

РАДІАЦІЙНО- ТА МАГНІТО-СТИМУЛЬОВАНА ЗМІНА ЕЛЕКТРИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТРУКТУРИ SiO₂-Si З ВИСОКИМ ВМІСТОМ ДИСЛОКАЦІЙНИХ КОМПЛЕКСІВ

Д. Слободзян, М. Кушлик, Р. Лис, І. Матвіїшин, Н. Гризоглазов,
Я. Шпотюк, А. Лучечко

*Кафедра сенсорної та напівпровідникової електроніки
Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Ген. Тарнавського, 107, 79017 Львів, Україна
dmytro.slobodzyan@lnu.edu.ua*

У роботі представлено результати впливу малих доз Х-випромінювання (поглинута доза ~ 390 Гр) та магнітного поля ($B \approx 0,17$ Тл) на кремнієві структури з різною густиною дислокації у напівпровідниковій підкладці ($N = 10^2$ – 10^5 см⁻²). Досліджено дефектну структуру пластично деформованого р-Si за допомогою оптичної мікроскопії та зміну поверхневих станів на межі SiO₂-Si за допомогою аналізу вольт-фарадних характеристик структури Bi-SiO₂-Si-Al.

Показано, що під дією Х-опромінювання на поверхні Si відбуваються перебудова наявних метастабільних дефектів та утворення нових, збільшення густини яких пов'язане з гетеруванням їх з об'єму напівпровідника до поверхні. Саме вони дають суттєвий вклад у спектр поверхневих станів.

Встановлено, що вплив слабого магнітного поля на кремнієві структури не спричиняє генерацію електрично активних дефектів у приповерхневих шарах напівпровідника, а сприяє перебудові адсорбованих на поверхні кисневих та водневих комплексів.

Присутність дислокації підсилює вплив Х-випромінювання та постійного магнітного поля на зміну поверхневих станів на межі SiO₂-Si.

Ключові слова: кремній, магнітне поле, Х-опромінювання, дислокації.

Вступ. Сьогодні кремній є важливим матеріалом для виготовлення електронних пристроїв різного призначення. В результаті за останні декілька десятиліть накопичилось значна кількість наукових публікацій присвячених дослідженню його властивостей. Однак постійна мінітюаризація елементів стимулює підвищення рівня вимог до досконалості внутрішньої структури кремнію, як матеріалу, та надійності пристроїв на його основі [1, 2]. Це, в свою чергу, виносить на перший план дослідження кремнієвих нанорозмірних комплексів [3], зокрема Si-кластерів [4-6], з метою покращення властивостей наноструктурованих матеріалів.

Формування кластерів із заданими параметрами в приповерхневих шарах напівпровідника є також важливим завданням технології електронної техніки. В основному для цього використовуються вакуумно-плазмові методи. Зокрема, у роботі [7] використано вакуумне осадження атомів металу на поверхню кремнію, що насичена граничномісними молекулами. Інший спосіб - безпосередня іонна імплантація вуглецю та водню з подальшим температурним відпалом [8]. В результаті можна отримати

покращення характеристик кремнієвих структур. Однак, за наявності значної кількості лінійних дефектів (дислокацій), така методика може спричинити механічні пошкодження поверхні [9].

Разом з тим, технологічні операції виготовлення електронних пристроїв [10, 11], експлуатація в екстремальних зовнішніх полях [12] можуть стимулювати створення внутрішніх дефектних комплексів на онові власних точкових дефектів (вакансій та міжвузлових атомів кремнію) [13] та їх подальшу взаємодію з дислокаціями та кластеризацію [14].

Малі за величиною зовнішні чинники також можуть активувати перебудовчі процеси наявних нанорозмірних комплексів та їх кластерів у напівпровідникових структурах. В основному це пов'язано із збудженням електронної підсистеми дефектів, наявних на поверхні кремнію та на межі $\text{SiO}_2\text{-Si}$ [15-18]. Тому обробка такими полями може бути використана як додаткова технологічна операція для покращення характеристик кремнієвих структур.

Отже, питання очищення сировини, модифікація методів синтезу кремнію з контрольованим вмістом дефектів та формування електронних структур із збагаченими наноструктурованими комплексами у приповерхневих шарах залишається сьогодні актуальним при переході від мікро- до наноелектроніки.

Метою даного дослідження було дослідити, вплив малих доз X-опромінення та слабого магнітного поля на перебудову дефектної підсистеми поверхні шарів p-Si з високим вмістом лінійних дефектів та відповідну зміну у розподілі поверхневих станів на межі «оксид кремнію-кремній».

Методика експерименту. Для досліджень використано зразок Cz-p-Si легований бором: КДБ-10, призначений для сонячної енергетики. Генерація дислокацій в кристалі кремнію відбувалась в процесі одновісної пластичної деформації за температури 1000 K [19]. Величина стиску при цьому становила 0,07 %.

Для дослідження зарядового стану межі $\text{SiO}_2\text{-Si}$ формувались структури Bi-SiO₂-Si-Al на ділянках поверхні кремнію, вимірювали їх електрофізичні характеристики та розраховувалась густина поверхневих станів (ПС), згідно методики [20].

Візуалізацію дефектного стану поверхні проводили за допомогою оптичного мікроскопа ЛЮМАМ І-3.

Опромінення структур проводили X-променями з використанням установки з такими параметрами: $V = 45$ кВ, $I = 8$ мА, W-антикатод. Максимальна величина поглинутої дози становила 390 Гр

Магнітну обробку проводили шляхом різної часової (4, 12 та 20 діб) витримки зразків в постійному магнітному полі з індукцією $B = 0,17$ Тл.

