

Особливості впливу невеликих доз високоенергетичного гамма-випромінювання на фотоелектричні та спектральні характеристики структур власний оксид-InSe

О.М. Сидор*, О.А. Сидор, З.Д. Ковалюк

Чернівецьке відділення Інституту проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України,
вул. Ірини Вільде, 5, 58001 Чернівці, Україна

(Одержано 08.11.2017, опубліковано online 29.04.2018)

У роботі досліджено вплив малих доз ($D \leq 140$ Гр) гальмівних гамма-квантів ($E_{\text{еф}} \approx 3$ МеВ) у діапазоні флюенсів 10^{12} - 10^{13} см $^{-2}$ на фотоелектричні та спектральні параметри двох типів гетероструктур (ГС) власний оксид-*p*-InSe, сформованих короткочасним (1 година) та довготривалим (96 годин) термічним окисленням. Спектри фотовідгуку $\eta(h\nu)$ не показали суттєвих змін форми чи енергетичного положення з опроміненням. Спостерігалися тільки позитивний ріст абсолютних значень фотоструму та поява екситонного максимуму при кімнатній температурі. Показано, що оба типи ГС продемонстрували тенденцію до покращення параметрів. Так, зросла крутизна довгохвильової границі спектрів фотовідгуку, збільшились монохроматичні ампер-ватні S_I та вольт-ватні S_U чутливості, напруга холостого ходу $U_{\text{ох}}$ та струм короткого замикання $J_{\text{кз}}$. Вплив радіації проявляється в появі простих точкових дефектів вакансійної природи та їх взаємодії з дефектною структурою шаруватого напівпровідника при мінімальном впливі на плівку його власного оксиду.

Ключові слова: Шаруватий напівпровідник, Селенід індію, Гамма-випромінювання, Термічне окислення, Власний оксид, Гетероструктура, Фотовідгук.

DOI: [10.21272/jnep.10\(2\).02023](https://doi.org/10.21272/jnep.10(2).02023)

PACS numbers: 81.65.Mq, 78.20. - e, 78.56. - a, 61.80.Ed

1. ВСТУП

У більшості випадків структури на основі кремнію – найпоширенішого напівпровідника сучасної електроніки – не задовольняють критеріїв радіаційної стійкості і швидко деградують при відносно помірних дозах радіації [1]. У цьому аспекті значний інтерес викликають кристали групи A^3B^6 , зокрема селенід індію. Вони кристалізуються в шаруваті структури, що зумовлює не тільки значну анізотропію фізичних властивостей, але також породжує величезну кількість власних дефектів (до 10^{18} см $^{-3}$). Останнє визначає аномально високий радіаційний ресурс цих речовин [2].

Завдяки порівняно невеликому значенню коефіцієнта поглинання ($\alpha \sim 10^3$ см $^{-1}$) у порівнянні з іншими напівпровідниками (наприклад, $\sim 10^4$ - 10^5 см $^{-1}$ для Ge і Si) можливе більш глибоке проникнення падаючого випромінювання в структуру, що дозволяє формувати на основі кристалів InSe високоефективні гетеропереходи. InSe є багатообіцяючим матеріалом для створення фотодіодів [3], великорозмірних датчиків зображення [4], польових транзисторів [5], застосування в нанотехнологіях [6].

Ширина забороненої зони InSe ($E_g \approx 1,2$ еВ) знаходиться в області частот генерації лазерів, що працюють у інфрачервоному діапазоні спектру. Крім того, дуже важливим є наявність у цьому напівпровіднику швидкого центру рекомбінації з великим періодом захоплення ($\sim 10^{-16}$ см 2) [7], що робить можливим реєструвати на його основі короткі лазерні імпульси.

Завдяки наявності анізотропії хімічних зв'язків всередині і між шарами легко отримати досконалу у геометричному сенсі поверхню сколу кристалів A^3B^6 ,

яка характеризується низькою густиною поверхневих станів і є інертною до сорбції сторонніх атомів з атмосфери. Це дозволяє формувати на даній поверхні за допомогою технологічно простого і дешевого методу термічного окислення оксидні плівки. Плівка власного оксиду на InSe є широкозонним напівпровідником, прозора у видимій і ближній ультрафіолетовій областях, володіє високою електропровідністю та механічною міцністю, а ГС власний оксид – InSe є високоефективним фотоперетворювачем з к.к.д., що сягає 6 % [8]. Власна оксидна плівка відіграє і іншу важливу роль по мінімізації густини поверхневих електронних станів, які є визначальними в процесах переносу заряду через міжфазні границі.

Однак існує недостатня кількість робіт, присвячених вивченню впливу високоенергетичного випромінювання, зокрема гамма-квантів, на властивості приладів на основі InSe, оскільки об'єктами дослідження переважно ставали бар'єри Шоттки [9, 10] чи сам шаруватий кристал [11, 12]. Крім того, переважна більшість таких даних отримувалася при значних флюенсах та високих дозових навантаженнях. У той же час, за реального сценарію роботи, напівпровідникові структури піддаються дії малих інтенсивностей і потоків частинок, коли спостерігаються зовсім інші ефекти. Тому необхідно досліджувати і початкові ефекти опромінення фотодіодів на основі InSe з метою визначення та деталізації механізмів процесів, що при цьому відбуваються.

