

М.С. Кукурудзяк^{1,2}

МЕТОД «ОЧИЩЕННЯ» ПОВЕРХНІ ФОТОЧУТЛИВИХ ЕЛЕМЕНТІВ КРЕМНІЄВИХ *p-i-n* ФОТОДІОДІВ ВІД ДИСЛОКАЦІЙ

¹ АТ «Центральне конструкторське бюро Ритм»

вул. Головна, 244, Чернівці, 58032, Україна

² Чернівецький національний університет імені Юрія Федьковича

вул. Коцюбинського, 2, Чернівці, 58002, Україна, E-mail: mykola.kukurudzyak@gmail.com

Досліджуючи утворення інверсійних шарів (ІШ) на межі поділу Si-SiO₂ в технології виготовлення кремнієвих фотоприймачів, було виявлено деяку динаміку дислокацій після ізотермічних відпалів, яка була відсутня в зразків без інверсії. Після селективного травлення зразків з інверсійними шарами спостерігалась локалізація дислокацій по периферії фоточутливих елементів (ФЧЕ) із скупченням на поверхні охоронних кілець (ОК) чи інших елементів топології n⁺-типу поза фоточутливими елементами. Це свідчило про рух дислокацій по поверхні структур Si-SiO₂ з ІШ в напрямку периферії кристала під час ізотермічного відпалу, що сприяло значному зниженню густини структурних дефектів в ФЧЕ. Описане явище можна використовувати для отримання високолегованих бездефектних кремнієвих структур, оскільки наявність дислокацій чи інших порушень кристалічної ґратки негативно впливають на параметри виробів.

У випадку використання описаного явища як технологічного методу «очищення» поверхні кремнієвих структур виникає потреба в контрольованому утворенні інверсійних шарів. Одним з методів утворення ІШ може бути термічне окиснення в парах соляної кислоти за принципом сухе-вологе-сухе окиснення (для кремнію *p*-типу). Іншим методом, який не потребує додаткових матеріалів, є відпал структур Si-SiO₂ при температурі 900-950 градусів Цельсія в атмосфері азоту тривалістю ≥ 240 хв. Інверсійні канали, під час відпалу, утворюватимуться за рахунок перерозподілу та дифузії домішок металів в оксиді (які були внесені під час попередніх термічних операцій) до межі поділу Si-SiO₂.

В описаному випадку дислокації після відпалу локалізувались в ОК, яке також є активним елементом фотодіода, оскільки обмежує темновий струм ФЧЕ, відповідно темновий струм ОК повинен бути теж низьким. Для можливості реалізації даного методу, на периферії кристалів варто створювати насивні n⁺-області, обмежені оксидом, які будуть місцями локалізації дефектів після відпалу. Це можуть бути як окремі області довільної форми, так і концентричне кільце за межами ОК. Елементи, які будуть місцями локалізації дефектів на периферії, можуть бути відрізані на етапі розділення підкладок на кристали.

Після проведення відпалу варто травлювати ІШ та утворити провітлююче покриття будь-яким відомим методом, оскільки наявність інверсійних каналів сприяє зростанню темнових струмів.

При дослідженні морфології областей локалізації дефектів після відпалу в мікроскопах з високим збільшенням та за допомогою атомно-силового мікроскопа спостерігається утворення гексагональних та круглих дефектів, які є частковими крайовими дислокаційними петлями Франка.

Механізм описаного в цій статті руху дислокацій досконало нами ще не вивчений та потребує додаткового дослідження, але він може бути пов'язаний із атмосферами Коттрелла та їхньою взаємодією з ІШ.

Ключові слова: кремній, дислокація, інверсійний шар, гексагональний дефект, часткова дислокація

ВСТУП

При виготовленні інтегральних мікросхем чи інших елементів електроніки бездислокаційні пластини кремнію великих діаметрів піддаються різним механічним та термічним обробкам, під час яких існує висока імовірність генерації в них дислокацій. В зв'язку з цим не втрачає своєї актуальності проблема встановлення та дослідження природи джерел

гетерогенного зародження дислокацій в підкладках і факторів, які впливають на динамічні властивості даних дефектів.

Часто при створенні напівпровідникових приладів виникає потреба в легуванні підкладок високою концентрацією домішки. Наприклад, у випадку фотодіодів (ФД), дифузія фосфору з поверхневою концентрацією $N_0 = 1.1-1.3 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ дозволяє отримати низькі

темнові струми (I_m) фоточутливих елементів (ФЧЕ) [1]. Але така концентрація легуючої домішки призводить до утворення дефектів структури, зокрема дислокацій, внаслідок відмінності радіусів атомів матриці та домішки, а відповідно утворення напружень кристалічної ґратки [2, 3]. Враховуючи сказане, також актуальним є розробка методів отримання бездефектних високолегованих напівпровідникових поверхонь.