Експериментальні результати та їхній аналіз. На рис. 1 представлено оптичне зображення поверхні (111) монокристалічного кремнію після пластичної деформації та обробки у селективному травнику [21]. Видно велику кількість ліній ковзання, що є безпосереднім виходом дислокацій на поверхню. Місця їх виходу, візуалізовані ямками травлення у відбитому світлі, виглядають світлими.

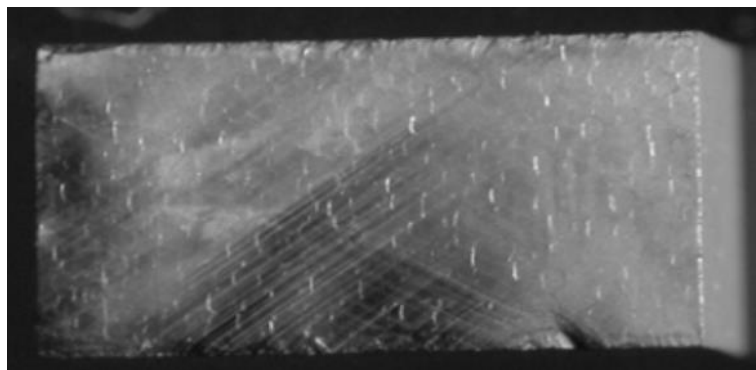


Рис. 1. Вигляд селективно протравленої поверхні (111) кремнієвого зразка, що був попередньо пластично деформованим ($\times 10$).

На рис. 2 зображено окремі ділянки тієї ж поверхні зразка у збільшеному вигляді. Із наведених мікрофотографій можна встановити, що максимальна густина дислокацій є поблизу торців зразка ($n \approx 10^6 \text{ см}^{-2}$). Ділянки зразка, віддалені на 1,5 мм від торців, мають густину дислокацій $n \approx 10^5 \text{ см}^{-2}$, на відстані 2,5 мм – $n \approx 10^3 \text{ см}^{-2}$, посередині зразка – $n \approx 10^2 \text{ см}^{-2}$.

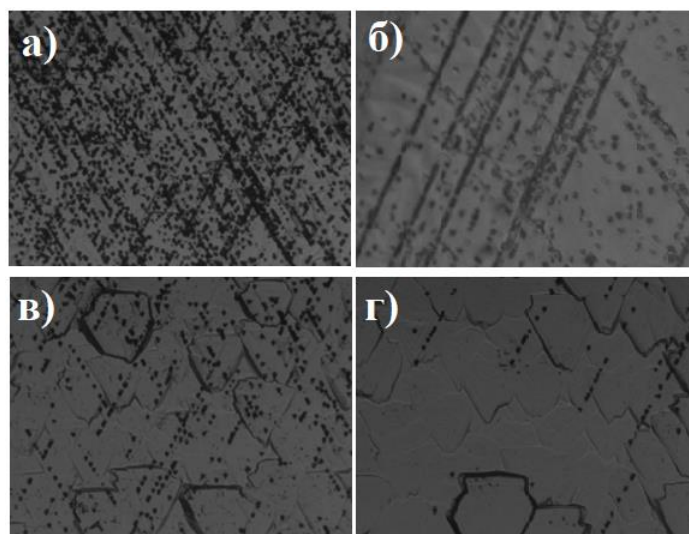


Рис. 2. Дислокаційні ямки травлення поверхні (111):
а) – близько до торця зразка; б) – на відстані 1,5 мм від торця; в) – на відстані 2,5 мм від торця;
г) – посередині зразка ($\times 238$).

На рис. 3 представлено залежність густини дислокацій, що виходять на поверхню (111) кремнію, від довжини зразка. Кількісні значення та відповідний розподіл представлено лише від одного із торців зразка до його середини, оскільки він є

симетричним відносно центру кристала. Як можна побачити, залежність густини дислокацій від координат довжини зразка можна апроксимувати лінійним законом розподілу.

Дослідження характеру розподілу ямок травлення на гранях (111) деформованого зразка засвідчило, що густина дислокацій уздовж зразка нерівномірна. Максимальною є густина біля торців, а мінімальною – по середині зразка. Це можна пояснити дещо вищою температурою торців зразка, які контактують (через слюдяні прокладки) з металевими деталями, тоді як нагрівання бічних граней відбувається через повітряний прошарок [19]. Краще прогріті ділянки зразка повинні мати більшу пластичність.

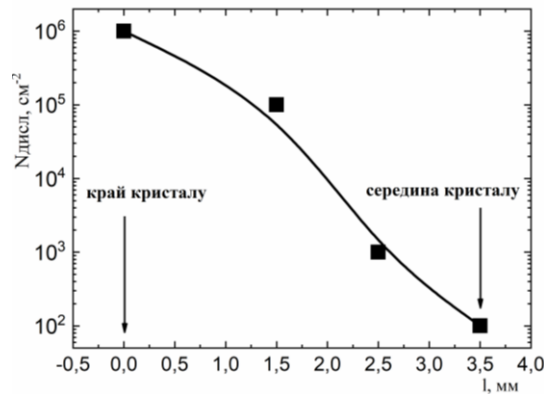


Рис. 3. Розподіл концентрації дислокацій, що виходять на поверхню (111) кремнію, від довжини зразка

На рис. 4 представлено схематичне зображення кремнієвої структури Bi-SiO₂-Si-Al для дослідження розподілу густини поверхневих станів на межі «оксид кремнію-кремній». Технологія виготовлення даних структур описана в роботі [20]. Ві-контакти наносилися на три ділянки поверхні кремнію з різними концентраціями дислокацій: $N = 10^2, 10^4, 10^5 \text{ см}^{-2}$.