Метою даної статті є вивчення впливу опромінення гамма-квантами на фотоелектричні та спектральні характеристики ГС, компонентами яких є шаруватий кристал InSe та плівка його власного оксиду, отримана різною тривалістю термічного окислення. Це з практичної точки зору є важливим для

* sydor.oleh@gmail.com

формування класу нових радіаційно-стійких напівпровідникових приладів, придатних для оптико- та фотоелектроніки.

2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для досліджень використовувались кристали InSe <Cd>. Вони вирощувались методом Бріджмена з нестехіометричного складу компонент та володіли p -типом провідності з наступними параметрами при кімнатній температурі: $p = (1-5) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$; $\mu_p = 40-50 \text{ см}^2 \cdot \text{В}^{-1} \cdot \text{с}^{-1}$. Концентрація носіїв та їх рухливість визначались з кінетичних вимірювань ефекту Холла. З порізаного на шайби зливку за допомогою леза виготовлялись плоскопаралельні пластинки розміром $12 \times 6 \times 0,3 \text{ мм}^3$. Їх розміщували в електропечі при температурі $420 \text{ }^\circ\text{C}$ та вільного доступу повітря. Тривалість окислення складала 1 годину (короткочасне) та 96 годин (довготривале) для двох груп зразків, відповідно. Кольорові властивості оксидних плівок на підкладках InSe варіювались від прозорого до темнофіолетового в залежності від параметрів процесу окислення, а саме його тривалості, й свідчили про різну товщину окислу. Товщина плівок, яка оцінювалась за допомогою лазерного еліпсометра ЛЭФ-3М, складала ~ 10 і 100 нм при окисленні упродовж 1 та 96 годин, відповідно. Потім окислені пластинки розщеплювались пополам та обрізались по периметру. Кінцеві розміри створених ГС складала $5 \times 5 \times 0,1 \text{ мм}^3$. Їх схематичне та реальне зображення приведені на рисунку 1 а, б, відповідно. Для контактів використовувався чистий індій.

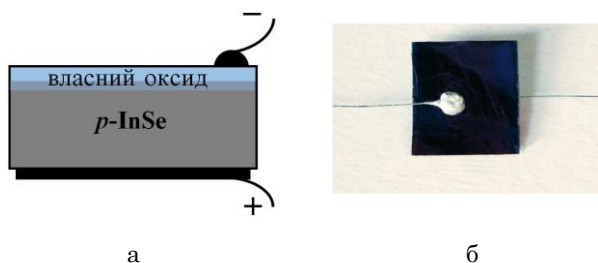


Рис. 1 – Схематичне (а) та реальне (б) зображення ГС власний оксид-InSe

Опромінення ГС власний оксид-InSe проводилось гальмівними гамма-квантами (енергія $1-11,5 \text{ MeV}$ при максимумі 3 MeV) на електростатичному лінійному прискорювачі КУТ-30 у діапазоні флюенсів від 10^{12} до 10^{13} см^{-2} , що відповідало дозам $14 \text{ Гр}-140 \text{ Гр}$. Температура зразків при опроміненні не перевищувала $25 \text{ }^\circ\text{C}$.

Топологію поверхні окислених кристалів досліджували за допомогою атомно-силової мікроскопії (АСМ) на мікроскопі Nanoscope IIIa Dimension 3000 SPM.

Вимірювання спектрів фотоструму ГС власний оксид-InSe проводилося на монохроматорі МДР-23. Спектральний розподіл фотовідгуку визначався відношенням фотоструму до числа падаючих фотонів. Розгортка спектру здійснювалася з кроком, що не перевищував 200 нм . Спектральні параметри визначались на цій же установці.

Фотоелектричні параметри вивчались на стандар-

тному стенді, де джерелом світла служила вольфрамова лампа. Густина потоку світлового випромінювання, що падав на поверхню досліджуваних структур, контролювалась каліброваним кремнієвим сонячним елементом і складала 100 мВт/см^2 .

Усі виміри проводились при кімнатній температурі.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Відомо [13, 14], що при взаємодії кисню з повітря з нагрітими кристалами InSe на їх поверхні утворюється плівка власного оксиду. Зрозуміло, що її характеристики залежать від температурно-часових режимів термічного окислення, які можна задавати в широких межах. Змінюючи ці режими, можна керувати властивостями плівок, а отже, і параметрами структури власний оксид-шаруватий напівпровідник з метою отримання p - n -переходу із високим значенням потенціального бар'єру.