Досліджуючи утворення інверсійних шарів (ІШ) на межі поділу Si-SiO₂ в технології виготовлення кремнієвих фотоприймачів, було виявлено деяку динаміку дислокацій після ізотермічних відпалів, яка була відсутня в зразків без інверсії. При огляді наукових джерел з'ясовано, що багато робіт присвячено дослідженню руху дислокацій на поверхні напівпровідникових структур. Так, в [4] вивчено поведінку лінійних дефектів у кремнії *p*-типу з кристалографічною орієнтацією (111), при пропусканні постійного струму густиною 0–15·10⁵ А/м² у напрямку (110), в інтервалі температур $T = 850\text{--}1000$ К при ізотермічному відпалі та було виявлено закономірності зміни лінійної щільності та максимального пробігу дислокацій. В [5] досліджено стаціонарний рух дислокацій при механічних напруженнях, значно нижчих напружень Пейлєрса. В [6] проведено молекулярно-динамічне дослідження формування дислокацій під час росту кремнію по різних кристалографічних напрямках. Але дані про рух дислокацій на поверхні структур Si-SiO₂ з ІШ відсутні. Тому було вирішено дослідити динаміку даних структурних дефектів, умови появи та можливість контрольованого використання цього явища для потреб електроніки, що і є метою цієї роботи.

ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Дослідження проводилось при виготовленні кремнієвих квадратних *p-i-n* фотодіодів, на основі кремнію *p*-типу провідності з питомим опором $\rho \approx 16\text{--}20$ кОм·см. Технологічний маршрут виготовлення фоточутливих кристалів складався з наступних операцій: кремнієві підкладки окиснювались за принципом сухеволого-сухе [7] окиснення для утворення маскуючого покриття завтовшки $h_{SiO_2} \approx 0.7\text{--}0.8$ мкм; далі після фотолітографії проводилась загонка фосфору з планарних

джерел в атмосфері азоту, для утворення фоточутливих елементів та охоронного кільця (ОК) n^+ -типу, поверхнева концентрація домішки після операції складала $N_0 = 1.1\text{--}1.3 \cdot 10^{21}$ см⁻³; наступна операція розгонка фосфору в атмосфері сухого кисню для збільшення глибини n^+ -*p*-переходу та утворення просвітлюючого покриття, поверхнева концентрація домішки після даної операції складала $N_0 = 4\text{--}4.5 \cdot 10^{20}$ см⁻³; далі після хімікодинамічного полірування зворотньої сторони підкладки дифузія бору для створення омичного контакту та гетерування генераційно-рекомбінаційних центрів (ГРЦ) та напилення Cr-Au для утворення контактів.

Відомо, що при використанні високоомного *p*-кремнію на межі поділу Si-SiO₂ з високою імовірністю утворюються ІШ, формуючи поверхневі провідні канали n^+ -типу [8]. Для наочності на рис. 1 зображено поперечний переріз кремнієвого *p-i-n* ФД з інверсійними каналами.

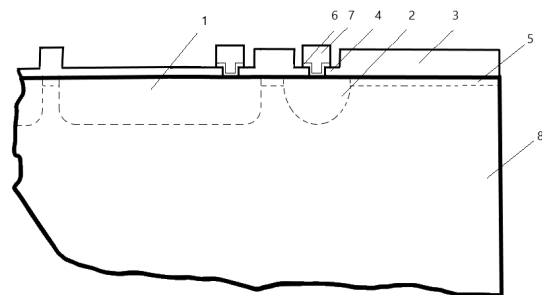


Рис. 1. Схематичний переріз частини кристала ФД: 1 – n^+ -ФЧЕ; 2 – n^+ -ОК; 3 – маскуючий SiO₂; 4 – просвітлюючий SiO₂; 5 – n^+ -інверсійний шар; 6 – підшар хрому; 7 – контактний майданчик Au; 8 – підкладка *p*-Si

Для ідентифікації інверсії вимірювались вольт-фарадні характеристики (C - V) при частоті 30 кГц (рис. 2). У випадку описаного технологічного маршруту утворення ІШ спостерігалось при утворенні як маскуючого, так і просвітлюючого SiO₂, а також, з меншою імовірністю, і після дифузії бору [9]. Відзначимо, що інвертування C - V характеристик для кристалів після дифузії бору спостерігається при вищих напругах, ніж у перших двох випадках.

Загальні причини появи ІШ давно відомі та вивчені [10]. Ключовим фактором їхнього утворення є збільшення питомого опору, оскільки при збільшенні ρ матеріалу потрібна

менша кількість домішок для зміни поверхневої провідності на протилежну [11]. В більшості випадків на кремнію p -типу з $\rho = 1-10$ Ом·см вже присутній інверсійний шар [12]. У випадку операції термічного окиснення технологічними причинами появи інверсії є неналежна хімічна обробка підкладок, наявність домішок лужних металів в деіонізованій воді, кварцовому посуді, чи кварцовому реакторі та газах-носіях. Однак, поява ІШ під час дифузії бору спричинена перерозподілом та дифузією домішок в SiO_2 до межі поділу Si-SiO_2 [13]. Ці домішки були внесені в оксид при попередніх термічних операціях внаслідок високої загальної тривалості термообробок.