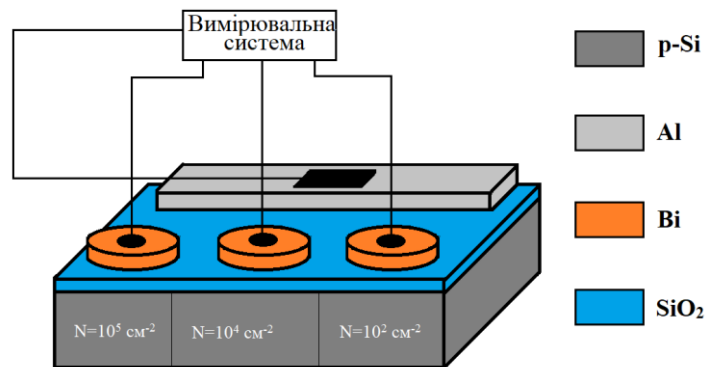


Рис. 4. Схематичне зображення кремнієвої структури Bi-SiO₂-Si-Al з розміщення металевих контактів та густини дислокацій

На рис. 5 представлено вольт-фарадні характеристики (ВФХ) даних структур на частоті 125 кГц. Максимум на ВФХ вказує на достатньо великий додатний заряд в діелектричному прошарку SiO_2 , товщина якого обернено пропорційна до величини ємності цього максимуму.

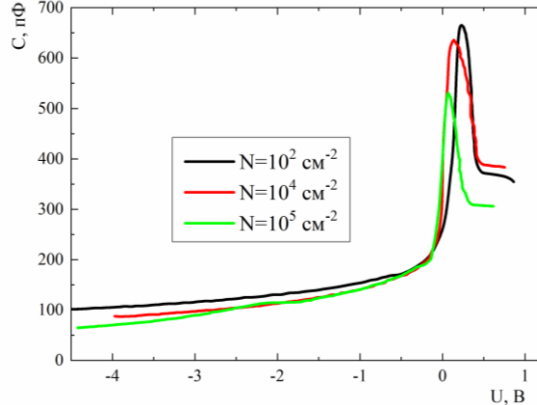


Рис. 5. ВФХ структури Bi-SiO₂-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні кремнію

Зі зростанням кількості дислокацій змінюються електричні властивості межі SiO₂-Si та відповідні випрямні характеристики структури Bi-SiO₂-Si-Al:

- величина ємності в області додатних напруг зменшується. Тобто, зменшується внесок носіїв у величину області просторового заряду (ОПЗ) за рахунок гетерування носіїв заряду на дислокаціях.

- змінюється кут нахилу ВФХ в області додатних напруг, що свідчить про зміну в розподілі густини поверхневих станів в забороненій зоні та швидкість їхньої перезарядки.

Для визначення спектру густини поверхневих станів здійснено порівняння ідеальної (математично розрахованої) ВФХ структури Bi-SiO₂-Si-Al (МОН) з реальною [20].

Диференційна ємність (C) МДН структури визначається згідно рівняння:

$$\frac{1}{C} = \frac{1}{C_d} + \frac{1}{C_{SC} + C_{SS}}, \quad (1)$$

де C_d – диференційна ємність діелектричного прошарку (SiO₂); C_{SC} – диференційна ємність ОПЗ; C_{SS} – диференційна ємність поверхневих станів.

Величина вигину зон ψ_s , виражена у вольтах (чи безрозмірний параметр $Y_s = \psi_s(q/kT)$), є важливими характеристиками для вивчення електронних процесів на поверхні напівпровідника.

На відміну від ємності C_d , яка не залежить від керуючої напруги U_g , ємності C_{SC} та C_{SS} залежить від вигину зон Y_s і, таким чином, залежать від U_g . Отже, для визначення залежності ємності від напруги (ВФХ) потрібно знайти функції $C_{SC}(Y_s)$ та $C_{SS}(Y_s)$.

Як відомо, для високих частот, диференційна ємність C_{SS} рівна нулю. Тоді диференційна ємність структури буде визначатися з наступного рівняння :

$$\frac{1}{C} = \frac{1}{C_d} + \frac{1}{C_{sc}(Y_s)} . \quad (2)$$

Для напівпровідника р-типу провідності $C_{sc}(Y_s) \approx C_p(Y_s)$, де C_p – ємність на поверхні, що зумовлена позитивним зарядом дірок:

$$C_p = \frac{q^2}{kT} n_i L_d \frac{\lambda(e^{-Y_s} - 1)}{F(Y_s, \lambda)} , \quad (3)$$

де $q = 1.6 \cdot 10^{-19}$ Кл; n_i – власна концентрація носіїв заряду (для кремнію $n_i = 1.5 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-3}$);

$L_d = \sqrt{\frac{\epsilon \epsilon_{si} kT}{2q^2 n_i}}$ – дебаївська довжина екранування; $\epsilon_{si} = 11.7$; $\lambda = \frac{p_0}{n_i}$ – рівень легування,

p_0 – рівноважна концентрація дірок у валентній зоні напівпровідника.