Процес окислення поверхні InSe потрібно розглядати як еволюційний процес, який проходить у такій послідовності:

1. Витіснення селену киснем з кристалічної ґратки.
 2. Окислення халькогену і випаровування легких сполук.
 3. Утворення кристалічного In_2O_3 .
 4. Рекристалізація In_2O_3 в процесі тривалого відпалу.
- Зрозуміло, що морфологічні особливості поверхні окисної плівки InSe зазнають суттєвих змін у залежності від технологічних умов термічного окислення. З цією метою, використовуючи АСМ, ми дослідили поверхневу топологію власних оксидів, сформованих короткочасним і довготривалим окисленням кристалів InSe (рис. 2). Для окисленого впродовж 1 години зразка (рис. 2а) характерна велика кількість кристалітів In_2O_3 (світлі ділянки). Їх поверхнева густина складає $\sim (6-8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Статистичний аналіз показав, що висота переважаючого числа кристалітів оксиду знаходиться у межах $0,8 \div 2,5 \text{ нм}$. Середньоарифметичне значення шорсткості R_a складало $0,63 \text{ нм}$. Також для цього режиму окислення характерною є неокислена поверхня, яка на АСМ-зображенні відповідає темним ділянкам.

При збільшенні часу окислення до 96 годин формується однорідний ансамбль кристалітів In_2O_3 з індивідуальними розмірами зерен $25 \div 30 \text{ нм}$, що покриває всю поверхню шаруватого кристалу (рис. 2б). Через збільшення максимального перепаду рельєфу по висоті зростає параметр R_a до $2,03 \text{ нм}$. Поверхнева густина кристалітів суттєво не зросла та не перевищувала $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, оскільки збільшились їх латеральні розміри. Морфологія поверхні власного оксиду у випадку довготривалого окислення визначалася в основному процесами рекристалізації.

Для опромінених зразків змін на АСМ-зображеннях не зафіксовано, оскільки ні тип випромінювання, ні флюенс, ні енергія не могли бути причиною генерації великомасштабних дефектів та, відповідно, трансформації топології поверхонь плівок власного оксиду.

Спектри фотовідгуку $\eta(h\nu)$ ГС власний оксид- p -InSe приведені на рис. 3. Вони мають вигляд характерної для гетеропереходів смуги, обмеженої з двох

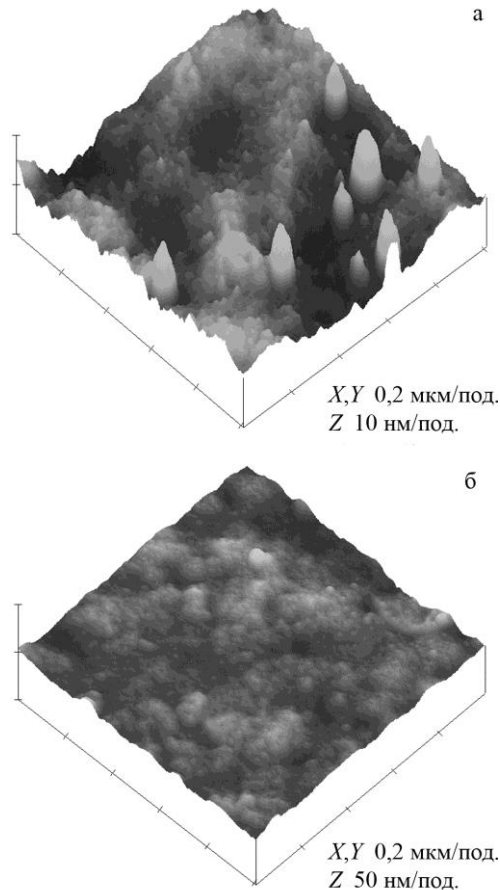


Рис. 2 – АСМ-зображення окислених впродовж 1 години (а) та 96 годин (б) поверхні InSe (0001)

сторін. Довгохвильова границя спектрів пов'язана з поглинанням світла в шаруватому напівпровіднику і є ідентичною для всіх структур. Для неї характерний експоненціальний ріст. Цьому зростанню можна зіставити крутизну S

$$S = \frac{d \ln \eta}{dh\nu}, \quad (1)$$

Значення S_{InSe} у спектральному діапазоні $1,2 \leq \lambda \leq 1,24$ мкм склали 76 і 91 eV^{-1} для ГС, отриманих короткочасним і довготривалим окисненням, відповідно (табл. 1). Отримані високі значення крутизни дозволяють стверджувати, що довгохвильова границя спектрів фотовідгуку визначається прямими міжзонними переходами в InSe. Параметр S пов'язаний з загальною структурною досконалістю кристала і, відповідно, є чутливим до різного роду порушень кристалічної ґратки. З опроміненням крутизна спектрів $\eta = f(h\nu)$ тільки покращувалася (таблиця 1). Це може бути пов'язано зі звільненням кристалічної структури шаруватого напівпровідника від дрібномасштабних порушень.