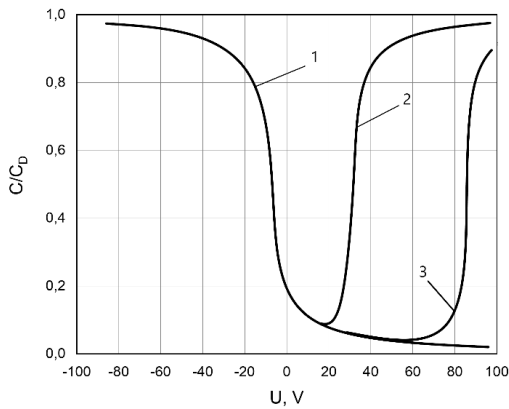


Рис. 2. C - V характеристики ФД: 1 – типова для p -типу; 2 – інвертована x -ка після окиснення; 3 – інвертована x -ка після дифузії бору

Виготовлені зразки травились в селективному травнику Сіртля [14] тривалістю 5 хв та досліджувались в оптичних мікроскопах. На поверхні кристалів без інверсії спостерігались дислокаційні лінії та сітки, які були розміщені в n^+ -областях (рис. 3).

На рис. 3 зображено поверхню ФЧЕ після селективного травлення. Поверхнева концентрація зразка після загонки фосфору складала $N_0 \approx 1.25 \cdot 10^{21}$ см^{-3} . Густина дислокацій складала $N_{dis} \approx 4-6 \cdot 10^6$ см^{-2} .

Щодо зразків з ІШ, то на їхній поверхні спостерігалась локалізація дислокацій по периферії ФЧЕ із скупченням на поверхні ОК чи інших елементів топології n^+ -типу поза фоточутливими елементами (рис. 4).

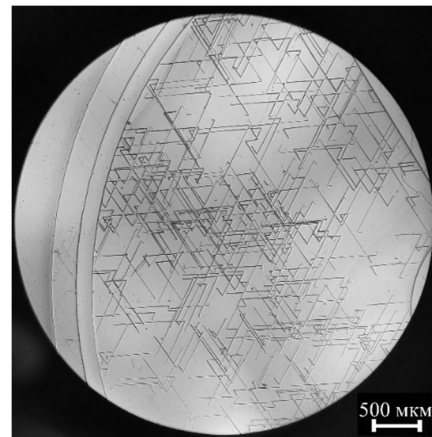


Рис. 3. Зображення дислокаційної сітки па поверхні ФЧЕ

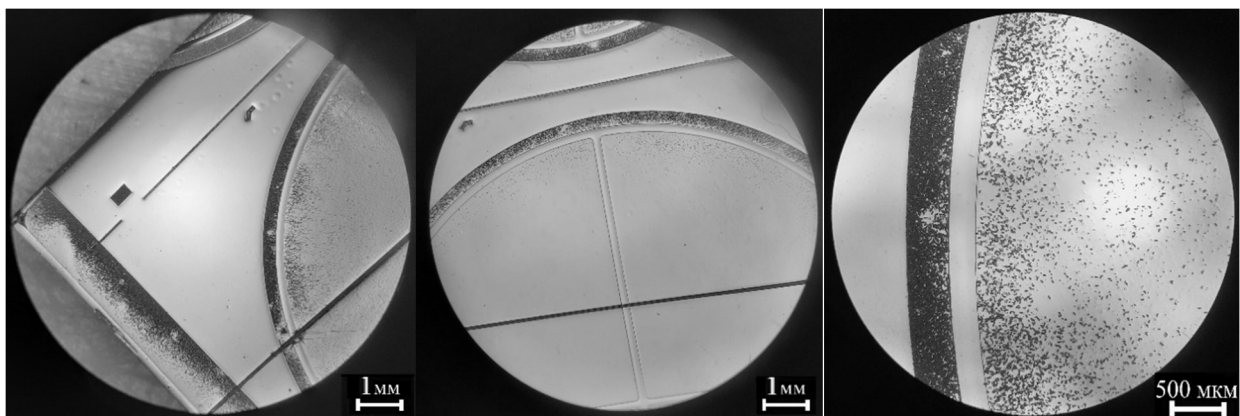


Рис. 4. Зображення поверхні ФД з ІШ після селективного травлення

Із побаченого був зроблений висновок про рух дислокацій по поверхні структур Si-SiO_2 з ІШ в напрямку периферії кристала під час

ізотермічного відпалу, що сприяло значному зниженню густини структурних дефектів в ФЧЕ. Описане явище можна використовувати

для отримання високолегованих бездефектних кремнієвих структур, оскільки наявність дислокацій чи інших порушень кристалічної ґратки негативно впливають на параметри виробів, зокрема темновий струм ФД, збільшуючи його поверхневу ($I_T^{ноб}$) (1) та генераційно-рекомбінаційну складові ($I_T^{ген}$) (2) [2, 3]:

$$I_T^{пов.} = \frac{eN_{ss}v_{др}\sigma_{ss}A_{p-n}}{2}, \quad (1)$$

де e – заряд електрона; σ_{ss} – переріз захоплення; N_{ss} – густина поверхневих станів; $v_{др}$ – дрейфова швидкість носіїв заряду; A_{p-n} – площа *p-n* переходу.

$$I_T^{ген.} = e \frac{n_i}{2\tau_{eff}} W_i A_{ФЧЕ}, \quad (2)$$

де n_i – власна концентрація носіїв заряду в підкладці; τ_{eff} – ефективний час життя носіїв заряду; W_i – ширина області просторового заряду; $A_{ФЧЕ}$ – площа ФЧЕ.

