

Особливості впливу Х-випромінювання та магнітного поля на електрофізичні характеристики бар'єрних структур на основі дислокаційного *p*-Si, призначеного для сонячної енергетики

Д.П. Слободзян*, Б.В. Павлик, М.О. Кушлик

Львівський національний університет імені Івана Франка, вул. ген. Тарнавського, 107, 79017 Львів, Україна

(Одержано 28.07.2015; опубліковано online 10.12.2015)

У роботі описано вплив малих доз Х-випромінювання ($D < 400$ Гр) та слабого магнітного поля ($B = 0,17$ Тл) на зміну вольт-амперних та вольт-фарадних характеристик поверхнево-бар'єрних структур Bi-Si-Al на основі кристалів *p*-Si з концентрацією дислокацій $> 10^2$ см⁻² в приповерхневому шарі кремнію. Досліджено та проаналізовано процес накопичення заряду в діелектричному шарі SiO₂ таких структур за дії зовнішніх полів.

Ключові слова: Кремній, Поверхнево-бар'єрна структура, Х-випромінювання, Магнітне поле, Дислокації, Вольт-амперна характеристика, Вольт-фарадна характеристика, Поверхневі стани.

PACS numbers: 61.72.Lk, 61.72.Uf, 73.20.At, 73.40.Qv, 74.25.Na, 78.70. – g

1. ВСТУП

Розвиток сучасної електроніки в напрямку нанорозмірних елементів висуває підвищені вимоги до стану приповерхневого шару напівпровідникових структур. Адже нестабільні процеси, що виникають на границях поділу під впливом зовнішніх факторів визначають експлуатаційні параметри даних елементів. Зокрема кремнієві поверхнево-бар'єрні структури (ПБС) залишаються актуальними предметами таких дослідження і сьогодні [1-3]. Основною причиною є стрімкий розвиток сонячної енергетики на основі кристалів Si та дослідження ефективності і стабільності характеристик кремнієвих сонячних елементів [4, 5].

Ще до недавня вважалося, що кремній для потреб сонячної енергетики може володіти певним спектром неконтрольованих домішок, які суттєво не впливають на стабільність сонячних елементів. Однак наявність фонових та ізовалентних домішок може суттєво впливати на процеси дефектоутворення та окисно-дифузійні процеси у приповерхневих шарах кремнію [6-10]. Це може відобразитись на ефективності та довговічності цих елементів, особливо за дії радіації та магнітного поля [4, 11, 12].

Як показали дослідження змін електрофізичних характеристик структур на основі "сонячного" кремнію *p*-типу провідності під впливом Х-випромінювання [11] та слабого магнітного поля [12], визначальними є процеси еволюції структурних точкових дефектів та їхніх кластерів. Такі дефекти генеруються як в процесі росту кристалу Si, так і під час формування ПБС. Але відкритим залишається питання впливу електромагнітних полів на елементи електроніки з певною концентрацією лінійних дефектів в приповерхневих шарах кристалів кремнію.

Тому метою роботи було сформувати діодну структуру типу Шотткі на основі *p*-Si з різною концентрацією дислокацій на поверхні напівпровідникової підкладки та дослідити зміну її електрофізичних характеристик під впливом Х-випромінювання та слабого магнітного поля.

2. ОПИС ОБ'ЄКТУ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для досліджень був використаний зразок Cz-*p*-Si легований бором: КДБ-24, призначений для сонячної енергетики.

Генерація дислокацій в кристалі кремнію відбувалась в процесі одновісної пластичної деформації за температури 1000 К.

Досліджувались три ділянки поверхні кристалу кремнію з орієнтацією (111) з різними концентраціями дислокацій: $N = 10^2, 10^4, 10^5$ см⁻². Вважається, що концентрація 10^2 см⁻² відповідає бездислокаційному кристалу.

Формування ПБС Bi-Si-Al відбувалось згідно методики, описаної в роботі [12], за якої на ділянки кристалу з відповідними концентраціями дислокацій наносились бар'єрні контакти при напыленні вісмуту. Згідно з результатами [13], Bi не генерує власних упорядкованих структур на поверхні кремнію, що дає можливість використовувати цей метал, як хороший випрямний контакт. В якості омичного контакту використовувався Al.