Для опромінених ГС положення довгохвильової границі спектрів фотовідгуку не змінювалося. Але цікавим є факт появи в цій області невеликого екситонного піку. Крім того, спостерігалось його зростання зі збільшенням флюенса (рис. 3 вставка) при незмінному енергетичному положенні (зміщення складало декілька меВ). Значення екситонного максимуму знаходилось при $E_{ex} = 1,256 \pm 1,257$ еВ (таблиця 1). Якщо скористатися величиною енергії зв'язку екситона $E_b = 14,4$ меВ [15], то з виразу

$$E_g = E_{ex} + E_b \quad (2)$$

можна вирахувати значення E_g для випадку прямої структури енергетичних зон в InSe. Для досліджуваних ГС воно дорівнює $E_g^{dir} \text{ InSe} = 1,270 \pm 0,001$ еВ і узгоджується з рядом літературних даних [15, 16], згідно яких E_g селеніда індію знаходиться у межах $1,25 \pm 1,28$ еВ. Факт спостереження при кімнатній температурі тонкої структури спектру говорить про значний час життя екситона у шаруватому кристалі, що свідчить про низьку концентрацію неконтрольо-

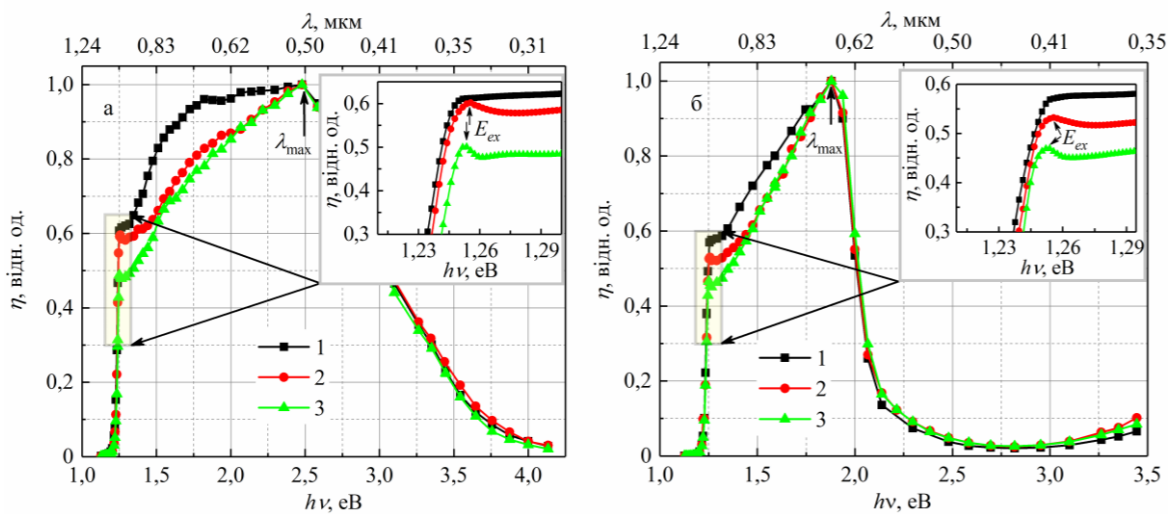


Рис. 3 – Спектри фотовідгуку вихідних та опромінених ГС власний оксид-*p*-InSe створених короткочасним (а) та довготривалим (б) окисненням шаруватого кристалу (1 – неопромінені зразки; 2 – опромінені флюенсом 10^{12} cm^{-2} ; 3 – опромінені флюенсом 10^{13} cm^{-2})

Таблиця 1 – Фотоелектричні та спектральні параметри вихідних та опромінених ГС власний оксид-InSe

Флюенс, см ⁻²	U_{xx} , В	$J_{кс}$, мА/см ²	$S_{I_{dmax}}$, А/Вт	$S_{U_{dmax}}$, В/Вт	$ S_{InSe} $, еВ ⁻¹	E_{ex} , еВ	$ S_{ox} $, еВ ⁻¹	$\delta_{1/2}$, еВ	λ_{max} , мкм	$\Delta\lambda$, мкм
короткочасне окислення										
0	0,35	2,7	0,16	1,9·10 ³	76	–	3,1	1,82	0,50	0,33–1,01
10 ¹²	0,36	2,8	0,18	2,5·10 ³	78	1,257	3,2	1,83	0,50	0,33–1,01
10 ¹³	0,37	2,9	0,20	2,8·10 ³	84	1,253	3,5	1,70	0,50	0,34–1,01
довготривале окислення										
0	0,53	3,9	0,25	4,3·10 ³	91	–	10,4	0,77	0,66	0,56–1,01
10 ¹²	0,54	4,1	0,33	4,7·10 ³	92	1,256	10,0	0,76	0,66	0,55–1,01
10 ¹³	0,55	4,2	0,37	5,1·10 ³	94	1,254	9,9	0,67	0,66	0,55–1,01

ваних домішок і дефектів [17] та додатково вказує на малу кількість структурних порушень на гетерограніці. В [18] показано, що пік у довгохвильовій області пов'язаний з екситонними переходами спостерігається в спектрах фотопровідності шаруватих напівпровідників тільки високої якості. І навпаки, у недосконалих кристалах чи структурах на їх основі екситонний пік “розмивається” і щезає. Робимо висновок, що з опроміненням відбувалося суттєве зменшення кількості власних структурних дефектів InSe, тобто їх “заліковування” за рахунок радіаційного відпалу. Даний факт узгоджується з поведінкою параметра S (див. вище). Отже, екситонна фоточутливість у ГС на основі анізотропних кристалів може служити індикатором покращення їх структурної досконалості.