Відповідно при збільшенні кількості ГРЦ зменшується час життя неосновних носіїв заряду (τ_{eff}) (3), що також знижує рівень фоточутливості (S_λ) (4) [2]:

$$\tau_{eff} = \frac{\exp\left(\frac{E_D - E_i}{kT}\right)}{\sigma_{ss-n}N_Dv_n} + \frac{\exp\left(\frac{E_i - E_D}{kT}\right)}{\sigma_{ss-p}N_Dv_p}, \quad (3)$$

де σ_{ss-n} , σ_{ss-p} – переріз захоплення електронів і дірок відповідно; E_D – енергетичний рівень ГРЦ; E_i – енергетичний рівень, що відповідає середині забороненої зони; k – стала Больцмана; T – температура; N_D – концентрація ГРЦ; v_n , v_p – середня відносна (відносно центра рекомбінації) швидкість теплового руху електронів і дірок, відповідно.

$$S_\lambda = e\beta\alpha(\tau_n\mu_n + \tau_p\mu_p), \quad (4)$$

де β – квантовий вихід; τ_n , τ_p – час життя електронів та дірок відповідно; μ_n , μ_p – рухливість електронів і дірок відповідно.

У випадку використання описаного явища як технологічного методу «очищення» поверхні кремнієвих структур виникає потреба в контрольованому утворенні інверсійних шарів. Одним з методів утворення ПШ може бути термічне окиснення в парах соляної кислоти за принципом сухе-вологе-сухе окиснення (для кремнію *p*-типу), лише в резервуар для деіонізованої води необхідно залити 18 % соляну кислоту. Іншим методом,

який не потребує додаткових матеріалів, є відпал структур Si-SiO₂ при температурі 900–950 градусів Цельсія в атмосфері азоту тривалістю ≥ 240 хв. Інверсійні канали, в даному випадку, утворюватимуться за рахунок перерозподілу та дифузії домішок металів в оксиді (які були внесені під час попередніх термічних операцій) до межі поділу Si-SiO₂ [13]. Вказана температура не збільшує глибини *p-n*-переходів та мінімізує деградацію параметрів внаслідок проведення додаткових термічних операцій, а також дана операція може проводитись одночасно із гетеруванням зворотної сторони підкладки бором (в випадку технології кремнієвих *p-i-n* ФД). Після проведення описаних операцій та міграції дислокацій із активних елементів виробу в периферію кристала варто стравити інвертований оксид в плавиковій кислоті та утворити на поверхні структури просвітлююче покриття будь-яким відомим методом [15, 16].

Запропонованим методом вдалося повністю «очистити» поверхню ФЧЕ від дислокацій (рис. 5).

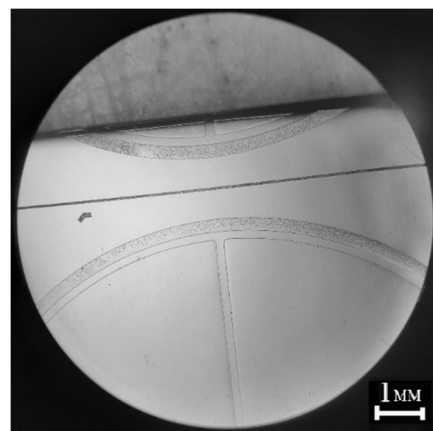


Рис. 5. Зображення кристала ФД з відсутніми дислокаціями на поверхні ФЧЕ

Але в розглядуваному випадку дані структурні дефекти після відпалу локалізувались в ОК. З рисунків 4, 5 можна побачити, що густина дислокацій в ОК після відпалу сягає $N_{dis} \approx 2-4 \cdot 10^9$ см⁻². Але зазначимо, що охоронне кільце також є активним елементом ФД, оскільки обмежує I_T ФЧЕ, відповідно темновий струм ОК (I_{OK}) повинен бути теж низьким.

Якщо розрахувати внесок дислокацій в рівень темного струму ФЧЕ згідно

методики, наведеної в [3], то можна побачити, що при $N_{dis} \approx 4-6 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ $I_T^{gen} \approx 700 \text{ нА}$ (у випадку локалізації дефектів не лише на поверхні, а і в ОПЗ). Але на практиці при такій густині дислокацій спостерігалось $J_T = 200-250 \text{ нА/см}^2$ ($U_{зм} = 120 \text{ В}$). Після використання описаного методу очищення ФЧЕ від дислокацій вдавалось отримати $N_{dis} \approx 2-4 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ та знизити рівень темного струму до $J_T = 100-130 \text{ нА/см}^2$.

Щодо рівня генераційного темного струму ОК при $N_{dis} \approx 2-4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ (густина дислокацій в ОК після відпалу), то згідно розрахунків він повинен сягати $\sim 400-450 \text{ мкА}$, а на практиці $J_{OK} \approx 50-80 \text{ мкА/см}^2$. Вказане значення темного струму ОК не погіршує роботу ФД.

Розбіжність теоретичних значень і практичних свідчить про розміщення дислокацій переважно в n^+ -шарі, а розрахунки проводились в наближенні, що дислокації розміщені також і в ОПЗ. Зауважимо, що розбіжність в випадку рівнів I_T^{gen} для ОК після відпалу значно вища, ніж для ФЧЕ, з чого можна зробити висновок, що дислокації під час ізотермічного відпалу підкладки з інверсійними шарами рухаються також з об'єму до поверхні.