Отже, високочастотна диференціальна ємність структури визначається формулою:

$$C = \frac{C_d \cdot C_{sc}(Y_s)}{C_d + C_{sc}(Y_s)} . \quad (4)$$

Тому, для побудови теоретичної ВФХ, спочатку задаємо безрозмірний поверхневий потенціал Y_s , який набуває значень приблизно від -30 до 30. Причому значення Y_s підбираються таким чином, щоб величина диференціальної ємності, обрахована згідно виразу (4), співпадала з експериментальною диференціальною ємністю, яка була виміряна.

Теоретичну керуючу напругу визначають відповідно до наступного виразу:

$$U_g = -\frac{Q_{sc}(Y_s)}{C_d} + Y_s \cdot \frac{kT}{q} , \quad (5)$$

де $Q_{sc}(Y_s) = 2qn_i L_d F(Y_s, \lambda)$ – заряд ОПЗ; C_d – ємність діелектричного шару, яка приблизно рівна максимальній диференційній ємності експериментальної ВФХ.

На основі виразів (4) та (5) будемо теоретичну ВФХ.

Побудувавши на одній координатній площині теоретичну та експериментальну ВФХ, та обчисливши зсув між ними ΔU_g , можна знайти величину ефективного поверхневого заряду $Q_{ss}(Y_s)$ на межі поділу SiO_2 -Si:

$$Q_{ss}(Y_s) = C_d \cdot \Delta U_g(Y_s) . \quad (6)$$

Розподіл густини поверхневих станів на межі поділу SiO_2 -Si в забороненій зоні напівпровідника визначається наступним виразом:

$$N_{ss}(E) = \frac{1}{qkT} \cdot \frac{\partial Q_{ss}}{\partial Y_s} = \frac{C_d}{qkT} \cdot \frac{\partial(\Delta U_g)}{\partial Y_s} , \quad (7)$$

де $E = Y_s - \ln \lambda$.

Максимальна концентрація ПС формується у дефектних шарах перехідної області, де сягають максимуму механічні напруження. Джерелом таких напружень можуть бути дислокації, що вносять свій вклад в енергетичний спектр поверхні, збільшуючи, тим самим, концентрацію поверхневих станів у забороненій зоні (33) кремнію на порядок

(рис. 6). Причому, при концентраціях дислокацій $\sim 10^5 \text{ см}^{-2}$ стає більш помітним вклад окремих дефектів в розподіл густини ПС. Спектр стає складнішим, з чітко вираженими максимумами в діапазоні енергій $[-0,1 - +0,4] \text{ eV}$ (розрахунок відносно середини ЗЗ).

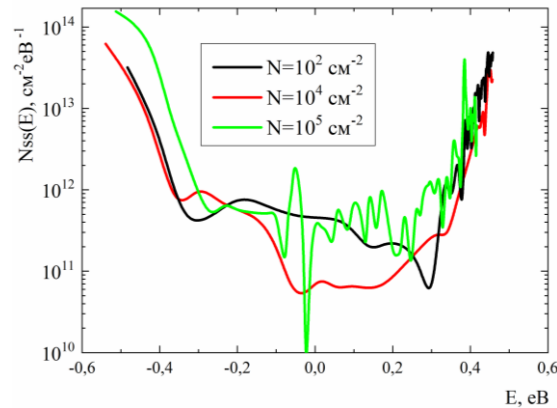


Рис. 6. Розподіл густини поверхневих станів в забороненій зоні кремнію, розрахований з аналізу ВФХ структури Bi-SiO₂-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні кремнію

На рис. 7 представлено радіаційно-стимульовані зміни густини поверхневих станів на межі SiO₂-Si досліджуваних структур. При зростанні величини поглинутої дози (до 390 Гр) характер розподілу ПС структури Bi-SiO₂-Si-Al на основі кремнію з концентрацією дислокацій 10^2 см^{-2} практично не змінюється. Однак при концентрації 10^4 та 10^5 см^{-2} спостерігаються суттєві зміни у цьому розподілі.

При інтерпретації отриманих результатів потрібно врахувати наступне. Оскільки за малих доз опромінення об'ємні властивості напівпровідника змінюються мало, то основні зміни електрофізичних характеристик зумовлені процесами, які відбуваються на межі поділу і в приповерхневому шарі напівпровідника.

За умови низькоенергетичного опромінення бар'єрних структур у окисі кремнію може відбуватися процес утворення електрон-діркових пар [22, 23]. Рухливість електронів у SiO₂ є значно вища за рухливість дірок. Тому електрони, які не рекомбінують, залишають діелектрик, а дірки (p⁺) термалізуються і потрапляють на рівні поблизу стелі валентної зони. Далі теплове збудження дірок викликає їхнє захоплення на рівні напружених зв'язків, що спричиняє порушення рівноваги та переміщення атомів з локального в абсолютний мінімум вільної енергії. Оскільки інші валентні зв'язки при цьому зберігаються, то утворюється специфічний дефект у вигляді мікротріщин, який називається "псевдовакансією". Тобто, відбувається реакція:



Можна побачити, що виникає "трьохвалентний" кремній та "немостиковий" кисень, які утворюють псевдовакансії. Саме це приводить до накопичення додатного заряду в SiO₂ за умов опромінення кремнієвої структури [23].