Опромінення ПБС проводили Х-променями з використанням установки з такими параметрами: $V = 45$ кВ, $I = 8$ мА, W-антикатод.

Магнітну обробку проводили шляхом витримки сформованих ПБС з різною часовою тривалістю в постійному магнітному полі з індукцією $B = 0,17$ Тл.

Вольт-амперні (ВАХ) та вольт-фарадні (ВФХ) характеристики отриманих поверхнево-бар'єрних структур та їхні зміни досліджували з допомогою експериментальної установки УРАН-1.

3. ОПИС ТА АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ

На рис. 1 представлено пряму і зворотну ВАХ сформованих бар'єрних структур з нанесеним бар'єрним контактом на ділянки з концентрацією дислокацій $10^2, 10^4$ та 10^5 см⁻².

* slobodzyan_d@ukr.net

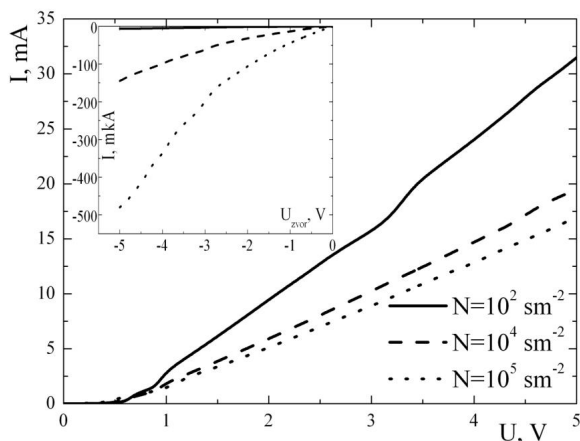


Рис. 1 – Прямі та зворотні (на вкладці) ділянки ВАХ вихідних ПБС

Як видно з рисунків, введення дислокацій в кристалах p -Si зумовлює зменшення величини прямого струму через бар'єр за умови прикладання прямої напруги, що зумовлено ефектом **дислокаційного гетерування основних носіїв заряду**.

Крутизна зворотної ділянки ВАХ зі зростанням густини дислокацій також зростає (рис. 1, вкладка). Причиною є збільшення концентрації неосновних носіїв заряду у збідненій області контакту за дії одновісної деформації.

Вважається, що поверхня бездислокаційного кремнію в структурах типу Шотткі має схожу дефектну область, як і у випадку окисленого кремнію [7], та складається з області дислокаційних сіток та області розпорядкованого кремнію. Щодо властивостей приповерхневого шару структури Bi-Si-Al на бездислокаційному кремнії, то під робочим бар'єрним електродом дефектна область не утворюється, оскільки Bi не аморфізує поверхню. Однак, якщо врахувати у цій моделі коефіцієнт неідеальності n , то отримана залежність буде добре описувати процес перенесення заряду через бар'єр в ПБС на основі кристалів кремнію з концентрацією дислокацій $> 10^2 \text{ см}^{-2}$.

На рис. 2 зображено ВФХ структур з різною густиною дислокацій на поверхні. Як видно з рисунка, зі зростанням кількості дислокацій величина смності характерного максимуму, що відповідає додатному заряду в SiO_2 , зменшується. Також зменшується ємність ВФХ в області напруг $0,5 \div 1,5 \text{ В}$, що характеризує область просторового заряду (ОПЗ) (особливо при концентрації дислокацій 10^5 см^{-2}). Ці факти вказують на процес гетерування дірок дислокаціями.

Зі зростанням концентрації дислокацій на поверхні (111) p -Si густина поверхневих станів на між фазній границі Si/SiO₂ зростає на порядок (рис. 2, вкладка). Причому, при концентраціях дислокацій $\sim 10^5 \text{ см}^{-2}$ стає більш помітним вклад окремих дефектів в розподіл густини поверхневих станів (ПС). Спектр стає складнішим, з чітко вираженими максимумами в діапазоні енергій $[-0,1 \div +0,4] \text{ еВ}$ (розрахунок відносно середини забороненої зони). І як наслідок, спостерігається відмінність у вольт-фарадних характеристиках.

