

ДОСЛІДЖЕННЯ Х-СТИМУЛЬОВАНОЇ ЕВОЛЮЦІЇ ДЕФЕКТІВ У КРИСТАЛАХ *p*-Si МЕТОДОМ ЄМНІСНО-МОДУЛЯЦІЙНОЇ СПЕКТРОСКОПІЇ

Б. В. Павлик, Д. П. Слободзян, Р. М. Лис, Й. А. Шикоряк, Р. І. Дідик
*Львівський національний університет імені Івана Франка, факультет електроніки,
вул. Тарнавського, 107, Львів, 79005, Україна*
(Отримано 05 вересня 2014 р.; в остаточному вигляді — 30 жовтня 2014 р.)

Представлено дослідження дефектів, яким відповідають глибокі енергетичні рівні в забороненій зоні кремнію за допомогою ємнісно-модуляційної спектроскопії та описано їх еволюцію під дією Х-опромінення. Установлено величину граничної дози ($D < 500$ Гр) перебудови ростових структурних дефектів у кристалах *p*-Si за механізмом Уоткінса.

Ключові слова: кремній, Х-опромінення, ємнісно-модуляційна спектроскопія.

PACS number(s): 61.72.Uf, 73.40.Qv, 78.70.-g

I. ВСТУП

На сьогодні ємнісні методики, зокрема DLTS-метод (Deep Level Transient Spectroscopy), є одними з висококоefficientних методів дослідження глибоких рівнів (ГР) у забороненій зоні напівпровідникових бар'єрних структур. За допомогою DLTS можна вивчати процеси емісії та захоплення носіїв заряду у квантові ями, квантові точки. За допомогою даних DLTS визначають розриви валентної та зони провідності в напівпровідникових квантово-розмірних гетероструктурах на основі сполук $A^{III}B^V$ і $A^{II}B^{VI}$, а також у системі SiGe [1–3]. Використання методу зарядової спектроскопії ГР (Q-DLTS) дає змогу спостерігати захоплення і викид носіїв на рівні розмірного квантування в нанокристалах, розташованих поблизу межі поділу SiO_2/Si [4,5].

З кожним дослідженням дефектної структури напівпровідників вносяться певні поправки та корективи в аналіз спектрів ГР [6–11]. Зокрема показано, що застосування стандартного підходу для оцінки спектрів дефектів з умістом водню є недостатньою умовою, оскільки процеси емісії та захоплення носіїв цими дефектами здійснюються через проміжний нейтральний метастабільний стан [6]. Тому, щоб отримати достовірну інформацію необхідно поєднувати дані DLTS-методу з експериментальними даними, отриманими іншими методами (ефект Голла, ГЧ-спектроскопія).

Запропоновано також нові моделі кінетики перезарядки глибоких рівнів у забороненій зоні напівпровідника, що враховують процеси обміну носіями заряду між глибокими рівнями й обома дозволеними зонами, які адекватно описують неекспоненціальний характер релаксації ємності [7–9]. DLTS-метод вимагає дослідження відносно великої області за глибиною, — тому параметри пасток (їх концентрація), отриманих з його допомогою, є усередненими по досліджуваній області й чутливість методу зменшується зі зростанням роздільності за глибиною. Ефективнішим у цьому плані є метод ємнісно-модуляційної спектроскопії (МЄС).

II. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для дослідження використано поверхнево-бар'єрні структури (ПБС) типу Шотткі Bi–Si–Al. Нанесення металевих плівок на напівпровідникові підкладки відбувалося високовакуумним розпиленням Bi й Al згідно з методикою, описаною у праці [12]. Як підкладки використовували кристали кремнію *p*-типу провідності, леговані бором, призначені для двох галузей електроніки: сонячної енергетики (КДБ-24) та радіоелектроніки (КДБ-10), із кристалографічною орієнтацією досліджуваної поверхні (111). Структури на основі “сонячного” кремнію далі називатимемо ПБС-1, а на базі “радіоелектронного” — ПБС-2.

Аналізували розподіл глибоких рівнів у забороненій зоні кремнію здійснювався методом ємнісно-модуляційної спектроскопії за допомогою спектрометра ГУ7-1. Досліджували спектри ГР як для вихідних зразків, так і для підданих дії малих доз радіації з використанням спеціально сконструйованого пристрою для вимірювання характеристик діодних структур типу Шотткі [13]. Опромінювали структури Х-променями з використанням установки УРС-1.0 ($U = 45$ кВ, $I = 8$ мА, W — антикатод).

Суть методу МЄС така: на керуючий електрод подається постійне зміщення U_g , яке забезпечує існування в приповерхневому шарі напівпровідника області просторового заряду (ОПЗ) товщиною W . Якщо подати на діодну структуру тестуючий сигнал із частотою, достатньо високою, щоб уникнути перезарядки ГР, то диференційна ємність ОПЗ напівпровідника становитиме $C_W = \frac{\epsilon_S \epsilon_0 S}{d}$, де ϵ_S — діелектрична проникність напівпровідника, S — площа контакту.