Для енергій $h\nu \geq E_g$, тобто більших 1,27 еВ, у спектрах фотовідгуку ГС власний оксид-*p*-InSe спостерігається зростання фоточутливості зі збільшенням енергії фотонів (рис. 3) викликане монотонним ростом коефіцієнта поглинання світла в шаруватому напівпровіднику.

Розглянемо протилежну частину спектрів фотовідгуку. Короткохвильовий спад η має складний характер та викликаний поглинанням фотонів у плівці власного оксиду, яка відіграє роль “широкозонного вікна”. При короткочасному окисненні ГС володіють значною чутливістю навіть до ультрафіолетової області спектра ($\lambda \cong 300$ нм) (рис. 3а). Різке зниження фотовідгуку проявляється при $h\nu > 2,8$ еВ, а енергетичне положення короткохвильового краю припадає на 3,5-3,6 еВ. Оскільки оксиди селену легко сублімують при температурах вище 100 °С, то хімічна природа власного оксиду, отриманого при температурі 420 °С, відповідає сполучі In₂O₃ [13]. Дійсно, згідно літературних джерел, ширина забороненої зони триоксиду індію становить 3,1-3,7 еВ [14]. Величина поверхневого опору плівок власного оксиду InSe, як показали наші додаткові вимірювання, знаходилася у межах 260÷290 Ω/□ для серії зразків отриманих окисленням упродовж години. Низькі значення поверхневого опору та концентрація електронів (визначалась з холлівських вимірювань), що складала $\sim 10^{19}$ см⁻³ (при $T = 293$ К), доводять металічну провідність отриманих плівок. Довготривале окислення вже не приводило до суттєвої зміни опору, який стабілізувався на величині 180÷200 Ω/□.

Перехід від короткочасного до довготривалого окислювання супроводжувався утворенням нової

фази у власному оксиді, яка є проміжним шаром між InSe та In₂O₃. На спектральних залежностях це відображається у появі чіткого високоенергетичного спаду фотовідгуку при $h\nu \cong 2,0$ еВ (рис. 3б). Існування цієї фази, що відповідає сполучі In₂(SeO₄)₃, підтверджено експериментальними даними по окисненню селеніду індію [13]. Її поява є результатом сповільнення дифузії як кисню в кристал InSe через фронтальну плівку триоксиду індію, так і халькогену з шаруватого напівпровідника через оксид In₂O₃. Спостереження у даному типі ГС фотоструму для довжин хвиль $\lambda \leq 0,58$ мкм можна пояснити відносно малою товщиною оксидного шару. Необхідно відмітити, що ріст оксиду нелінійний з часом: чим довша тривалість окислення, тим менший приріст його товщини.

Різкий край спектрів фоточутливості в області високих енергій якісно показує, що вирощені плівки власного оксиду мають високу якість і кристалічну структуру та володіють напівпровідниковими властивостями. Крутизна даного краю відрізняється для досліджуваних груп зразків: параметр S_{ox} гірший для ГС, отриманих окисленням упродовж години (табл. 1). Це може пояснюватися різницею на порядок у товщині плівок. Дія гамма-квантів приводить до того, що крутизна короткохвильового краю спектрів $\eta(h\nu)$ зазнала мінімального падіння (4-5 %) тільки для ГС, отриманих довготривалим окисленням (табл. 1). Це можна пов'язати з реакцією на опромінення проміжної фази In₂(SeO₄)₃ у власному оксиді, яка, найімовірніше, володіє діелектричними властивостями [19].

І дійсно, наші експериментальні результати по гамма-опроміненню плівок власного оксиду InSe, отриманих методом термічного окислення, показують, що їх радіаційна стійкість є винятково високою і порівняною з металами [20]. Крім того, в статті [21] додатково підтверджено стабільність параметрів плівок In₂O₃:SnO₂ до дії високих флюенсів протонів.

ГС володіють спектральним розподілом чутливості $\Delta\lambda$ (не менше 10 % від її максимального значення) у діапазоні від 0,33-1,01 та 0,56-1,01 мкм з максимумами при $\lambda_{max} = 0,50$ та $\lambda_{max} = 0,66$ мкм, відповідно, для зразків отриманих короткочасним і довготривалим окисленням (рис. 3). Для опромінених структур положення максимуму λ_{max} не змінювалося, спостерігаються тільки мінімальні зміни параметра $\Delta\lambda$ за рахунок поведінки спектрів фотовідгуку в об-

ласті коротких хвиль (таблиця 1). Тобто, навіть для максимального флюенса швидкість поверхневої рекомбінації носіїв суттєво не змінюється (ϵ стала). У нашому випадку роль поверхні відіграє границя геропереходу.