На рис. 3 представлено радіаційно-стимульовані зміни крутизни ВАХ ПБС з різною концентрацією дислокацій на поверхні (111) “сонячного” кремнію. Дані

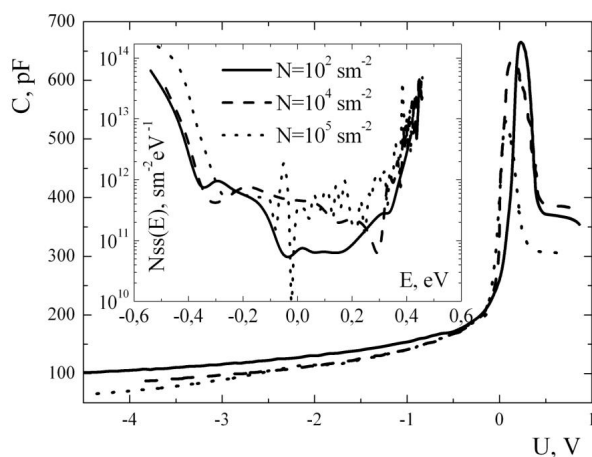


Рис. 2 – ВФХ поверхнево-бар'єрних структур (на вкладці – розподіл густини швидких поверхневих станів у забороненій зоні кремнію)

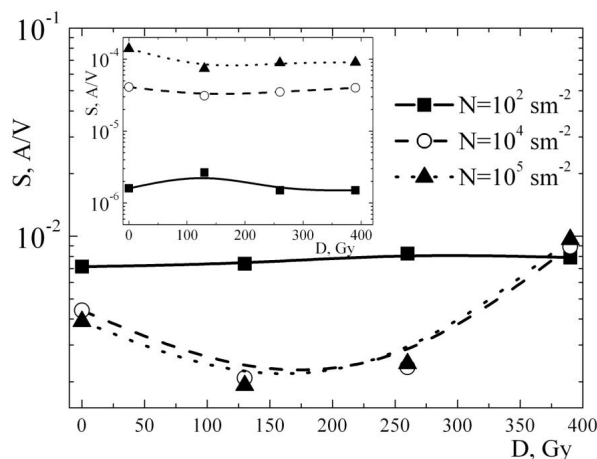


Рис. 3 – Радіаційно-стимульовані зміни крутизни прямої ділянки ВАХ (на вкладці – зворотної) ПБС Bi-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні (111) кремнієвої підкладки

зміни досліджувались в діапазоні поглинутих доз до 390 Гр. Саме в цьому інтервалі доз в приповерхневому шарі “сонячного” p -Si спостерігалися два радіаційні ефекти: впорядкування та генерація дефектів [11].

Зокрема, величина прямого струму (в діапазоні доз $D < 200 \text{ Гр}$) в ПБС на основі кремнію з концентрацією дислокацій $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$ зростає на 5,5 % зі збільшенням дози опромінення (рис. 1а). Це пов'язано з **перебудовою метастабільних дефектів у приповерхневих шарах кристалів p -Si, призначених для сонячної енергетики (ефект малих доз) [11].** При $N > 10^2 \text{ см}^{-2}$ крутизна прямої ділянки ВАХ зменшується. В даному випадку зменшення електропровідності кристалів при опроміненні зумовлене, насамперед, **зменшенням концентрації основних носіїв заряду. Причиною може бути розсіювання носіїв заряду на дефектах, що під дією механічного поля напружень дислокацій переміщуються у приповерхневі шари кристалу [14, 15].** Разом з процесом радіаційно-стимульованої дифузії домішок з об'єму кристала на поверхню, процес гетерування основних носіїв заряду підсилюється.

