю.В., Даулетмуратов Б.К., Мозоль П.Е. Изменение электрофизических свойств монокристаллов $CdTe$ при прохождении ударной волны от импульса излучения лазера. *ФТП*. 1996. **30**, №8. С. 1438-1445.
124. Gnatyuk Volodymyr A., Vlasenko Oleksandr I. et al. Laser-Induced Modification of Properties of $CdZnTe$ Crystals. *Advanced Materials Research*. 2015. **1117**. P. 15-18.
125. Байдуллаева А., Булах М.Б., Власенко А.И., Ломовцев А.В., Мозоль П.Е. Динамика развития поверхностных структур в кристаллах $p-CdTe$ при облучении импульсным лазерным излучением. *ФТП*. 2004. **38**, № 1. С. 26-29.
126. Байдуллаева А., Власенко А.И., Кузан Л.Ф., Литвин О.С., Мозоль П.Е. Образование наноразмерных структур на поверхности кристаллов $p-CdTe$ при однократном воздействии импульсов излучения рубинового лазера. *ФТП*. 2005. **39**, № 9. С. 1064-1067.
127. Емельянов В.И., Байдуллаева А., Власенко А.И., Кузан Л.Ф., Литвин О.С., Мозоль П.Е. Плазменно-деформационный механизм образования ансамбля нанокластеров на поверхности кристаллов $CdTe$ при одноимпульсном лазерном воздействии. *Письма в ЖТФ*. 2006. **32**, В.16. С. 90-94.
128. Емельянов В.И., Байдуллаева А., Власенко А.И., Мозоль П.Е. Теория образования ансамбля нанокластеров на поверхности кристаллов $CdTe$ при одноимпульсном лазерном воздействии. *Квантовая электроника*. 2008. **38**, №3. С. 245-250.
129. Власенко А.И., Велешук В.П., Гнатюк В.А., Власенко З.К. и др. Акустический отклик при воздействии наносекундных лазерных импульсов на тонкопленочную гетеросистему $In/CdTe$. *Физика твердого тела*. 2015. **57**. Вып. 6. С. 1073-1078.
130. Вопросы радиационной технологии полупроводников. Под ред. Л.С. Смирнова. Новосибирск: "Наука". 1980. 296 с.

131. Емцов В.В., Машовец Т.В. Примеси и точечные дефекты в полупроводниках. М.: Радио и связь. 1981. С. 248.
132. Винецкий В.Л., Холодарь Г.А. Радиационная физика полупроводников. Ред. М.П. Лисица. К.: Наукова думка. 1979. 336 с.
133. Власенко А.И., Горбунов В.В., Любченко А.В. Влияние γ -облучения на электрофизические и фотоэлектрические свойства $Cd_xHg_{1-x}Te$. *Украинский физический журнал*. 1984. **29**, №3. С. 423-428.
134. Дехтяр И.Я., Дехтяр М.И., Дякин В.В., Зайтов Ф.А., Власенко А.И., Лихторович С.П., Любченко А.В., Сахарова С.Г., Силантьев В.А., Федченко Р.Г. Позитронная аннигиляция в облученных кристаллах $CdHgTe$. *Физика и техника полупроводников*. 1984. **18**, №11. С. 1970-1974.
135. Хіврич В.І. Ефекти компенсації та проникаючої радіації в монокристалах $CdTe$: Моногр. К.: Ін-т ядерних дослід. 2010. 122 с.
136. Селищев П.А. Самоорганизация в радиационной физике: Монография. Киев: ООО “Видавництво “Аспект-Поліграф”. 2004. 240 с.
137. Volodymyr Gnatyuk. In/ $CdTe/Au$ $p-n$ junction-diode X/γ -ray detectors formed by frontside laser irradiation doping. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment*. **1029**. 11 April 2022. 166397. <https://doi.org/10.1016/j.nima.2022.166397>.
138. Мазур Т. М., Сльотов М. М., Сльотов О. М., Мазур М. П. Світловипромінювачі на основі $CdTe$, легованих ізовалентними домішками. *Фізика і хімія твердого тіла*. 2022. **23**, № 2. С. 317-321.
139. Г.С. Хрипунов, Г.І. Копач, Р.В. Зайцев, А.І. Доброжан, М.М. Харченко. Гнучкі сонячні елементи на основі базових шарів $CdTe$, отриманих методом магнетронного розпилення. *Ж. нано-електрон. фіз.* 2017. **9**, № 2. 02008-1 - 02008-5, DOI 10.21272/jner.9(2).02008.
140. М. Г. Хрипунов, Г. С. Хрипунов, А. І. Доброжан, Т. М. Шелест, С. С. Кривоніс. Метод активації плівок телуриду кадмію для формування ефективних сонячних елементів. *Вісник Національного технічного університету "ХПІ". Сер.: Нові рішення в сучасних технологіях: зб. наук. пр. Харків: НТУ "ХПІ". 2022. № 1 (11). С. 23-29. doi.org/10.20998/2413-4295.2022.01.04.*
141. Г. С. Хрипунов, А. В. Меріуц, А. І. Доброжан, М. Г. Хрипунов, Т. М. Шелест. Вплив «хлоридних» обробок на ефективність сонячних елементів на основі плівок телуриду кадмію, отриманих методом сублімації в замкнутому об'ємі. *Відновлювана енергетика*. 2022. №1. [https://doi.org/10.36296/1819-8058.2022.1\(68\)](https://doi.org/10.36296/1819-8058.2022.1(68)).

Інститут фізики напівпровідників
ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
41, проспект Науки,
03680 Київ, Україна

Отримано 22.08.2022