Якщо тепер додатково подати низькочастотну напругу модуляції $\delta U_a = U_{am} \exp(j\omega_a t)$, (де $U_{am} \sim \frac{kT}{q}$), то виникає сигнал модуляції височастотної ємності структури δC (тобто сумарна ємність $C = C_w + \Delta C$), причому за наявності ГР в ОПЗ фаза цієї модуляції не збігається з фазою δU_a . Використовуючи аналіз, наведений у [14], і беручи до уваги перезарядки ГР лише за рахунок основних носіїв заряду для дійсної та уявної компоненти похідної від височастотної ємнос-

ті контакту за низькочастотною напругою, остаточно отримаємо:

$$\operatorname{Re} \left(\frac{dC}{dU_a} \right) = \frac{K_0(1 + K_2)}{K_1^2 + (1 + K_2)^2}, \quad (1)$$

$$\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU_a} \right) = \frac{K_0 K_1}{K_1^2 + (1 + K_2)^2}, \quad (2)$$

$$\text{де } K_0 = \frac{(\varepsilon_s \varepsilon_0)^2 s}{q W^3 N_d(W)}.$$

$$K_1 = \sum_i \frac{N_i}{N_{di}} B_i \frac{L_i}{W}, \quad K_2 = \sum_i \frac{N_i}{N_{di}} A_i \frac{L_i}{W}, \quad (3)$$

$$A_i = \frac{\arctg(w_a \tau_i)}{w_a \tau_i}, \quad (4)$$

$$B_i = \frac{\ln(1 + w_a \tau_i)}{2 w_a \tau_i}. \quad (5)$$

тут τ_i — характерний час перезарядки i -го ГР; N_{di} — середньоінтегральна концентрація легуючої домішки на інтервалі $[L_i; W]$, де L_i координата, при якій ймовірність заповнення i -го глибокого рівня дорівнює 0.5; N_i — об'ємна концентрація i -го глибокого рівня.

Ураховуючи, що $B_i \frac{L_i}{W}$ та $A_i \frac{L_i}{W}$ завжди менші за одиницю, при малих концентраціях ГР із співвідношення (1) отримуємо:

$$N_d^{-1} = \frac{S^2 \varepsilon \varepsilon_0 q}{C_w^3} \operatorname{Re} \left(\frac{dC}{dU_a} \right). \quad (6)$$

Із відношення (1) до (2) одержуємо профілі розподілу ГР:

$$\frac{N_i(L_i)}{N_{di}} = \frac{W}{B_i^m L_i} \cdot \frac{\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU_a} \right)}{\operatorname{Re} \left(\frac{dC}{dU_a} \right)}, \quad (7)$$

де $B_i^m = 0.402$ — значення (5) у максимумі відліку досліджуваного ГР, тобто при $w_a \tau_i = 1.98$, яке досягається вибором певної частоти w_a та температури T і характеризується максимальною величиною уявної компоненти (2). Остання обставина зумовлена тим, що температурна (або частотна) залежність величини $\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU_a} \right)$ головню визначається функцією $B_i(T)$ (або $B_i(w_a)$), графік якої має форму дзвона з максимумом при $w_a \tau_i = 1.98$.

Енергетичне положення i -го ГР (E_i) та ефективний переріз захоплення на нього основних носіїв (σ_i) визначається відомим у емісійній спектроскопії способом [15]. Стала часу перезарядки i -го рівня за умови рівності коефіцієнтів емісії та захоплення електрона на цей рівень:

$$\tau_i = \frac{1}{\sigma_i V_T N_C} \exp \left(-\frac{E_i}{kT} \right), \quad (8)$$

де N_C — ефективна густина станів у зоні провідності, V_T — теплова швидкість електронів ($V_T = \sqrt{\frac{3kT}{m^*}}$, m^* — ефективна маса електрона), $b_n = \frac{V_T N_C}{T^2}$. З аналізу останнього співвідношення видно, що σ_i та E_i можуть бути встановлені, якщо знайти залежність $\tau_i = f(T)$ та побудувати її в координатах $\ln(\tau_i T^2) = f(1/T)$, у яких повинна бути отримана пряма лінія (E_i визначається з тангенса кута нахилу, а σ_i — за відсічкою на осі ординат). З іншого боку, як це впливає зі співвідношень (1)–(5), при температурі $T = T_M$, що відповідає максимуму уявної компоненти (2) у температурному спектрі, виконується рівність $\tau_i(T_M) = \frac{1.98}{w_a}$.

Отже, записавши спектри $\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU_a} \right) = f(T)$ при кількох значеннях частоти модуляції w_a , отримуємо набір експериментальних точок (w_a, T_M) , необхідних для побудови згаданих характеристичних залежностей. Дійсна компонента $\operatorname{Re} \left(\frac{dC}{dU_a} \right)$ пропорційний до концентрації легуючої домішки на глибині W , яка визначається за відомою величиною U_g . Відношення уявної компоненти до дійсної є пропорційне концентрації i -го рівня на глибині L_i . Значення L_i обчислюємо так, як і в методі адмітанс спектроскопії [14].

Зі сказаного вище бачимо, що спершу, на основі експериментально знятих залежностей $\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU_a} \right) = f(T)$, розраховуємо кінетичні параметри ГР. Відтак для визначення профілю певного ГР за глибиною встановлюємо деяку конкретну частоту модуляції та температуру, що відповідає максимальному відкликові досліджуваного ГР при цій частоті. Змінюючи постійне прикладене зміщення, визначають профіль $N_i(L_i)$.