Поглинута доза радіації $> 200 \text{ Гр}$ сприяє зростанню величини прямого струму. Такі зміни ВАХ струк-

тур Bi-Si-Al на p-Si з концентрацією дислокацій $N > 10^2 \text{ см}^{-2}$ можуть бути зумовлені переважанням процесу Х-стимульованої генерації дірок над процесами їхнього гетерування на лінійних дефектах.

Що ж стосується закономірностей зміни поведінки зворотної ділянки ВАХ, то при опроміненні частина електронів, генерованих попередньо пластичною деформацією, може локалізуватися на вакансіях та міжвузлових атомах, змінюючи їхній зарядовий стан [16] і, тим самим, виключається з процесів перенесення заряду через бар'єр при прикладанні від'ємного зміщення. Як наслідок – величина зворотного струму зменшується.

На рис. 4 зображено радіаційно-стимульовані зміни ВФХ структур Bi-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні p-Si. Як видно з рисунка, із зростанням кількості дислокацій (рис. 2а, б, в – суцільні криві) величина ємності в області додатних напруг зменшується. Тобто, зменшується внесок носіїв у величину області просторового заряду за рахунок гетерування їх на дислокаціях.

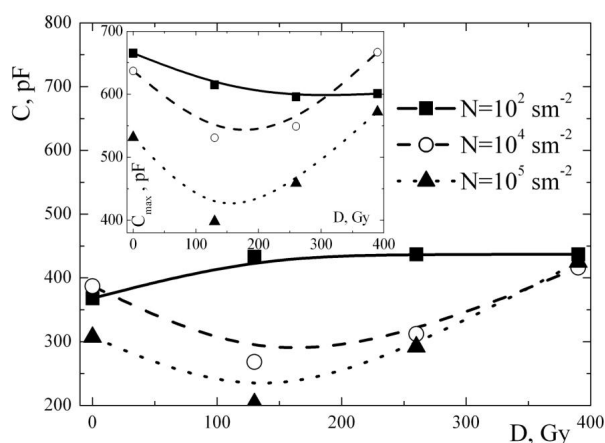


Рис. 4 – Зміна заряду в ОПЗ та діелектричному прошарку (вставка) ПБС за дії радіації

Незалежно від кількості дислокацій під бар'єрним металевим контактом, характерною особливістю зміни ВФХ при опроміненні є зменшення амплітуди характерного максимуму в області додатних напруг (рис. 3, вставка). Однак вже за доз більших, ніж 150 Гр спостерігається зростання величини заряду в SiO_2 , що не є характерним для ПБС на основі кристалів з $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$.

Що ж стосується величини ємності, що відповідає області просторового заряду, то вона на початкових стадіях опромінення ($D < 130 \text{ Гр}$) зменшується. Але вже при поглинених дозах радіації $\geq 150 \text{ Гр}$ починає зростати (рис. 3). Значення цих характерних доз опромінення для даної структури добре корелюють з дозами, що стимулюють зміни ВАХ цих же структур.

Зміна концентрації дислокацій у приповерхневому шарі напівпровідника супроводжується відповідною радіаційно-стимульованою зміною додатного заряду, що локалізований у діелектричному прошарку. Тому можна сказати, що визначальним у процесі початкових радіаційно-стимульованих змін є, більшою мірою, дефектний стан приповерхневих шарів крем-

нію даних ПБС, а вже потім – величина поглинутої дози Х-випромінювання.

Характер поведінки прямої ділянки ВАХ структур Bi-Si-Al з концентрацією дислокацій $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$ за дії магнітного поля (МП) практично не відрізняється від таких же характеристик структури, але з різною концентрацією дислокацій на поверхні (111) Si (рис. 4). Характерною особливістю є те, що потрібен більший час експозиції діодних структур на основі кремнію з концентрацією дислокацій $> 10^2 \text{ см}^{-2}$ в магнітному полі для того, щоб відбулись такі ж процеси як в кристалі з $N = 10^2 \text{ см}^{-2}$ [12].