Вплив цього ефекту можна спостерігати на рис. 7. Спектр ПС практично не зазнає суттєвих змін при таких дозах опромінення (рис. 7, а), однак вже при наявності значної кількості дислокацій (10^4 см^{-2}) зсувається вправо (рис. 7, б) та повністю змінюється при

$N = 10^5 \text{ см}^{-2}$ (рис. 7, в). Тобто, дислокації підсилюють ефект радіаційно-стимульованої зміни ПС на межі $\text{SiO}_2\text{-Si}$.

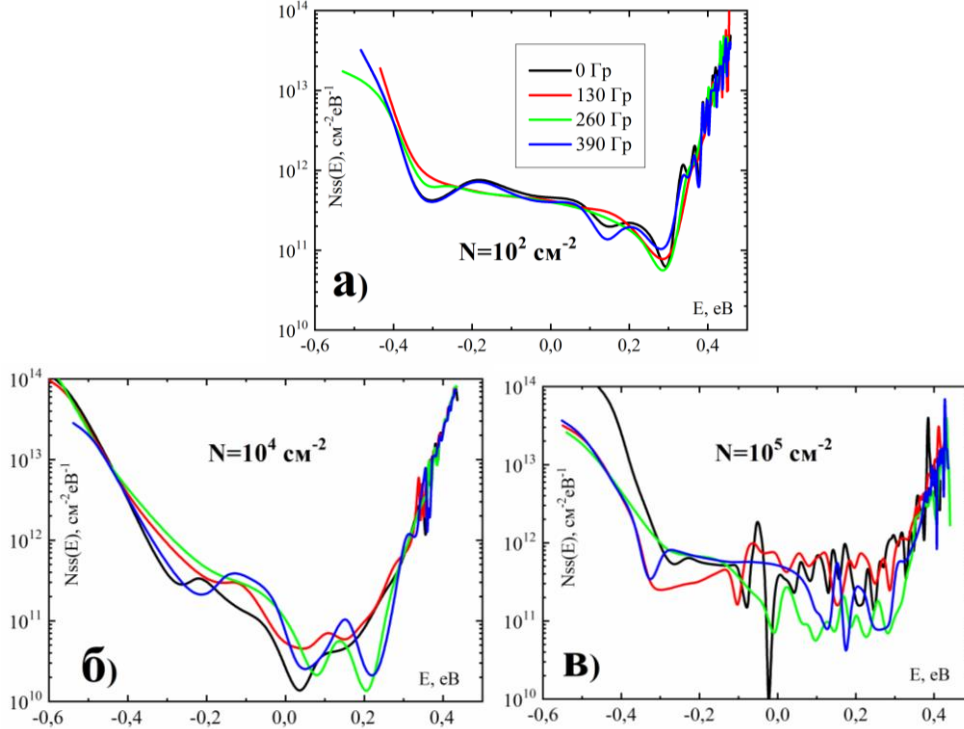


Рис. 7. Радіаційно-стимульовані зміни розподілу густини поверхневих станів структури $\text{Bi-SiO}_2\text{-Si-Al}$ з різною концентрацією дислокацій на поверхні кремнію:
а) – $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$, б) – $N = 10^4 \text{ см}^{-2}$, в) – $N = 10^5 \text{ см}^{-2}$.

Також відомо, що дефекти створюють на поверхні напівпровідникових кристалів додаткові дискретні поверхневі стани [24] і дають вклад в повний спектр густини ПС. Під дією X-опромінення на поверхні кремнію відбуватися певна перебудова наявних метастабільних дефектів та утворення нових [23]. Однак, за наявності великого числа лінійних дефектів має місце процес гетерування дефектів з об'єму напівпровідника до його поверхні [19]. Вони дають суттєвий вклад у спектр ПС (рис. 6) та при опроміненні можуть реорганізуватися у складніші комплекси [24] з відповідною зміною ПС (рис. 7, б,в).

При експозиції структур $\text{Bi-SiO}_2\text{-Si-Al}$ з різною концентрацією дислокацій в МП (4, 12 та 20 діб) спектр ПС суттєво змінюється, для кожного випадку концентрації дислокацій (рис. 8). Причому, при 10^4 та 10^5 см^{-2} після 20 діб стає монотонним.