ІІІ. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

На рис. 1 показано залежності уявної компоненти ємності за модуляційною напругою від температури: $\operatorname{Im} \left(\frac{dC}{dU} \right) = f(T)$ для двох типів вихідних ПБС (а — ПБС-1, б — ПБС-2), що отримані за різних частот модуляції (3, 7, 10 кГц).

Для вимірювання спектрів глибоких рівнів цією ємністю методикою використовували модуляційну частоту ≥ 1 кГц. Це забезпечує більшу інтенсивність максимумів та їх хороше розділення [16]. Крім того, для точнішого визначення параметрів ГР необхідно отримати максимальний зсув амплітудних значень за шкалою температур при зміні частоти модуляції. Це досягається вибором частот, що відрізняються одна від одної в 1.5–2 рази [16,17].

Методом диференціювання цих кривих встановлено кількість глибоких рівнів: три в ПБС-1 та один у ПБС-2. Це є підтвердженням того факту, що кремній в основі ПБС-1 є більш дефектним порівняно з кремнієм у ПБС-2 [12]. Аналіз таких кривих дає змогу побудувати характерні залежності $\ln(\tau_i T_m^2) = f\left(\frac{1}{T_m}\right)$ (рис. 2) [15,16] для визначення положення i -го глибокого рівня щодо стелі валентної зони зі співвідношен-

ня:

$$E = B \cdot K, \quad (9)$$

де $K = 0.84 \cdot 10^{-4}$ еВ/К, B — тангенс кута нахилу кривої $\ln(\tau_i T_m^2) = f(\frac{1}{T_M})$ та поперечний переріз захоплення на нього основних носіїв заряду:

$$\sigma = \frac{1}{e^A \cdot \gamma_p}, \quad (10)$$

де γ_p (для дірок) = $1.71 \cdot 10^{21} \text{ c}^{-1} \text{ K}^{-2} \text{ cm}^{-2}$, A — координата перетину прямої з віссю ординат.

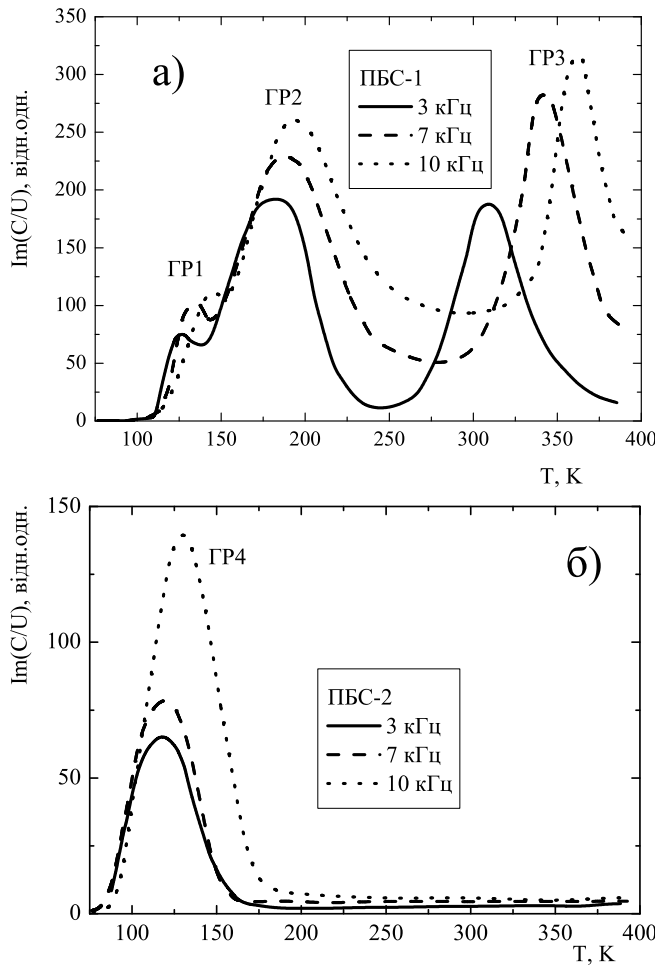


Рис. 1. Залежність уявної компоненти ємності за модуляційною напругою від температури за різних частот модуляції для ПБС-1 (а) та ПБС-2 (б).

У таблиці 1 наведено кінетичні параметри цих рівнів і тип дефектів, що їм відповідають.

З отриманих результатів досліджень ПБС-1 видно, що в складі дефектів, яким відповідають ГР2 та ГР3 у забороненій зоні, є вуглець і кисень. Ці фонові домішки завжди є в кремнії при вирощуванні кристалів за методом Чохральського. Причому вуглець буває як у міжвузловому (ГР2), так і вузловому положеннях (ГР3). З аналізу модуляційних спектрів можна

стверджувати, що концентрація міжвузлового вуглецю є більшою порівняно з концентрацією дефектів, до складу яких входить локалізований у вузлі ґратки вуглець (амплітуда ГР2 є найбільшою) [17].