У випадку спектрального параметра $\delta_{1/2}$, який характеризував ширину спектру на його напіввисоті (рис. 3), його зміна, а саме зменшення, наступала при флюенсі 10^{13} см^{-2} (таблиця 1). Це пов'язано з падінням амплітуди низькоенергетичного краю спектру фотовідгуку ($h\nu \geq E_g$) по відношенню до амплітуди спектру при λ_{max} (рис. 3б). Звуження спектрів фотовідгуку на їх напіввисоті складало 120 та 100 мЕВ для ГС, отриманих короткочасним і довготривалим окисненням, відповідно (таблиця 1). У той же час, абсолютна величина фотоструму досліджуваних зразків з опроміненням тільки збільшувалася, що може бути пов'язане зі збільшенням дифузійної довжини фотоносіїв, а відповідно, і з більшим числом носіїв, що не встигли прорекомбінувати в об'ємі кристалу і дали вклад у фотовідгук. Тому монохроматичні ампер-ватна $S_{I_{\text{dmax}}}$ і вольт-ватна чутливості $S_{U_{\text{dmax}}}$ опроміненних ГС власний оксид-*p*-InSe покращувалися. Ці чутливості були розраховані як відношення фотоструму (фотонапруги) до потужності потоку монохроматичного випромінювання на довжині хвилі, що відповідає максимуму спектральної чутливості λ_{max} . Так, для максимального флюенса ріст спектральних параметрів $S_{I_{\text{dmax}}}$ та $S_{U_{\text{dmax}}}$ склав 25 % та 47 % у випадку структур, отриманих окисненням упродовж години (таблиця 1). Для ГС, отриманих довготривалим окисненням, цей ріст склав 48 % та 19 %, відповідно (таблиця 1).

Поведінка таких фотоелектричних параметрів як напруги холостого ходу U_{xx} та струму короткого замикання $J_{\text{кз}}$ після гамма-опромінення флюенсами 10^{12} - 10^{13} см^{-2} була аналогічною до величин SU та S_I , тобто тільки покращувалась (таблиця 1).

Опромінена за аналогічних умов контрольна структура на основі кремнію In_2O_3 -Si продемонструвала відчутну деградацію спектральних та фотоелектричних параметрів. Так, її фоточутливість знизилась у 3 рази при опроміненні флюенсом 10^{13} см^{-2} . Це ж стосується величин U_{xx} та $J_{\text{кз}}$: їх зменшення складало 4 та 39 %, відповідно.

Процеси, які відбуваються при опроміненні досліджуваних зразків бачаться наступними. Оскільки гамма-випромінювання характеризується значною проникною здатністю, і до того ж, товщина зразків незначна, то можна вважати, що генерація радіаційних дефектів є рівномірною по всьому об'єму монокристала. Останні можна представити як просторовий розподіл простих точкових дефектів, в основному, нерівноважних пар Френкеля. У шаруватих кристалах простими дефектами є вакансії атомів і атоми халькогена в міжвузлях. Через слабший зв'язок селену в ґратці виникнення саме вакансій V_{Se} , які відіграють роль центрів фоточутливості в InSe, характеризується найбільшою ймовірністю. З іншого боку, шаруваті кристали містять ще неконтрольовані домішки, наприклад, атоми надстехіометричного індію, які мають тенденцію до розташування головним чином між шарами. Тому з опромінен-

ням відбуваються процеси асоціації In_i з V_{In} та, в меншій степені, Se_i з V_{Se} . Як наслідок, більшість радіаційних точкових дефектів бере участь у "заліковуванні" початкових дефектів росту, що веде до суттєвого поліпшення досконалості кристалічної ґратки. Це знаходить підтвердження у роботах [12, 22]. Отже, факт покращення параметрів ГС власний оксид-*p*-InSe дозволяє стверджувати, що густина створених гамма-квантами у діапазоні флюенсів 10^{12} - 10^{13} см^{-2} радіаційних дефектів у шаруватому кристалі є набагато нижчою густини його власних структурних дефектів.