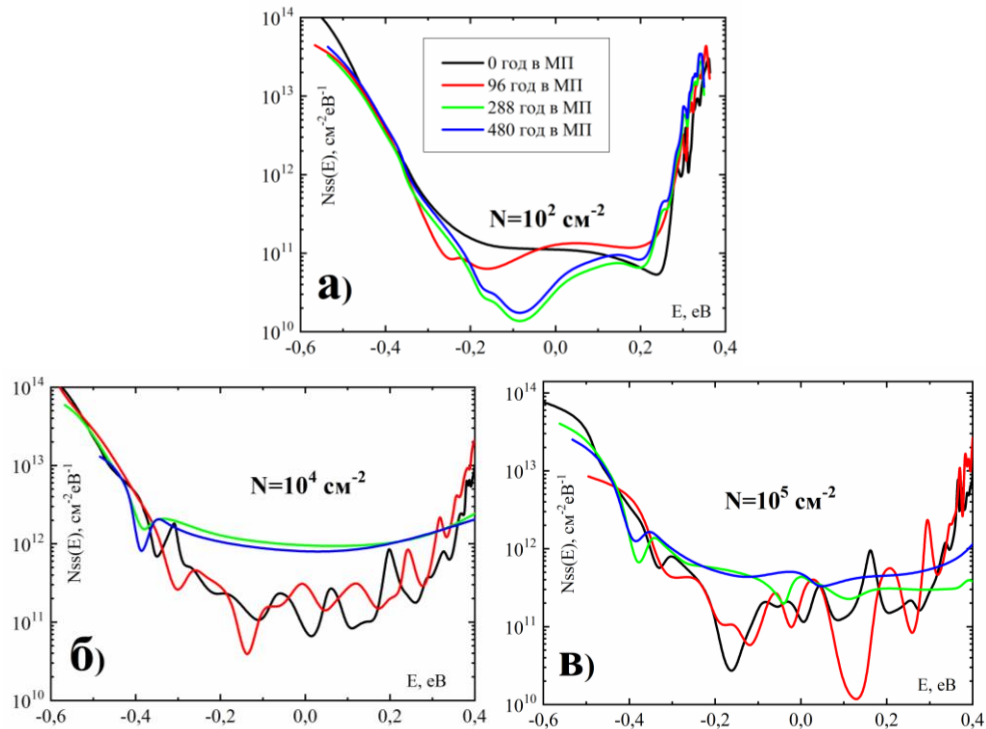


Рис. 8. Радіаційно-стимульовані зміни розподілу густини поверхневих станів структури Bi-SiO₂-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні кремнію: а) – $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$, б) – $N = 10^4 \text{ см}^{-2}$, в) – $N = 10^5 \text{ см}^{-2}$.

При інтерпретації даних результатів потрібно врахувати той факт, що вплив магнітного поля на кремній не спричиняє генерацію електрично активних дефектів у приповерхневих шарах напівпровідника, а сприяє перебудові адсорбованих на поверхні кисневих та водневих комплексів [25]. Саме вони будуть визначати характер зміни ПС за дії МП.

Як показано у роботах [15, 26, 27] при дії МП відбувається спін-залежний процес розриву хімічних зв'язків в нанокластерах структурних дефектів (Si-H, Si-OH, -O-H). Утворені після розпаду хімічних зв'язків іони водню дифундують по кристалу і пасивують акцепторні і донорні зв'язки.

Також дія МП може приводити до динамічної поляризації ядер атомів ізотопу кремнію Si²⁹ [15] та до поляризації спінів електронів кремнію та спінів електронів домішки (кисню), обумовленої надтонкою взаємодією з поляризованими ядрами. Зміна орієнтації спіна електрона, який приймає участь в формуванні напружених зв'язків Si-Si та зв'язків в оксидних преципітатах SiO₃ на границі SiO₂-Si, приводить до заповнення антизв'язуючих орбіталей і розпаду хімічного зв'язку. В результаті утворюються Рь-центр (-Si≡Si₃) [28] і атом кремнію, який зв'язаний з трьома атомами кисню. Він має один електрон на вільній орбіталі та є визначальними за формування поверхневих станів на межі SiO₂-Si [25].

Разом з цим, як показано в роботі [29], ефект впливу МП на немагнітні матеріали буде підсилюватися або при довшій часовій витримці зразків в МП, або за наявності дефектів у приповерхневих шарах. Тому, наявність дислокацій підсилює ефект впливу МП на зміну ПС на межі SiO₂-Si.

Висновки. Досліджено впливи Х-опромінення та слабого постійного магнітного поля перебудову спектра поверхні на межі оксид-кремній з різною концентрацією дислокацій в приповерхневих шарах напівпровідника.

Встановлено, що наявність дислокацій ($> 10^2 \text{ см}^{-2}$) та відповідних дефектних комплексів на їхній основі в приповерхневому шарі р-Si змінює вплив Х-випромінювання та МП на електрофізичні характеристики структури Bi-SiO₂-Si-Al. Під дією цих полів відбувається немонотонна зміна заряду в SiO₂ та густини поверхневих станів на межі SiO₂-Si. В результаті дислокації підсилюють ефекти радіаційно- та магніто-стимульовані ефекти.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

- [1] *Schäffler F.* High-mobility Si and Ge structures. / F. Schäffler // *Semicond. Sci. Technol.* – 1997. – No. 12. – P. 1515–1549.
- [2] *Gueorguiev G.K.* Silicon and metal nanotemplates: Size and species dependence of structural and electronic properties / G.K. Gueorguiev, J.M. Pacheco // *J. Chem. Phys.* – 2003. – No. 119. – P. 10313.
- [3] *Kumar V.* Nanosilicon / V. Kumar. – Elsevier: Amsterdam, The Netherlands. 2008. – 368 p.
- [4] *Gueorguiev G.K.* Silicon–metal clusters: Nano-templates for cluster assembled materials / G.K. Gueorguiev, J.M. Pacheco, S. Stafström [et al.] // *Thin Solid Film.* – 2006. – No. 515. – P. 1192–1196.
- [5] *Hu W.* An ab initio study on the transport characteristics of Si₂C₂ clusters / W. Hu, Q. Wang, Q. Zhou, W. Liu [et al.] // *Can. J. Phys.* – 2020. – No. 98. – P. 11–15.
- [6] *Han Y.* Searching new structures of ruthenium-doped in small-sized silicon clusters: RuSin (n=3–13) clusters / Y. Han, S. Zhang, Z. Wang [et al.] // *Eur. Phys. J. Plus* – 2022. – No. 137. – P. 186.
- [7] *Koga Y.* Room-temperature bonding of epitaxial layer to carbon-cluster ion-implanted silicon wafers for CMOS image sensors / Y. Koga, T. Kadono, S. Shigematsu [et al.] // *Jpn. J. Appl. Phys.* – 2018. – No. 57. – P. 061302.
- [8] *Aboy M.* W and X photoluminescence centers in crystalline Si: Chasing candidates at atomic level through multiscale simulations / M. Aboy, I. Santos, P. Lopez [et al.] // *Electron. Mater.* – 2018. – No. 47. – P. 5045–5049.
- [9] *Watkins G.D.* Intrinsic defects in silicon / G.D. Watkins // *Mater. Sci. Semicond. Processing.* – 2000. – No. 3. – P. 227–235.
- [10] *Devine R.A.B.* Oxygen gettering and oxide degradation during annealing of Si/SiO₂/Si structures. / R.A.B. Devine, W.L. Warren, J.B. Xu [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 1995. – No. 77. – P. 175–186.