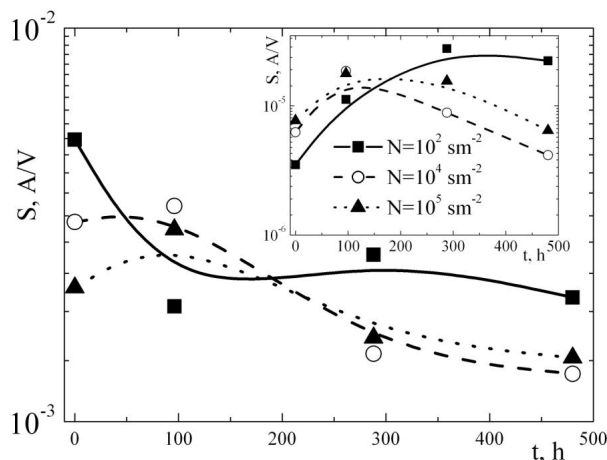


Рис. 5 – Магніто-стимульовані зміни крутизни прямої ділянки ВАХ (на вкладці – зворотної) ПБС Bi-Si-Al з різною концентрацією дислокацій на поверхні (111) кремнієвої підкладки

В основі впливу слабого магнітного поля на кристали кремнію є спин-залежні процеси розриву хімічних зв'язків в нанокластерах структурних дефектів (Si-O, Si-H, Si-OH, OH). Утворені після розриву хімічних зв'язків атоми водню дифундують по кристалу і пасивують акцепторні і донорні зв'язки [12]. Тобто, при витримці кремнію в МП відбуваються процеси структурної релаксації, які пов'язані з перебудовою метастабільних комплексів дефектів. В результаті структурної перебудови змінюється зарядовий стан електрично активних центрів, відбувається, фактично, їх нейтралізація і, як наслідок, має місце ефект зменшення провідності [17].

Вважатимемо, що процеси розриву хімічних зв'язків дефектів Si-H, Si-OH, які мають відношення до зміни величини прямого струму ВАХ структур Bi-Si-Al з концентрацією дислокацій $N > 10^2 \text{ см}^{-2}$, спостерігаються лише після певної часової витримки ПБС в МП (рис. 4). Як показано в [18], для реалізації магнітних ефектів в напівпровідниках та діелектриках визначальними є експозиція зразків в МП та їхній вихідний дефектний стан. Можна припустити, що за наявності великого числа лінійних дефектів витримка експериментальних зразків в постійному магнітному полі менша, ніж 100 год, буде недостатньою для такого магнітного ефекту. Причиною може бути локалізація цих дефектів на дислокаціях. Механічне поле дислокацій разом з електричним полем, створеним хвириною Коттрела, можуть понизити ефект впливу слабого МП на водневомісткі дефекти. Це зумовить зростання їхньої стійкості до дії постійного МП.

Характерною особливістю зміни ВФХ за дії МП, як і за досліджень ВАХ цих структур, є відсутність суттєвих змін характеристик при витримці експериментальних зразків в МП меншій, ніж 100 год. Однак, за цей час зростає величина заряду як ОПЗ, так і діелектричного прошарку (рис. 5). Це є підтвердженням інтенсивної локалізації водневомістких дефектів на дислокаціях у приповерхневому шарі *p*-Si.

Експозиція таких структур в МП більш, ніж 100 год, зумовлює процеси перебудови дефектної структури такі ж, як у ПБС на основі бездислокаційного кремнію ($N = 10^2 \text{ см}^{-2}$) [12].

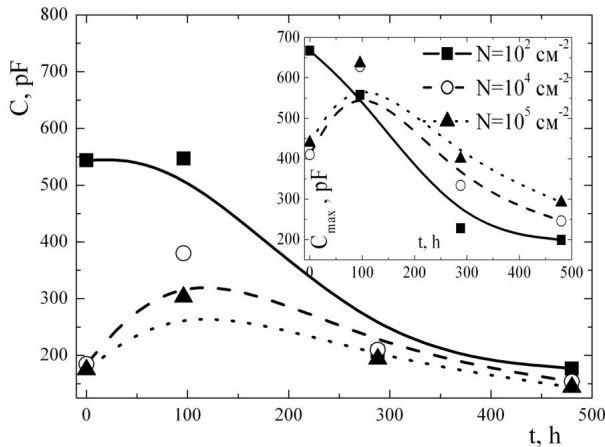
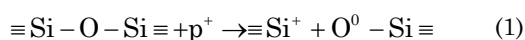