4. ВИСНОВКИ

Визначено дію на спектральні та фотоелектричні параметри ГС власний оксид-*p*-InSe низьких доз гамма-квантів ($14 \text{ Гр} \leq D \leq 140 \text{ Гр}$) з ефективною енергією 3 МеВ. Досліджено два типи структур, які отримані термічним окисненням шаруватого напівпровідника при $T = 420 \text{ }^\circ\text{C}$ упродовж 1 та 96 годин. Довготривале окисдування забезпечувало ГС вищу фоточутливість, кращі фотоелектричні параметри, але вузький спектральний діапазон, що зв'язано з утворенням додаткової фази $\text{In}_2(\text{SeO}_4)_3$ у власному оксиді, яка, найімовірніше, володіє діелектричними властивостями. При короткочасному окисдуванні плівка власного оксиду відповідає сполучі In_2O_3 . Особливої різниці у реакції ГС обох типів на опромінення не зафіксовано. Показано, що радіаційна стійкість досліджуваних структур визначається в першу чергу стійкістю до гамма-квантів шаруватого напівпровідника, оскільки плівки власного оксиду виявляються малочутливими до випромінювання у діапазоні флюенсів 10^{12} - 10^{13} см^{-2} . Спектральний контур фотовідгуку опроміненних ГС власний оксид-*p*-InSe залишається у цілому практично незмінним. Виключеннями стали: ріст абсолютних величин фотоструму; поява екситонного максимуму при $h\nu \approx 1,25 \text{ еВ}$, пов'язаного з екситонною фотопровідністю; невелике звуження ширини спектра на його напіввисоті для максимального флюенса. Для опромінених зразків спостерігалось поліпшення їх фотоелектричних та спектральних характеристик: крутизна довгохвильового краю спектра $\eta(h\nu)$, монохроматичних ампер-ватної $S_{I_{\text{dmax}}}$ та вольт-ватної $S_{U_{\text{dmax}}}$ чутливостей, напруги холостого ходу U_{xx} та струму короткого замикання $J_{\text{кз}}$.

Для опроміненних ГС змін на АСМ-зображеннях окислених поверхонь зафіксовано не було.

Запропоновано фізичну модель електронних процесів, що спостерігаються у даних *p-n*-переходах при гамма-опроміненні: на фоні утворення точкових дефектів відбувається суттєве покращення досконалості кристалічної ґратки шаруватого селеніду індію внаслідок ефективного "заліковування" власних структурних дефектів.

Показано, що за аналогічних умов опромінення характеристики тестового кремнієвого фотоперетворювача In_2O_3 -Si погіршувалися. Отже, тенденція до покращення параметрів обох типів ГС на основі шаруватого напівпровідника власний оксид-*p*-InSe при впливі високоенергетичних гамма-квантів доводить їх значну радіаційну стійкість та відкриває нові можливості практичної експлуатації у радіаційних середовищах.

Особенности влияния небольших доз высокоэнергетического гамма-излучения на фотоэлектрические и спектральные характеристики структур собственный оксид-InSe

О.Н. Сидор, О.А. Сидор, З.Д. Ковалюк

Черновицкое отделение Института проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины, ул. Ирины Вильдэ, 5, 58001 Черновицы, Украина

В работе исследовано влияние малых доз ($D \leq 140$ Гр) тормозных гамма-квантов ($E_{\text{эфф}} \cong 3$ МэВ) в диапазоне флюенсов 10^{12} - 10^{13} см⁻² на фотоэлектрические и спектральные параметры двух типов гетероструктур (ГС) собственный оксид-p-InSe, сформированных кратковременным (1 час) и длительным (96 часов) термическим окислением. Спектры фотоответа $\eta(h\nu)$ не показали существенных изменений формы или энергетического положения с облучением. Наблюдались только положительный рост абсолютных значений фототока и появление экситонного максимума при комнатной температуре. Показано, что оба типа ГС продемонстрировали тенденцию к улучшению параметров. Так, выросла крутизна длинноволновой границы спектров фотоответа, увеличились монохроматические амперваттные S_I и вольт-ваттные S_V чувствительности, напряжение холостого хода U_{oc} и ток короткого замыкания J_{sc} . Влияние радиации проявляется в появлении простых точечных дефектов вакансионной природы и их взаимодействии с дефектной структурой слоистого полупроводника при минимальном воздействии на пленку его собственного оксида.

Ключевые слова: Слоистый полупроводник, Селенид индия, Гамма-излучение, Термическое окисление, Собственный окисел, Гетероструктура, Фотоответ.

Features of the Influence of High-energy Gamma-irradiation Small Doses on the Photoelectric and Spectral Characteristics of Intrinsic Oxide-InSe Structures

O.M. Sydor, O.A. Sydor, Z.D. Kovalyuk

Chernivtsi Department of the Institute of Materials Science Problems, 5, Iryny Vil'de Str., 58001 Chernivtsi, Ukraine

In this article, the influence of small doses ($D \leq 140$ Gy) of bremsstrahlung gamma-quanta ($E_{\text{eff}} \cong 3$ MeV) with the fluences 10^{12} - 10^{13} cm⁻² on photoelectric and spectral parameters of two types of intrinsic oxide-InSe heterostructures (HSs) obtained after the short-term (60 min) and long-term (96 h) oxidation are studied. The photoresponse spectra $\eta(h\nu)$ did not show essential changes of the shape or the energy position with irradiation. Only positive increase of the absolute values of photocurrent and the appearance of the exciton maximum at room temperature were observed. It was shown that the both types of the HSs demonstrated a tendency to improving their parameters. Thus, the slope of the long-wave edge of the photoresponse spectra was increased, current S_I and voltage S_V monochromatic sensitivities and open circuit voltage U_{oc} , short-circuit current J_{sc} were increased too. The effect of irradiation results in the appearance of simple point defects of vacancy nature, their interaction with the defect structure of the layered semiconductor at minimum effecting gamma-quanta on the intrinsic oxide of the layered crystal.