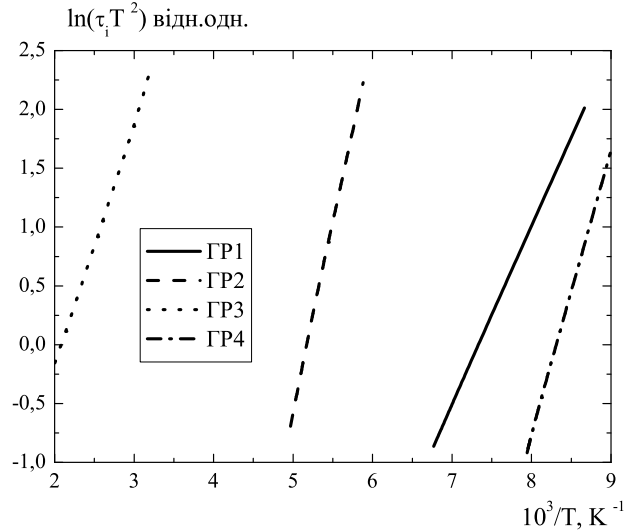


Рис. 2. Залежність $\ln(\tau_i T_m^2) = f(1/T_M)$ для визначення кінетичних параметрів глибоких рівнів ГР1, ГР2, ГР3 та ГР4.

Утворення комплексу $C_S - O_I$ підтверджує ефект гетерування кисню вуглецем [18]. Про це також свідчить відсутність енергетичних рівнів у забороненій зоні, що відповідають термодонорам. Наявність вуглецю в кристалічній ґратці збільшує коефіцієнт активації легуючої домішки бору, тобто її перехід із міжвузлового положення у вузлове [18,19]. Крім того, ця ізовалентна домішка сприяє анігіляції власних міжвузлових атомів кремнію. При дослідженні ГР у забороненій зоні кремнію ці дефекти не були виявлені.

Параметри	ГР1	ГР2	ГР3	ГР4
E , еВ	$E_v + 0.13$	$E_v + 0.30$	$E_v + 0.18$	$E_v + 0.38$
σ , cm^2	$5 \cdot 10^{-17}$	$1 \cdot 10^{-16}$	$1 \cdot 10^{-17}$	$3 \cdot 10^{-14}$
Дефект	V^+	C_I	$C_S - O_I$	Si_I

Таблиця 1. Параметри глибоких рівнів у КДБ-24 та КДБ-10 (V^+ — додатно заряджена вакансія; $C_S - O_I$ — комплекс вуглець у вузлі-міжвузловий кисень; C_I — міжвузловий вуглець, I — міжвузловий атом кремнію.)

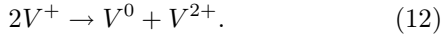
Вважається, що вакансії в кристалах кремнію є центрами з від'ємною кореляційною енергією [20]. Для таких дефектів виконується умова:

$$E_n + E_{n+2} < E_{n+1}, \quad (11)$$

де E_n, E_{n+1}, E_{n+2} — енергія певного зарядового стану дефекту, n — число електронів (дірок) на дефекті. Тобто стан E_{n+1} є електрично нестабільним і розпадається на стани E_n , та E_{n+2} . Такий ефект реалізується у випадку сильної електрон-фононної взаємодії,

яка знижує енергію дефекту та компенсує кулонівське відштовхування електронів (дірок). Ефективна (кореляційна) енергія U при цьому стає від'ємною ($U < 0$).

Так, для вакансій у зарядовому стані V^+ характерним є розпад за реакцією:



Однак метастабільний стан V^+ можливо зафіксувати в кристалах кремнію зниженням температури ($T \sim 80$ К). Це означає, що реакція розпаду (12) відбувається через певний енергетичний бар'єр, що виникає як результат зміни симетрії кристала й перебудови хімічних зв'язків ґратки кремнію. Зі зниженням температури цей бар'єр збільшується [21].

Однак за допомогою методу МЕС глибоких рівнів вдалось зафіксувати сигнал ГР1, що відповідає V^+ за температури 120 К. Причиною є високе значення модуляційних частот (до 10 кГц), вибір яких насамперед, ґрунтувався на якісному розділенні сигналів глибоких рівнів. Крім цього, із досліджень [17] встановлено, що зростання частоти модуляції на один порядок приводить до зсуву сигналу ГР майже на 30 К в зону вищих температур.

Значні труднощі виникають при інтерпретації ГР4 в ПБС-2. Його глибина залягання є між значеннями, що відповідають K -центру ($E_V+0.36$ еВ) та міжвузловому атому кремнію (Si_I) ($E_V+0.40$ еВ). K -центр — це комплекс з міжвузлового атома кисню та міжвузлового атома вуглецю. K -центри можуть визначати величину тривалості життя нерівноважних носіїв у кремнії p -типу провідності [22]. Однак цей дефект належить до радіаційних, [22] і його наявність у вихідному зразку кремнію КДБ-10 є сумнівною.

Що ж стосується міжвузлового атома кремнію, то такий дефект може утворитися при виготовленні структур на основі Si. Поперечний переріз захоплення основних носіїв заряду рівнем ГР4, обчислений за допомогою співвідношення (10), становить близько 10^{-14} см², що на декілька порядків є більшим, ніж у дефектів в ПБС-1. Отже, участь дірок у процесі струмопереносу в структурах на основі КДБ-10 буде меншою, ніж у ПБС-1 на основі КДБ-24.