- [11] *Fleetwood D.M.* Total-ionizing-dose effects, border traps, and 1/f noise in emerging MOS technologies / D.M. Fleetwood // *IEEE Trans. Nucl. Sci.* – 2020. – No. 67. – P. 1216–1240.
- [12] *Bodunrin J.O.* Current-voltage characteristics of 4 MeV proton-irradiated silicon diodes at room temperature/ J.O. Bodunrin, S.J. Moloi // *Silicon.* – 2022. – Vol. 14 – P. 10237–10244
- [13] *Hamedani A.* Primary radiation damage in silicon from the viewpoint of a machine learning interatomic potential / A. Hamedani, J. Byggmästar, F. Djurabekova [et al.] // *Phys. Rev. Mater.* - 2021. – Vol. 5. – P. 114603.
- [14] *Yao P.* First-principles calculations of silicon interstitial defects at the amorphous-SiO₂/Si interface / P. Yao, Y. Song, X. Zuo // *J. Phys. Chem. C.* – 2021. – Vol. 125. – P. 15044–15051.
- [15] *Makara V.A.* Magnetic-field-induced modification of properties of silicon lattice defects / V.A. Makara, L.P. Steblenko, Y.I. Kolchenko [et al.] // *Solid State Phenom.* – 2005. – Vol. 108–109. – P. 339–344.
- [16] *Makara V.A.* Formation of the magnetic moments on impurity atoms in silicon crystals and the change of structure-sensitive characteristics caused by magnetic ordering / Makara, V.A., Steblenko, L.P., Plyushchay [et al.] // *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* – 2011. – Vol. 33. – P. 165–171.
- [17] *Adliene D.* Low energy X-ray radiation impact on coated Si constructions / D. Adliene, I. Cibulskaitė, T. Meškiniš // *Radiat. Phys. Chem.* – 2010. – No. 79. – P. 1031–1038.
- [18] *Makara V.A.* X-ray and magnetic-field-enhanced change in physical characteristics of silicon crystals / V.A. Makara, L.P. Steblenko, A.N. Krit [et al.] // *Solid State Phys.* – 2012. – No. 54. – P. 1440–1444.
- [19] *Павлик Б.* Генерування дислокацій в напівпровідникових кристалах методом пластичної деформації / Б. Павлик, Р. Дідик, Й. Шикоряк [та ін.] // *Електроніка та інформаційні технології.* – 2012. – Вип. 2. – С. 27–32.
- [20] *Павлик Б.В.* Перебудова дефектної структури та центрів дислокаційної люмінесценції у приповерхневих шарах p-Si / Б.В. Павлик, М.О. Кушлик, Д.П. Слободзян [та ін.] // *Журнал фізичних досліджень.* – 2017. – Т. 21, № 1/2. – С. 1601-1 – 1601-8.
- [21] *Павлик Б.* Мікроскопічні дослідження дефектної структури приповерхневого шару кристалів p-Si / Б. Павлик, Р. Дідик, Й. Шикоряк [та ін.] // *Теор. електротехніка.* – 2010. – Вип. 61. – С. 164–170.
- [22] *Gwin C.W.* Model for radiation induced charge trapping and annealing in the oxide layer of MOS devices / C.W. Gwin // *J.Appl.Phys.* – 1969. – Vol. 40, Iss. 12. – P. 4886-4892
- [23] *Павлик Б.В.* Еволюція заряду в діелектрику на межі поділу Bi-Si-Al стимульована дією радіації / Б.В. Павлик, А.С. Грипа, Д.П. Слободзян [та ін.] // *Теоретична електротехніка.* – 2009. – Вип. 60. – С. 156–162.
- [24] *Pavlyk B.* Radiation-stimulated changes in the characteristics of surface-barrier Al-Si-Bi structures with different concentrations of dislocations at the crystal surface / B. Pavlyk, M. Kushlyk, D. Slobodyan [et al.] // *Acta mechanica et automatica.* – 2018. – Vol.12, No1. – P. 72 – 77.

- [25] Павлик Б.В. Вплив магнетного поля на електрофізичні характеристики поверхнево-бар'єрних структур Bi-Si-Al / Б.В. Павлик, Л.П. Стебленко, О.В. Коплак [та ін.] // *Металлофизические новейшие технологии*. – 2009. – Т.31, № 9. – С. 1169-1178.
- [26] Zhang X. Effect of magnetic field on the nanohardness of monocrystalline silicon and its mechanism/ X. Zhang, Z.P. Cai // *JETP Lett.* – 2018. – Vol. 108. – P. 23–29.
- [27] Pavlyk B.V. Magnetically stimulated changes in the electrophysical properties of the near-surface silicon layer / B.V. Pavlyk, D.P. Slobodzyan, R.M. Lys [et al.] // *Journal of Physical Studies* – 2020. – Vol.24, No.3. – P. 3702-1-3702-5.
- [28] Кулініч О.А. Дослідження приповерхневих шарів кремнію при його окисленні / О.А. Кулініч, М.А. Глауберман // *ФХТТ*. – 2005. – Т.6, №1. – С. 65-67.
- [29] Макара В.А. Вплив магнітної обробки на мікротвердість та структуру приповерхневих шарів кристалів кремнію / В.А. Макара, М.О. Васильєв, Л.П. Стебленко [та ін.] // *ФХТТ*. – 2009. – Т.10, №1. – С. 193-198.