Keywords: Layered semiconductor, Indium selenide, Gamma-irradiation, Thermal oxidation, Intrinsic oxide, Heterojunction, Photoresponse.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. C. Claeys, E. Simoen, *Radiation effects in advanced semiconductor materials and devices* (Berlin: Springer: 2002).
2. *Диэлектрики и полупроводники в детекторах излучения* (Ред. Ю.В. Малюкин) (Харьков: Институт монокристаллов: 2006) (*Dielektriki i poluprovodniki v detektorakh izlucheniya* (Red. Yu.V. Maluyukin) (Khar'kov: Institut monokristallov: 2006)) [In Russian].
3. S. Shigetomi, T. Ikari, *J. Appl. Phys.* **88** No 3, 1520 (2000).
4. S. Lei, F. Wen, B. Li, Q. Wang, Y. Huang, Y. Gong, Y. He, P. Dong, J. Bellah, A. George, L. Ge, J. Lou, N.J. Halas, R. Vajtai, P.M. Ajayan, *Nano Lett.* **15**, 259 (2015).
5. P.-H. Ho, Yi.-R. Chang, Yu.-Ch. Chu, M.-K. Li, Ch.-A. Tsai, W.-H. Wang, C.-H. Ho, C.-W. Chen, Po.-W. Chiu, *ACS Nano* **11**, 7362 (2017).
6. K.H. Park, K. Jang, S. Kim, H.J. Kim, S.Uk Son, *J. Am. Chem. Soc.* **128**, 14780 (2006).
7. A.G. Kyazym-zade, A.A. Agaeva, V.M. Salmanov, A.G. Mokhtari, *Techn. Phys.* **52** No 12, 1611 (2007).
8. З.Д. Ковалюк, О.Н. Сидор, *Альтернативная энергетика и экология* **10**, 23 (2006) (Z.D. Kovalyuk, O.N. Sidor, *Al'ternativnaya energetika i ekologiya* **10**, 23 (2006)) [In Russian].
9. Д.Ш. Абдинов, К.А. Аскеров, В.И. Гаджиева, *Прикладная физика* **5**, 106 (2008) (D.Sh. Abdinov, K.A. Askerov, V.I. Gadzhieva, *Prikladnaya fizika* **5**, 106 (2008)) [In Russian].
10. К.А. Аскеров, В.И. Гаджиева, Д.Ш. Абдинов, *Прикладная физика* **5**, 109 (2008) (K.A. Askerov, V.I. Gadzhieva, D.Sh. Abdinov, *Prikladnaya fizika* **5**, 109 (2008)) [In Russian].
11. K.A. Askerov, V.I. Gadzhieva, B.Sh. Barkhalov, *High Energ. Chem.* **44** No 2, 105 (2010).
12. Yu. Zhirko, N. Skubenko, Z. Kovalyuk, O. Sydor, *J. Mater. Sci. Eng. A* **3** No 3, 162 (2013).
13. O.A. Balitskii, N.N. Berchenko, V.P. Savchyn, J.M. Stakhira, *Mater. Chem. Phys.* **65**, 130 (2000).
14. T. Siciliano, M. Di Giulio, M. Tepore, A. Genga, G. Micocci, A. Tepore, *Thin Solid Films* **520** No 7, 2455 (2012).
15. O. Madelung, *Semiconductors: Data Handbook. III-VI*

- compounds* (Berlin: Springer: 2004).
16. A. Politano, D. Campi, M. Cattelan, I.B. Amara, S. Jaziri, A. Mazzotti, A. Barinov, B. Gürbulak, S. Duman, S. Agnoli, L.S. Caputi, G. Granozzi, A. Cupolillo, *Sci. Rep.* **7**, 3445 (2017).
 17. M. Kundakçi, B. Gürbulak, S. Doğan, A. Ateş, M. Yildirim, *Appl. Phys. A* **90**, 479 (2008).
 18. O.Z. Alekperov, M.O. Godjaev, M.Z. Zarbaliev, R.A. Suleimanov, *Solid State Commun.* **77** No 1, 65 (1991).
 19. Z.D. Kovalyuk, O.N. Sydor, V.N. Katerinchuk, V.V. Netyaga, *Semiconductors* **41** No 9, 1056 (2007).
 20. О.М. Сидор, О.А. Сидор, *Науково-технічна конференція – Фізика, електроніка, електротехніка (ФЕЕ-2016)*, 147 (Суми: СумДУ: 2016) (O.M. Sydor, O.A. Sydor, *Naukovo-tehnichna konferentsiya – Fizyka, elektronika, elektrotehnika (FEE-2016)*, 147 (Sumy: SumDU: 2016)) [In Ukrainian].
 21. D.V. Morgan, A. Salehi, Y.H. Aliyu, R.W. Bunce, D. Diskett, *Thin Solid Films* **258** No 1-2, 283 (1995).
 22. T.D. Ibragimov, E.A. Dzhafarova, Z.B. Safarov, *Semiconductors* **36** No 7, 805 (2002).