Однак виникає декілька питань. По-перше: дефекти Si_I є досить рухливими в кристалі й можуть взаємодіяти з домішковими атомами за атермічним рекомбінаційним механізмом і за досить низьких температур (80 К) [21]. Проте відсутність активних домішкових атомів у "радіоелектронному" кремнії і, знову ж таки, висока модуляційна частота дозволили зафіксувати міжвузловий кремній (ГР4) цим емнісним методом. Друге питання: чи справді енергія залягання міжвузлового кремнію становить $E_V+0.40$ еВ? Автори роботи [23] підтверджують цей факт. Однак у праці [20] автори стверджують, що такій енергії відповідає комплекс, який складається з подвійних міжвузлових атомів кремнію, зв'язаних між собою в різних геометричних конфігураціях. Для опису в першому наближенні радіаційно-стимульованої еволюції дефектів у цих дослідженнях вважається, що це є міжвузловий атом кремнію.

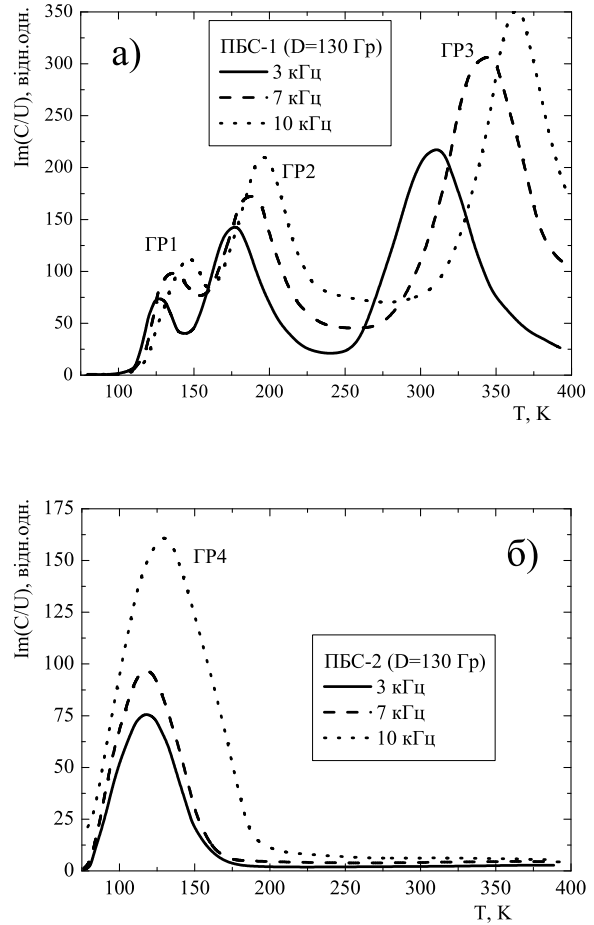


Рис. 3. Залежність уявної компоненти ємності за модуляційною напругою від температури для ПБС-1 (а) та ПБС-2 (б) за величини поглиненої дози 130 Гр.

Опромінення зразків Х-променями супроводжується змінами в модуляційних спектрах глибоких рівнів у забороненій зоні кремнію. При величині поглиненої дози ≤ 130 Гр спостерігається зміна амплітуди максимумів ГР як в ПБС-1 (рис. 3,а), так і ПБС-2 (рис. 3,б). Для ПБС-1 амплітуда максимуму ГР2 зменшується на 10%, а ГР3 — зростає на 10%. Тобто концентрація міжвузлового вуглецю зменшується, а комплексу "вуглець у вузлі-міжвузловий кисень" — зростає.

Вуглець починає взаємодіяти з вакансіями та вбудовуватись у вузли кристалічної ґратки. При цьому відбувається додаткове захоплення цим дефектом атомів кисню, що дифундують на поверхню кремнію з об'єму кристала або з діелектричного прошарку. Як наслідок, концентрація дефектів ($C_S - O_I$) зростає, а гетерування кисню вуглецем — підсилюється.

Отже, на початковому етапі опромінення відбувається радіаційно-стимульований перерозподіл вуглецевістких дефектів, що сприяє, у деякому сенсі, упорядкуванню дефектної структури приповерхневих шарів кремнію, на якому сформована структура ПБС-1.

Що ж стосується ПБС-2, яка сформована на досконалішому Si, то малі дози Х-опромінення сприяють

зростанню концентрації міжвузлових атомів кремнію (Si_I) у приповерхневому шарі кристала КДБ-10 (амплітуда ГР4 зростає на 7%). Для опису радіаційно-стимульованих процесів у ПБС потрібно записати модифіковане рівняння дифузії міжвузлового кремнію під впливом Х-опромінення:

$$\frac{\partial N(x,t)}{\partial t} = D^* \frac{\partial^2 N(x,t)}{\partial x^2} - \frac{N(x,t)}{\tau(t)} + G, \quad (13)$$

$N(x,t)$ — концентраційний розподіл міжвузлового кремнію (Si_I), D^* — коефіцієнт дифузії Si_I , G — швидкість генерації Si_I , $\tau(t)$ — тривалість його життя.