Рис. 6 – Зміна заряду в ОПЗ та діелектричному прошарку (вставка) поверхнево-бар'єрних Bi-Si-Al структури за дії магнітного поля

Порівнюючи вплив малих доз радіації та слабого магнітного поля на ВФХ структур на основі кремнію з різною концентрацією дислокацій видно, що величина заряду характерного максимуму ВФХ в області прямих змінюється немонотонно ще й з протилежним ефектом накопичення заряду в діелектрику. Тобто, дія МП спочатку стимулює зростання додатного заряду в діелектрику, а потім – зменшення, а дія радіації – навпаки: спочатку зменшення, потім – зростання.

Встановлено, що за умови низькоенергетичного опромінення ПБС у окисі кремнію може відбуватися процес утворення електрон-діркових пар [19, 20]. Рухливість електронів у SiO_2 є значно вища за рухливість дірок. Тому електрони, які уникли рекомбінації, 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:

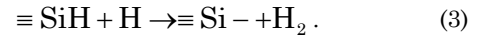
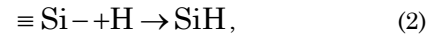


з якої видно виникнення "трёхвалентного" кремнію та "немостикового" кисню, які утворюють псевдовакансі. Це приводить до зміни густини поверхневих ста-

нів та накопичення додатного заряду в SiO_2 за умов опромінення кремнієвої структури [21].

Однак, як показують більш сучасні дослідження [20, 22], водневомісткі дефекти типу $\text{O}_3 \equiv \text{Si}-\text{H}$ є основними дірковими пастками в двоокисі кремнію.

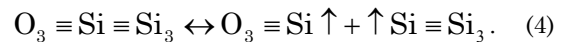
А поверхневі стани пов'язані з так званими Р_б-центрами ($\text{Si}_3 \equiv \text{Si}-$) – обірваними кремнієвими зв'язками на границі Si / SiO_2 [20]. Вони можуть як пасивуватися, так і депасивуватися воднем, що генерується Х-опромінням [23].



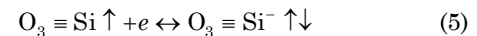
Саме з дифузією водню в атомній, іонній чи молекулярній формі пов'язані і зміни спектру густини ПС.

Щодо впливу МП, то за його дії може відбуватись динамічна поляризація ядер атомів ізотопу кремнію ^{29}Si та додаткові поляризації спінів електронів кремнію та спінів електронів домішки (кисню), зумовленої надтонкою взаємодією з поляризованими ядрами [12].

Зміна орієнтації спіну електрона, який приймає участь у формуванні напружених зв'язків $\text{Si}-\text{Si}$ на міжфазній границі Si / SiO_2 , спричиняє заповнення антизв'язуючих орбіталей і розпаду хімічного зв'язку. В результаті утворюється Р_б-центр і нейтральний атом кремнію, який зв'язаний з трьома атомами кисню і має один електрон на вільній орбіталі [12]:



Ця орбіталь може бути заповнена другим електроном, який тунелював з кремнію, з утворенням негативно зарядженого центра в окисі:



Як наслідок – нагромадження негативного заряду в SiO_2 ПБС за дії МП.

Оскільки досліджувані кристали кремнію мають складний спектр густини ПС, за рахунок наявних дислокацій на поверхні, з певними максимумами по всій ширині забороненої області, то вони можуть бути заряджені як позитивно, так і негативно. Тобто сумарний заряд в SiO_2 буде визначатись зарядом ПС, що є результатом міжфазної взаємодії та наявних лінійних дефектів. Однак на їхню концентрацію, і відповідно заряд, інтенсивно буде впливати водень, що утворюється у приповерхневих шарах *p*-Si за дії радіації та слабого магнітного поля.