Для можливості реалізації даного методу очищення ФЧЕ із мінімізацією розміщення дислокацій в ОК (чи інших активних елементах), на периферії кристалів варто створювати пасивні n^+ -області, обмежені оксидом, які будуть місцями локалізації дефектів після відпалу. Це можуть бути окремі області довільної форми (рис. 6).

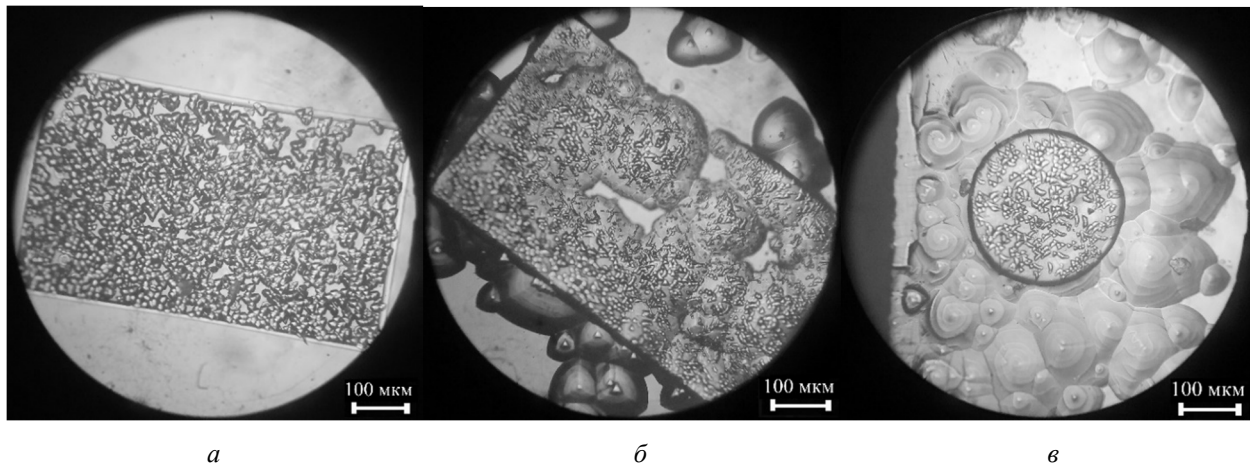


Рис. 6. Місця локалізації дефектів після відпалу: а – область на поверхні полірованого кремнію; б, в – області на поверхні структурованого кремнію

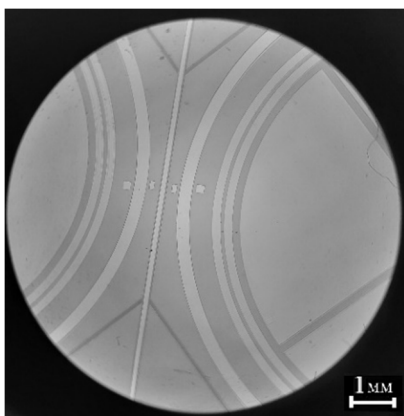


Рис. 7. Область локалізації дефектів – концентричне кільце за межами ОК

Ефективним варіантом області локалізації дефектів є пасивне концентричне кільце на периферії кристала (рис. 7).

Варто відмітити, що елементи, які є локалізації дефектів на периферії, можуть бути відрізані на етапі розділення підкладок на кристали, наприклад, різанням диском із зовнішньою алмазованою кромкою [17] чи будь-яким іншим методом.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСІДЖЕНЬ ТА ОБГОВОРЕННЯ

В технології кремнієвих $p-i-n$ ФД наявність ПШ проявляється зменшенням опору ізоляції між ФЧЕ та ОК (R_{36}) чи власне між ФЧЕ, що призводить до значного зростання темних

струмів. В зразках, бракованих внаслідок інверсії, $R_{36} \approx 1\text{--}10$ кОм при $R_{36} \approx 5\text{--}15$ МОм для серійних ФД, а темновий струм ОК $J_{OK} \approx 7\text{--}36$ мА/см² при $J_{OK} \approx 3.6\text{--}36$ мкА/см² ($U_{3м} = 120$ В) для серійних виробів. I_T бракованих ФД точно виміряти неможливо, оскільки він постійно зростає внаслідок стоку носіїв заряду з ОК. Можна зафіксувати лише початкове значення, яке сягає $J_T \geq 26$ мкА/см² при $J_T = 65\text{--}130$ нА/см² для серійних зразків. При травленні оксиду та утворенні нового можливе зниження рівнів темнових струмів, але, як показують експерименти, після переокиснення значення I_T та I_{OK} дещо вищі, ніж в серійних виробках. Вимірювання показали, що R_{36} в даному випадку сягало 0.5–1 МОм. Це свідчить про наявність залишкових провідних каналів на поверхні кремнію, хоча деякі джерела стверджують про повну ліквідацію ІШ при травленні SiO₂ [12, 18]. Для ФД із малою напругою зміщення дані поверхневі канали не впливають на рівень темнового струму, але при $U_{3м} \geq 100$ В спостерігається його зростання. Тому при використанні запропонованого методу для виробів із високими напругами зміщення варто після зняття оксиду з ІШ проводити

травлення поверхні структур на глибину 0.1–0.2 мкм плазмохімічним чи хімікодинамічним методом.