RADIATIVE AND MAGNETICALLY STIMULATED CHANGE OF THE ELECTRICAL PROPERTIES OF THE SiO₂-Si STRUCTURE WITH A HIGH CONTENT OF DISLOCATION COMPLEXES

D. Slobodzyan, M. Kushlyk, R. Lys, I. Matvijishyn, N. Hryzohlazov, Ya. Shpotyuk, A. Luchehko

Department of Sensor and Semiconductor Electronics

Ivan Franko National University of Lviv,

107 Tarnavsky St., UA-79017 Lviv, Ukraine

dmytro.slobodzyan@lnu.edu.ua

The effect of various types of irradiation and magnetic field on the surface of the semiconductor is a relevant topic, since it is the change in the density of the SS that is responsible for the occurrence of sensitive (sensory) effects associated with dislocations adsorbed particles. The paper examines the effect of X-irradiation on the Si surface with different dislocation density ($10^2 - 10^5 \text{ cm}^{-2}$). The capacitance–voltage characteristics (CVC) of the Bi-SiO₂-Si-Al structure indicate (their maxima) a sufficiently large charge in the dielectric layer of the capacity of this maximum. As the dislocation density increases, the capacitance value in the region of positive voltages decreases, which is associated with a decrease in the spatial charge region (SCR) value, as well as the distribution of the density of surface states in the band gap and their rate of recharging changes. To determine the density of surface states, the ideal (mathematically calculated) structures of Bi-SiO₂-Si-Al (MOS) is compared with the real one. It is shown that the maximum concentration of SS is formed in the defect layers of the transition region, in which there are maximum mechanical stresses. The source of such stresses can be dislocations, which contribute to the energy spectrum of the surface. They increase the concentration of surface states in the depicted silicon zone by an order of magnitude. The spectrum becomes more complex with well-defined maxima in the energy range [from -0.1 to +0.4] eV at $N \sim 10^5 \text{ cm}^{-2}$. This is due to the fact that, with low-energy irradiation of barrier structures in silicon oxide, the process of generation of electron-hole pairs occurs. The mobility of electrons in SiO₂ is much higher than the mobility of holes. Electrons that do not recombine leave the dielectric, holes (p⁺) thermalize and fall to levels near the ceiling of the valence band. Thermal excitation of holes causes their capture

at the level of tight bonds with a disturbance of equilibrium and the movement of atoms from the local to the free energy minimum. At the same time, the reaction takes place: $\equiv\text{Si-O-Si}\equiv + \text{p}^+ \rightarrow \text{Si}^+ + \text{O}^0\text{-Si}\equiv$ it shows the formation of "trivalent" silicon and "non-bridging" oxygen, which lead to the emergence of pseudovacancies, which lead to the accumulation of an additional charge in SiO_2 when the silicon structure is irradiated. In this case, the increase in the dislocation density enhances the effect of the radiation-stimulated SS change at the SiO_2 -Si interface. Under the action of X-irradiation on the surface of Si, there is a rearrangement of existing metastable defects and the formation of new ones, the increase in the density of which is associated with heterogeneity them from the volume semiconductor to the surface. They make a significant contribution to the SS spectrum. Upon irradiation, they can reorganize into more complex complexes with a change in SS.

As a result of aging the structure Bi-SiO₂-Si-Al in a magnetic field (MF) (B = 0.17 T) with different dislocation concentrations (terms of 4, 12, 20 days), the SS spectrum changes significantly. At $N \approx 10^4 - 10^5 \text{ cm}^{-2}$ becomes monotonous after 20 days. The effect of a magnetic field on silicon does not cause the generation of electrically active defects in the near-surface layers of semiconductor, but promotes the rearrangement of oxygen and hydrogen complexes adsorbed on the surface, which are present on Si. It is they who determine the nature of the change in the SS due to the actions of the MF. Under the action of a magnetic field, a spin-dependent process of breaking chemical bonds in nanoclusters of structural defects (Si-H, Si-OH, -OH) occurs. As a result of breaking chemical bonds, hydrogen ions diffuse across the crystal and passivate acceptor and donor bonds. In addition, the action of MF leads to dynamic polarization of the nuclei of the Si²⁹ isotope atom and polarization of the electron spins in Si to the electron spins of oxygen due to the ultrathin interaction with polarized nuclei. A change in the orientation of the electron spin leads to the breakdown of the chemical bond. The effect of MF detection on non-magnetic materials, which are non-magnetic, is enhanced by prolonged exposure of samples to MF and the presence of defects in the near-surface layers. It is obvious that the presence of a dislocation will strengthen the influence of the MF on the change of the SS at the boundary SiO₂-Si.

Key words: silicon, magnetic field, X-irradiation, dislocations.

Стаття надійшла до редакції 22.11.2022.

Прийнята до друку 29.11.2022.