4. ВИСНОВКИ

Встановлено, що наявність контрольованої концентрації дислокацій на поверхні *p*-Si ($> 10^2 \text{ см}^{-2}$) змінює характер впливу радіації та МП на електрофізичні характеристики поверхнево-бар'єрних структур на основі кремнію *p*-типу провідності. Спостерігається немонотонність зміни заряду в SiO_2 , та крутизни ВАХ ПБС за дії цих полів. Це пов'язано з наявністю водневомістких дефектів та поля напружень дислокацій.

Особенности воздействия Х-излучения и магнитного поля на электрофизические характеристики барьерных структур на основе дислокационного *p*-Si, предназначенного для солнечной энергетики

Д.П. Слободзян, Б.В. Павлык, М.О. Кушлык

Львовский национальный университет имени Ивана Франко, ул. ген. Тарнавского, 107, 79017 Львов, Украина

В работе описывается влияние малых доз Х-излучения ($D < 400$ Гр) и слабого магнитного поля ($B = 0,17$ Тл) на смену вольт-амперных и вольт-фарадных характеристик поверхностно-барьерных структур Bi-Si-Al на основе кристаллов *p*-Si с концентрацией дислокаций $> 10^2$ см $^{-2}$ в приповерхностном слое кремния. Исследован и проанализирован процесс накопления заряда в диэлектрическом слое SiO $_2$ таких структур под воздействием внешних полей.

Ключевые слова: Кремний, Поверхностно-барьерная структура, Х-излучения, Магнитное поле, Дислокации, Вольт-амперная характеристика, Вольт-фарадные характеристика, Поверхностные состояния.

Features of Influence of X-radiation and Magnetic Field on the Electrical Characteristics of Barrier Structures Based on *p*-Si with Dislocation, Designed for Solar Energy

D.P. Slobodzyan, B.V. Pavlyk, M.O. Kushlyk

Ivan Franko National University of Lviv, 107, Heneral'a Tarnav'skogo St., 79000 Lviv, Ukraine

This paper reviews the influence of low doses X-rays ($D < 400$ Gy) and weak magnetic field ($B = 0.17$ T) on the I-V and C-V characteristics changes of surface-barrier Bi-Si-Al structures based on *p*-Si crystals with dislocation concentration $> 10^2$ cm $^{-2}$ in the surface layer of silicon. The charge accumulation in the SiO $_2$ dielectric layer of the structures under the action of external fields was investigated and analyzed.