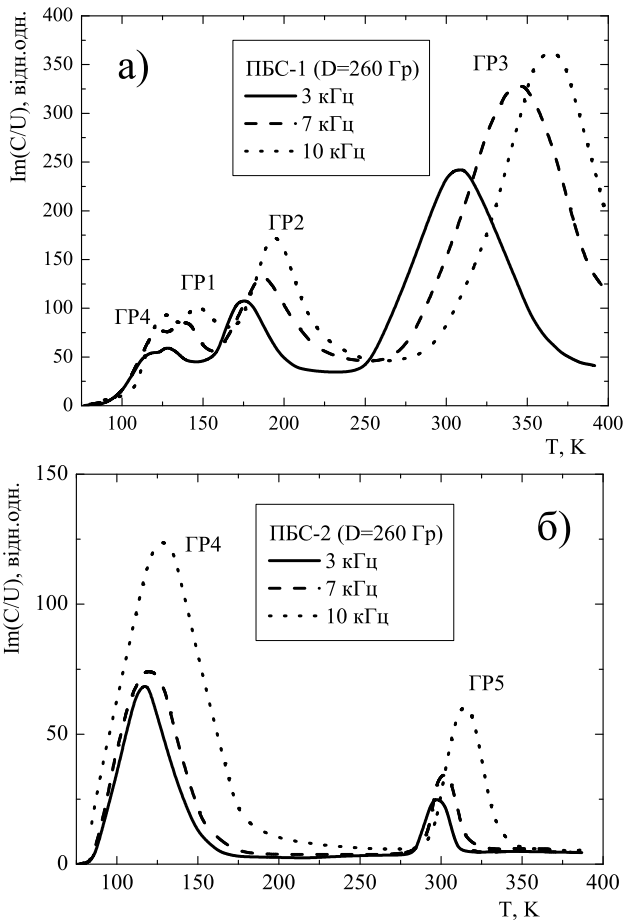


Рис. 4. Залежність уявної компоненти ємності за модуляційною напругою від температури для ПБС-1 (а) та ПБС-2 (б) за величини поглиненої дози 260 Гр.

Із літературних даних відомо, що коефіцієнт дифузії міжвузлового кремнію за умов дії на кристал Х-та γ -квантів зростає приблизно на два порядки ($D^* = 10^{-16} \text{ м}^2/\text{с}$ — за нормальних умов, $D^* = 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$ — при опроміненні) [24]. Тому, виходячи зі співвідношення (13), приповерхнева область кремнію збагатуватиметься власними міжвузловими атомами. Це, своєю чергою, сповільнить процес анігіляції Si_I на вакансіях і збільшить тривалість їхнього життя. Тоді другий доданок у співвідношенні (13) за опромінення зменшуватиметься, а збільшення концентрації Si_I на поверхні підсилиться.

Подальша дія радіації ($> 260 \text{ Гр}$) стимулює утворення дефекту ($C_S - O_I$) у кристалах в основі ПБС-1. Однак на ємнісно-модуляційних спектрах з'являється рівень, аналогічний ГР4 в ПБС-2 (рис. 4,а). Тобто за дози $> 260 \text{ Гр}$ у кристалі починають домінувати процеси дифузії міжвузлового кремнію в області приповерхневого шару та поверхні кристалів КДБ-24.

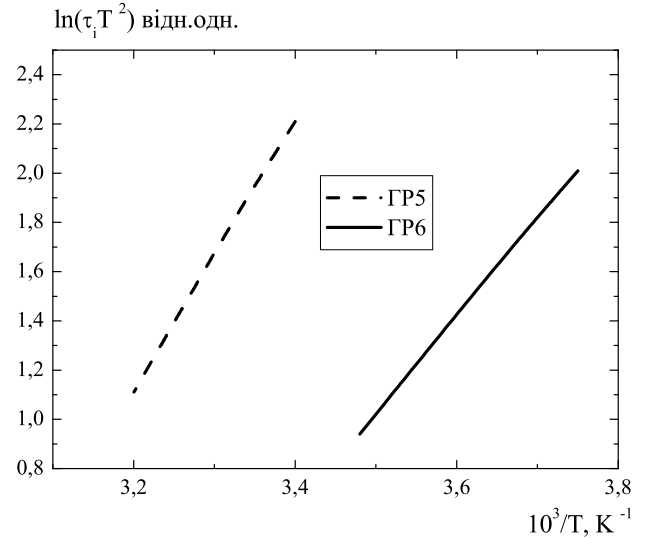
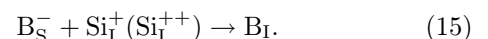


Рис. 5. Залежність $\ln(\tau_i T_m^2) = f(1/T_M)$ для визначення кінетичних параметрів глибоких рівнів ГР5 та ГР6.