При дослідженні морфології областей локалізації дефектів після відпалу в мікроскопах з високим збільшенням та за допомогою атомно-силового мікроскопа (АСМ) спостерігається утворення гексагональних дефектів (рис. 8 а), які є частковими крайовими дислокаційними петлями Франка [19]. Дані порушення утворюються при високій концентрації структурних дефектів в умовах ненасичення вакансій та при наявності хімічної рушійної сили, внаслідок чого зародження дефекту відбувається не одночасним рухом всієї частини дислокації, а шляхом зародження сходинок дислокації і їхнього бокового руху вздовж дислокації [2, с. 142]. При збільшенні міри ненасичення вакансій також можуть утворюватися круглі дефекти та дефекти, обмежені викривленими частковими дислокаціями, що також можна побачити з рис. 8. Зазначимо, що після «міграції» дислокаційні лінії та сітки трансформувались в значно коротші структурні дефекти із високою густиною.

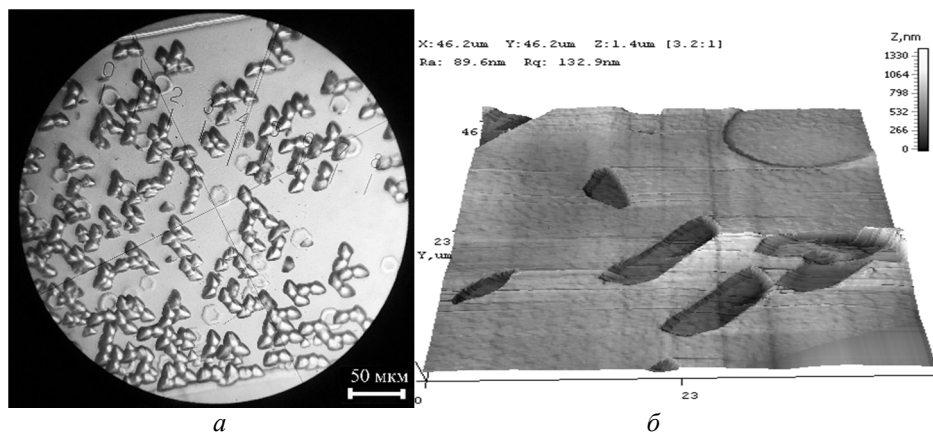


Рис. 8. Зображення морфології поверхні та часткових дислокацій після відпалу: *а* – фото, отримане за допомогою оптичного мікроскопа при збільшенні $\times 500$; *б* – АСМ-зображення

Більшість моделей та досліджень динаміки дислокацій пов'язані із напруженнями на поверхні чи в об'ємі підкладок, які були внесені шляхом деформацій [5, 6, 20], що не може пояснити виявленої нами поведінки структурних дефектів, оскільки механічний вплив на

пластини до етапу розділення відсутній. Механізм описаного в цій статті руху дислокацій досконало нами ще не вивчений та потребує додаткового дослідження, але він може бути пов'язаний із атмосферами Коттрелла [2] та їхньою взаємодією з ІШ.

ВИСНОВКИ

Виявлено динаміку дислокацій по поверхні структур Si-SiO₂ з інверсійними шарами в напрямку периферії кристала під час ізотермічного відпалу, що сприяло значному зниженню густини структурних дефектів в ФЧЕ. Описане явище можна використовувати для отримання високолегованих бездефектних кремнієвих структур, оскільки наявність дислокацій чи інших порушень кристалічної ґратки негативно впливають на параметри виробів. Контрольованим методом отримання інверсійних шарів може бути термічне окиснення в парах соляної кислоти за принципом сухе-вологе-сухе чи відпал структур Si-SiO₂ при температурі 900–950 градусів Цельсія в атмосфері азоту тривалістю ≥ 240 хв.

В описаному випадку структурні дефекти після відпалу локалізувались в охоронному кільці, яке також є активним елементом фотодіода. Для можливості реалізації даного методу, на периферії кристалів варто створювати пасивні n⁺-області, обмежені оксидом, які будуть місцями локалізації дефектів після відпалу. Після проведення відпалу варто стравлювати інверсійні шари та утворити просвітлююче покриття будь-яким відомим методом, оскільки наявність інверсійних каналів сприяє зростанню темнових струмів.

Запропонованим методом вдається знизити густину дислокацій в ФЧЕ на 2–3 порядки. Після проведення розрахунків зроблено припущення, що під час ізотермічного відпалу дислокації рухаються також з об'єму підкладки до поверхні.

Method of “cleaning” the surface of responsive elements of silicon *p-i-n* photodiodes from dislocations

M.S. Kukurudziak

*Rhythm Optoelectronics Shareholding Company
244 Holovna Str., Chernivtsi, 58032, Ukraine
Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University*

2 Kotsyubynsky Str., Chernivtsi, 58002, Ukraine, mykola.kukurudzyak@gmail.com

Investigating the formation of inversion layers (IL) at the Si-SiO₂ interface in the manufacturing technology of silicon photodetectors, some dynamics of dislocations after isothermal annealing were revealed, which were absent in samples without inversion. After selective etching of samples with inversion layers, localization of dislocations on the periphery of responsive elements (RE) with accumulation of guard rings (GR) or other elements of n⁺-type topology outside the RE was observed. This testified to the movement of dislocations on the surface of the Si-SiO₂ structures with IL in the direction of the periphery of the crystal during isothermal annealing, which contributed to a significant decrease in the density of structural defects in RE. The described phenomenon can be used to obtain highly doped defect-free silicon structures. Since the presence of dislocations or other violations of the crystal lattice negatively affect the parameters of the products.