Keywords: Silicon, Surface-barrier structures, X-rays, Magnetic field, Dislocations, I-V characteristics, C-V characteristics, Surface states.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. B.P. Koman, *Semiconductors* **48** No 5, 659 (2014).
2. A.S. Puzanov, S.V. Obolenskii, V.A. Kozlov, *Semiconductors* **49** No 1, 69 (2015).
3. N.A. Sobolev, D.V. Danilov, O.V. Aleksandrov, A.S. Loshachenko, V.I. Sakharov, I.T. Serenkov, E.I. Shek, I.N. Trapeznikova, *Semiconductors* **49** No 3, 406 (2015).
4. V.A. Makara, L.P. Steblenko, O.A. Korotchenkov, A.B. Nadochiy, D.V. Kalinichenko, A.N. Kuryliuk, Yu.L. Kobzar, A.N. Krit, S.N. Naumenko, *Semiconductors* **48** No 6, 722 (2014).
5. A.V. Sachenko, A.I. Shkrebtii, R.M. Korkishko, V.P. Kostylyov, N.R. Kulish, I.O. Sokolovskiy, *Semiconductors* **49** No 2, 264 (2015).
6. С.П. Новосядлий, П.І. Мельник, *ФХТТ* **3** № 2, 338 (2002) (S.P. Novosyadlyy, P.I. Melnyk, *Phys. Chem. Solid State* **3** No 2, 338 (2002)).
7. В.А. Сминтина, О.А. Кулініч, М.А. Глауберман, Г.Г. Чемересюк, І.Р. Яцунський, *ФХТТ* **6** № 4, 656 (2005) (V.A. Smyntyna, O.V. Kulinich, M.A. Hlauberman, H.H. Chemeresyuk, I.R. Yatsunsky, *Phys. Chem. Solid State* **6** No 4, 656 (2005)).
8. В.М. Бабич, Ю.П. Доценко, Л.А. Міщенко, М.Я. Скороход, *ФХТТ* **3** № 3, 515 (2002) (V.M. Babych, Yu.P. Dotsenko, L.A. Mishchenko, M.Ya. Skorokhod, *Phys. Chem. Solid State* **3**, No 3, 515 (2002)).
9. М.А. Глауберман, О.А. Кулініч, В.В. Єгоров, Н.А. Каніщева, В.В. Козел, *ФХТТ* **5** № 1, 38 (2004) (M.A. Hlauberman, O.A. Kulinich, V.V. Yehorov, N.A. Kanishcheva, V.V. Kozel, *Phys. Chem. Solid State* **5** No 1, 38 (2004)).
10. В.А. Сминтина, О.А. Кулініч, М.А. Глауберман, Е.Т. Роговська, Г.Г. Чемересюк, І.Р. Яцунський, О.В. Свіридова, *ФХТТ* **8** № 4, 694 (2007) (V.A. Smyntyna, O.V. Kulinich, M.A. Hlauberman, E.T. Rohovska, H.H. Chemeresyuk, I.R. Yatsunsky, O.V. Sviridova, *Phys. Chem. Solid State* **8** No 4, 694 (2007)).
11. B.V. Pavlyk, D.P. Slobodzyan, A.S. Hrypa, R.M. Lys, M.O. Kushlyk, J.A. Shykoryak, R.I. Didyk, *Semiconductors* **46** No 8, 993 (2012).
12. B.V. Pavlyk, V.A. Makara, L.P. Steblenko, O.V. Koplak, A.S. Hrypa, D.P. Slobodzyan, R.M. Lys, Y.A. Shykoryak, R.I. Didyk, *Metallofiz Nov Tekh* **31** № 9, 1169 (2009).
13. P.V. Melnyk, M.H. Nakhodkin, M.I. Fedorenko, O.S. Oberemok, B.V. Solntsev, *Ukr. J. Phys.* **44** № 9, 1142 (1999).
14. І.Л. Пятак, *ФХТТ* **1** № 2, 211 (2000) (I.V. Pyatak, *Phys. Chem. Solid State* **1** No 2, 211 (2000)).
15. Б.В. Павлик, Р.І. Дідик, Й.А. Шикоряк, Р.М. Лис, Д.П. Слободзян, А.С. Грива, М.О. Кушлык, І. Чергіль, *Електроніка та інформаційні технології* № 2, 27 (2012) (B.V. Pavlyk, R.I. Didyk, Yu.A. Shykoryak, R.M. Lys, D.P. Slobodzyan, A.S. Hrypa, M.O. Kushlyk, I. Chehil, *Elektronika ta informatsiyni tekhnolohiyi* No 2, 27 (2012)).
16. V.V. Lukjanitsa, *Semiconductors* **37** No 4, 404 (2003).
17. V.A. Makarov, A.S. Dranenko, Yu.L. Kolchenko, L.P. Steblenko, *Metallofiz. Nov. Tekh* **26** № 4, 509 (2004).
18. Yu.I. Golovin, *Phys. Solid State* **46** No 5, 789 (2004).
19. D.V. Nikolaev, I.V. Antonova, O.V. Naumova, V.P. Popov, S.A. Smagulova, *Semiconductors* **37** No 4, 426 (2003).
20. O.V. Aleksandrov, *Semiconductors* **48** No 4, 505 (2014).
21. C.W. Gwin, *J. Appl. Phys.* **40**, 4886 (1969).
22. A. Rivera, A. van Veen, J.M.M. de Nijs, P. Balk, *Sol. State Electron.* **46**, 1775 (2002).
23. E. Cartier, J.H. Stathis, D.A. Buchanan, *Appl. Phys. Lett.* **63**, 1510 (1993).