У разі збільшення величини поглиненої дози структурою ПБС-2 зростає ймовірність зміни зарядового стану міжвузлового кремнію. Почергове захоплення таким атомом електронів і дірок, генерованих Х-опроміненням, спричинить його перехід із тетраедричної позиції в гексагональну і назад у тетраедричну. Така міграція може завершитися витісненням атомом кремнію атома бору з вузлового положення в міжвузлове згідно з механізмом Уоткінса [20]. Це спричинить зміни енергетичного спектра в забороненій зоні кремнію. Тобто утвориться новий дефект V_I з певним глибоким рівнем:



Однак, якщо взяти до уваги, що витіснення бору в міжвузля супроводжується втратою його електроактивності, то ліва частина (14) повинна складатись або з компонент із протилежним зарядовим станом, або з компонент з відсутньою електричною активністю. Проте для міжвузлового кремнію в p -Si характерним є зарядовий стан Si_I^+ або Si_I^{++} , а на початкових стадіях опромінення ($130\text{--}260 \text{ Гр}$) частина атомів бору може переходити в електрично активний стан [23]. Тоді справедливою буде реакція:



Так, за доз опромінення більших, ніж 260 Гр, на модуляційному спектрі глибоких рівнів ПБС-2 спостерігається максимум (ГР6), що відповідає дефекту

V_I (рис. 4,б). Амплітуда ГР4 (міжвузлового кремнію) зменшується, що добре корелює з вище описаною вище моделлю. З аналізу рис. 5 та за допомогою формули (10) встановлено, що поперечний переріз захоплення дірок таким дефектом є на порядок меншим, ніж міжвузловим кремнієм (таб. 2). Тобто відбувається процес заліковування дефектної структури кристалів КДБ-10.

Параметри	ГР5	ГР6
Е, еВ	$E_v + 0.45$	$E_v + 0.36$
σ , см ²	$5 \cdot 10^{-15}$	$1 \cdot 10^{-15}$
Дефект	V_I	$C_I - O_I$

Таблиця 2. Параметри глибоких рівнів у КДБ-24 та КДБ-10 (V_I — міжвузловий бор; $(C_I - O_I)$ — K -центр).

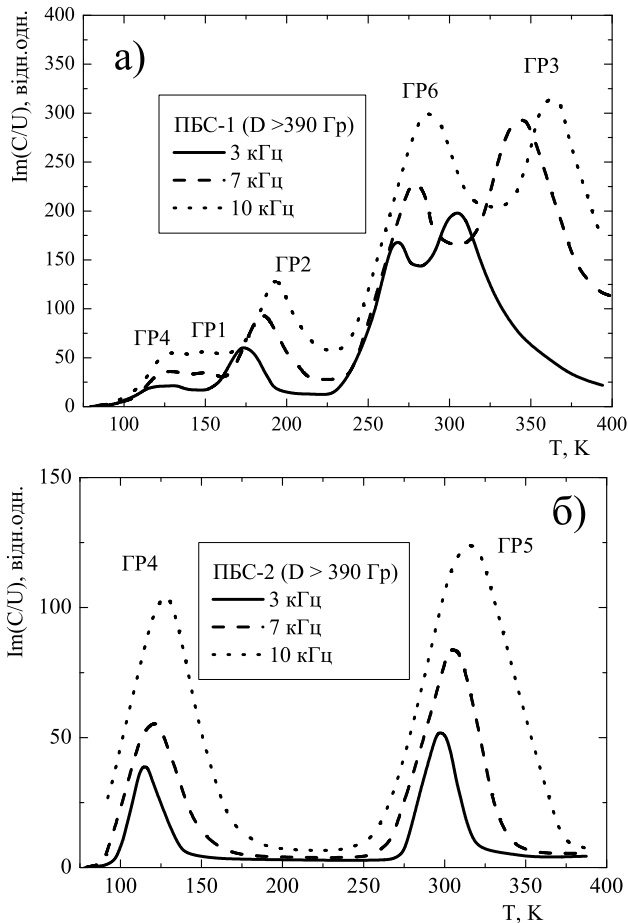
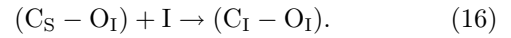


Рис. 6. Залежність уявної компоненти ємності по модуляційній напрузі від температури для ПБС-1 (а) та ПБС-2 (б) за величини поглиненої дози > 390 Гр.

Дози Х-опромінення більші, ніж 390 Гр, стимулюють у ПБС-2 зменшення концентрації міжвузлового кремнію та збільшення міжвузлового бору (рис. 6,б).

У ПБС-1, так само як і для ПБС-2, спостерігатиметься міграція дифундованого до поверхні міжвузлового кремнію та його взаємодія з дефектом ($C_S - O_I$), згідно з квазіхімічною реакцією:



Це спричинить утворення K -центра — одного з основних радіаційних дефектів у кремнію [23]. Як наслідок — формування максимуму ГР6 на ємнісно-модуляційному спектрі (рис. 6,а).

Формування K -центрів у p -Si підсилюється також взаємодією міжвузлових атомів вуглецю та кисню через деякий проміжний стан [20]. При міграції атомів C_I до атомів кисню можливе утворення M -центра, що є рівносильним до генерації K -центра. Його енергія залягання в забороненій зоні кремнію становить $E_V + 0.35$ еВ і визначається p -орбітальною атома вуглецю. Ураховуючи можливі похибки розрахунків і вимірювань, на цей факт потрібно зважати при інтерпретації ГР6.

IV. ВИСНОВКИ

1. Методом ємнісно-модуляційної спектроскопії глибоких рівнів у забороненій зоні кристалів кремнію для сонячної енергетики виявлено три енергетичні рівні, що відповідають дефектам: вакансія (V^+ , $E_V + 0.13$ еВ), міжвузловий атом вуглецю (C_I , $E_V + 0.30$ еВ), комплекс “вуглець у вузлі-міжвузловий кисень” ($C_S - O_I$, $E_V + 0.18$ еВ); у “радіоелектронному” — один, що відповідає міжвузловому атому кремнію (Si_I) або подвійним міжвузловим атомам кремнію ($E_V + 0.38$ еВ).