In the case of using the described phenomenon as a technological method of “cleaning” the surface of silicon structures, there is a need for controlled formation of IL. One of the methods of forming inversion layers can be thermal oxidation in hydrochloric acid vapors according to the principle of dry-wet-dry oxidation (for p-type silicon). Another method that does not require additional materials is the annealing of Si-SiO₂ structures at a temperature of 900–950 Celsius degrees in a nitrogen atmosphere for ≥ 240 minutes. Inversion channels, in this case, will be formed due to the redistribution and diffusion of metal impurities in the oxide (which were introduced during previous thermal operations) to the Si-SiO₂ interface.

In the described case, these structural defects after annealing were localized in the GR, which is also an active element of the photodiodes, as it limits the dark current of the RE, accordingly, the dark current of the GR should also be low. To be able to implement this method, it is necessary to create passive n⁺-regions on the periphery of the crystals, limited by oxide, which will be the locations of defects after annealing. It can be both separate areas of arbitrary shape and a concentric ring outside the GR. Elements that will be the locations of defects on the periphery can be cut off at the stage of separating the substrates into crystals.

After annealing, it is necessary to remove the IL and form an anti-reflective coating by any known method, since the presence of inversion channels contributes to the growth of dark currents.

When examining the morphology of defect localization areas after annealing under high-magnification microscopes and with the help of an atomic force microscope, the formation of hexagonal and round defects, which are partial marginal Frank dislocation loops, was observed.

The mechanism of dislocation movement described in this article has not been thoroughly studied by us and requires additional research, but it may be related to Cottrell atmospheres and their interaction with IL.

Keywords: silicon, dislocation, inversion layer, hexagonal defect, partial dislocation

ЛІТЕРАТУРА

1. Kukurudziak M.S. Influence of Surface Resistance of Silicon *p-i-n* Photodiodes n^+ -Layer on their Electrical Parameters // *Phys. Chem. Solid State*. – 2022. – V. 23, N 4. – P. 756–763.
2. Ravi K.V. Imperfections and impurities in semiconductor silicon. – New York: Wiley, 1981. – 379 p.
3. Rabier J., Pizzagalli L., Demenet J.L. Chapter 93. Dislocations in Silicon at High Stress // *Dislocations in Solids*. – 2020. – V. 16. – P. 47–108.
4. Solovyev A.A., Rybin V.V., Kulagin A.V. Influence of DC Current on Movement of Dislocations in P-Silicon Single Crystals in Field of Internal Stresses // *Solid State Phenomena*. – 2021. – V. 316. – P. 975–980.
5. Chen H., Levitas V.I., Xiong L., Zhang X. Stationary dislocation motion at stresses significantly below the Peierls stress: Example of shuffle screw and 60 dislocations in silicon // *Acta Mater.* – 2021. – V. 206. – P. 116623.
6. Naigen Zh., Wei X., Zhou L. Formation of dislocations in the growth of silicon along different crystallographic directions—A molecular dynamics study // *Crystals*. – 2018. – V. 8, N 9. – P. 346.
7. Glunz S.W., Feldmann F. SiO₂ surface passivation layers – a key technology for silicon solar cells // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. – 2018. – V. 185. – P. 260–269.
8. Kukurudziak M.S. 1064 nm wavelength *p-i-n* photodiode with low influence of periphery on dark currents // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. – 2022. – V. 14, N 1. – P. 01023–01026.
9. Kukurudziak M.S., Maistruk E.V. Features of Diffusion Doping and Boron Gettering of Silicon pin Photodiodes // *IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek)*. (2022, October). – P. 1–6.
10. Литвиненко В.М., Вікулін І.М. Вплив властивостей поверхні на зворотні характеристики напівпровідникових приладів // *Вісник Херсонського національного технічного університету*. – 2018. – № 1. – С. 46–56.
11. Кружляк Ю.О., Стріха М.В. Фізика нанотранзисторів: напруга на затворі, поверхневий потенціал та рухливий електронний заряд у масивній структурі MOS та в тонкій SOI // *Сенсорна електроніка і мікросистемні технології*. – 2019. – Т. 16, № 2. – С. 5–31.
12. Atalla M.M., Tannenbaum E., Scheibner E.J. Stabilization of Silicon Surfaces by Thermally Grown Oxides // *Bell System Technical Journal*. – 1959. – V. 38. – P. 749–784.
13. Atalla M.M., Tannenbaum E. Impurity Redistribution and Junction Formation in Silicon by Thermal Oxidation // *Bell System Technical Journal*. – 1960. – V. 39. – P. 933–476.
14. Sirtl E., Adler A. Flusssäure als spezifisches System zur Atzgrubenentwicklung auf Silizium // *Z. Metallk.* – 1961. – V. 119, N 6. – P. 529–531.
15. Majid M., Assadi M.K. Various types of anti-reflective coatings (ARCS) based on the layer composition and surface topography: a review // *Rev. Adv. Mater. Sci.* – 2018. – V. 53, N 2. – P. 187–205.
16. Rajan G., Karki Sh., Collins R.W., Podraza N.J., Marsillac S. Real-time optimization of anti-reflective coatings for cigs solar cells // *Materials*. – 2020. – V. 13, N19. – P. 4259.
17. Arif M., Rahman M., San W.Y. A state-of-the art review of ductile cutting of silicon wafers for semiconductor and microelectronics industries // *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* – 2012. – V. 63. – P. 481–504.
18. Zhang T., Iqbal S., Zhang X.-Y., Wu W., Su D., Zhou H.-Li. Recent advances in highly efficient organic-silicon hybrid solar cells // *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. – 2020. – V. 204. – P. 110245.
19. Таланін І.Є., Левінзон Д.І., Таланін В.І. Дослідження трансформації ростових мікроефектів у кремнії після іонної імплантації // *Український фізичний журнал*. – 2000. – Т. 45, № 8. – С. 963–966.
20. Павлик Б.В., Кушлик М.О., Слободзян Д.П., Лис Р.М. Перебудова дефектної структури та центрів дислокаційної люмінесценції у приповерхневих шарах р-Si // *Журнал фізичних досліджень*. – 2017. – Т. 21, № 1–2. – С. 1601.