2. Показано, що на початкових стадіях опромінення ($D < 130$ Гр) у ПБС-1 спостерігається зменшення концентрації V і C_I та зростання $C_S - O_I$, що зумовлене процесами гетерування кисню вуглецем. У ПБС-2 встановлено збільшення концентрації власного міжвузлового атома за рахунок зростання його коефіцієнта дифузії при опроміненні, що спричиняє збільшення ймовірності захоплення основних носіїв заряду цим дефектом.

3. Поглинута структурою доза в 260 Гр зумовлює в кристалах “сонячного” кремнію дифузію дефекту (Si_I). А в p -Si для радіоелектроніки спостерігається вихід бору в міжвузля (V_I , $E_V + 0.45$ еВ) при зміні зарядового стану міжвузлового кремнію за механізмом Уоткінса.

4. Поглинута доза (390 Гр) Х-опромінення структурою ПБС-1 сприяє взаємодії дефектів (Si_I) та ($C_S - O_I$) у кристалах КДБ-24 та спричиняє генерацію K -центра ($C_I - O_I$, $E_V + 0.36$ еВ). У КДБ-10 спостерігається зростання концентрації міжвузлового атома бору.

- [1] K. Schmalz *et al.*, Phys. Rev. B **50**, 14287 (1994).
 [2] O. Chretien *et al.*, J. Appl. Phys. **78**, 5439 (1995).
 [3] В. И. Козловский, Ю. Г. Садофьев, В. Г. Литвинов, Физ. техн. полупр. **34**, 998 (2000).
 [4] I. V. Antonova *et al.*, J. Appl. Phys. **106**, 064306 (2009).
 [5] И. В. Антонова *и др.*, Физ. техн. полупр. **45**, 591 (2011).
 [6] Б. А. Комаров, Вопр. ат. наук. техн. №2, 43 (2001).
 [7] Е. А. Татохин *и др.*, Вестн. Воронеж. гос. ун-та. Сер. Физ., мат. **2**, 60 (2008).
 [8] А. В. Буданов *и др.*, Вестн. Воронеж. гос. ун-та. Сер. Физ., мат. **1**, 17 (2009).
 [9] А. А. Лебедев, Физ. техн. полупр. **31**, 437 (1999).
 [10] М. Н. Левин, А. В. Татаринцев, А. Э. Ахкубеков, Вестник Воронеж. гос. ун-та. Сер. Физ., мат. **1**, 48 (2008).
 [11] Е. А. Татохин *и др.*, Физ. техн. полупр. **44**, 1031 (2010).
 [12] В. V. Pavlyk *et al.*, Semiconductors **46**, 993 (2012).
 [13] Б. В. Павлик *та ін.*, Патент на корисну модель (68570 Україна, МПК G01R 1/00, H01L 21/02, опубл. 26.03.2012).
 [14] I. V. Marchishin, V. N. Ovsyuk, S. B. Sevastianov, Phys. Status Solidi A **106**, 153 (1988).
 [15] Л. С. Берман, А. А. Лебедев, *Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках* (Наука, Москва, 1981).
 [16] С. П. Сухоробрий, Б. В. Павлик, І. О. Тютюко, Укр. фіз. журн. **38**, 579 (2003).
 [17] Б. В. Павлик *та ін.*, у VII Міжнародна школа-конференція "Актуальні проблеми фізики напівпровідників": Тези доп. (Дрогобич, 2010), с. 176.
 [18] С. S. Fuller, F. H. Doleiden, J. Appl. Phys. **29**, 1264 (1958).
 [19] С. П. Новосядлий, П. І. Мельник, Физ. хим. тверд. тела **3**, 338 (2002).
 [20] В. В. Лукьяница, Физ. техн. полупр. **37**, 422 (2003).
 [21] Б. Н. Мукашев, Х. А. Абдуллин, Ю. В. Горелкинський, Усп. физ. наук **170**, 143 (2000).
 [22] В. А. Козлов, В. В. Козловский, Физ. техн. полупр. **35**, 769 (2001).
 [23] В. С. Вавилов, Н. П. Кекелидзе, Л. С. Смирнов, *Действие излучений на полупроводники* (Наука, Москва, 1988).
 [24] В. V. Pavlyk *et al.*, Ukr. J. Phys. **56**, 64 (2011).

THE STUDY OF X-STIMULATED EVOLUTION OF DEFECTS IN *p*-Si CRYSTALS THROUGH CAPACITIVE-MODULATION SPECTROSCOPY

B. V. Pavlyk, D. P. Slobodzyan, R. M. Lys, J. A. Shykoryak, R. I. Didyk
Ivan Franko National University of Lviv, Department of Electronics,
107, Tarnavsky St., Lviv, UA-79017, Ukraine
pavlyk@electronics.lnu.edu.ua

Given study investigates defects to which correspond deep energy levels in the band gap of silicon through capacitive-modulation spectroscopy. It describes the defects evolution under the influence of X-irradiation. In addition, there has been set a limit dose value ($D < 500$ Gy) of the restructuring process of structural defects in the *p*-Si crystals according to Watkins mechanism.