REFERENCES

1. Kukurudziak M.S. Influence of Surface Resistance of Silicon *p-i-n* Photodiodes n^+ -Layer on their Electrical Parameters. *Phys. Chem. Solid State*. 2022. **23**(4): 756.
2. Ravi K.V. *Imperfections and impurities in semiconductor silicon*. (New York: Wiley, 1981).
3. Rabier J., Pizzagalli L., Demenet J.L. Chapter 93 Dislocations in Silicon at High Stress. *Dislocations in Solids*. 2020. **16**: 47.
4. Solovyev A.A., Rybin V.V., Kulagin A.V. Influence of DC Current on Movement of Dislocations in P-Silicon Single Crystals in Field of Internal Stresses. *Solid State Phenomena*. 2021. **316**: 975.
5. Chen H., Levitas V.I., Xiong L., Zhang X. Stationary dislocation motion at stresses significantly below the Peierls stress: Example of shuffle screw and 60 dislocations in silicon. *Acta Mater*. 2021. **206**: 116623.
6. Naigen Zh., Wei X., Zhou L. Formation of dislocations in the growth of silicon along different crystallographic directions—A molecular dynamics study. *Crystals*. 2018. **8**(9): 346.
7. Glunz S.W., Feldmann F. SiO₂ surface passivation layers—a key technology for silicon solar cells. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. 2018. **185**: 260.
8. Kukurudziak M.S. 1064 nm wavelength p-i-n photodiode with low influence of periphery on dark currents. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2022. **14**(1): 01023.
9. Kukurudziak M.S., Mastruk E.V. Features of Diffusion Doping and Boron Gettering of Silicon pin Photodiodes. In: *IEEE 3rd KhPI Week on Advanced Technology (KhPIWeek)*. (2022, October). P. 1.
10. Lytvynenko V.M., Vikulin I.M. Influence of surface properties on reverse characteristics of semiconductor devices. *Bulletin of the Kherson National Technical University*. 2018. (1): 46. [in Ukrainian].
11. Kruglyak Yu.O., Strikha M.V. Physics of nanotransistors: gate voltage, surface potential, and mobile electronic charge in bulk MOS and thin SOI. *Sensor Electronics and Microsystem Technologies*. 2019. **16**(2): 5. [in Ukrainian].
12. Atalla M.M., Tannenbaum E., Scheibner E.J. Stabilization of Silicon Surfaces by Thermally Grown Oxides. *Bell System Technical Journal*. 1959. **38**: 749.
13. Atalla M.M., Tannenbaum E. Impurity Redistribution and Junction Formation in Silicon by Thermal Oxidation. *Bell System Technical Journal*. 1960. **39**: 933.
14. Sirtl E., Adler A. Flusssäure als spezialisiertes System zur atzgrubenentwicklung auf silizium. *Z. Metallk.* 1961. **119**(6): 529.
15. Majid M., Assadi M.K. Various types of anti-reflective coatings (ARCS) based on the layer composition and surface topography: a review. *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2018. **53**(2): 187.
16. Rajan G., Karki Sh., Collins R.W., Podraza N.J., Marsillac S. Real-time optimization of anti-reflective coatings for cigs solar cells. *Materials*. 2020. **13**(19): 4259.
17. Arif M., Rahman M., San W.Y. A state-of-the art review of ductile cutting of silicon wafers for semiconductor and microelectronics industries. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2012. **63**: 481.
18. Zhang T., Iqbal S., Zhang X.-Y., Wu W., Su D., Zhou H.-Li. Recent advances in highly efficient organic-silicon hybrid solar cells. *Sol. Energy Mater. Sol. Cells*. 2020. **204**: 110245.
19. Talanin I.E., Levinzon D.I., Talanin V.I. Investigation of the transformation of growth microdefects in silicon after ion implantation. *Ukr. J. Phys.* 2000. **45**(8): 963. [in Ukrainian].
20. Pavlyk B.V., Kushlyk M.O., Slobodzyan D.P., Lys R.M. Reconstruction of the defect structure and centers of dislocation luminescence in the near-surface layers of p-Si. *J. Phys. Res.* 2017. **21**(1–2): 1601.

Надійшла 14.11.2022, прийнята 05.06.2023