

Про природу центрів електролюмінесценції в пластично деформованих кристалах кремнію *p*-типу

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

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

(Одержано 28.07.2015; опубліковано online 20.10.2015)

У роботі описуються дослідження дислокаційної електролюмінесценції монокристалів кремнію *p*-типу з високою концентрацією дислокацій на поверхні (111). Приводяться впливи високотемпературного відпалу в атмосфері проточного кисню на спектри люмінесценції та смісно-модуляційні спектри зразків. З аналізу результатів встановлена природа центрів рекомбінації та їх перебудова при високотемпературному відпалі. Показано, що осадження плівки Al на підкладку *p*-Si приводить до формування деформаційного потенціалу і, як наслідок, локалізації у приповерхневому шарі дефектів з об'єму кристалу, що відповідають центрам свічення.

Ключові слова: Кремній *p*-типу, Дислокаційна електролюмінесценція, Рекомбінаційні центри, Пластична деформація, Високотемпературний відпал.

PACS numbers: 61.72.Hh, 61.72.Lk, 61.72.Uf,
68.35.Dv, 72.20.Jv, 73.20.Hb, 73.40.Sx, 73.40.Qv,
78.60.Fi

1. ВСТУП

Кремній має перевагу перед іншими напівпровідниками в сучасній мікроелектроніці завдяки доступності, розвинених технологій вирощування та обробки. Стрімкий розвиток кремнієвої нано- та мікроелектроніки потребує вирішення нових актуальних завдань, пов'язаних з необхідністю впровадження оптоелектронних компонентів передачі інформації. Проблема використання кремнію в побудові замкнутого циклу оптоелектронної технології полягає в тому, що випромінювальна рекомбінація в ньому на кілька порядків нижче, ніж в прямозонних напівпровідниках. Одним з перспективних шляхів вирішення цієї проблеми є виготовлення світлодіодів з так званою дислокаційною люмінесценцією (ДЛ), яка була виявлена в кремнії з високою щільністю дислокацій [1-3]. Ідея застосування ДЛ для підвищення випромінювальної рекомбінації є перспективною, оскільки дислокаційні центри свічення мають високу температурну стабільність [4], а енергія випромінювання центрів, відповідальних за довгохвильову область люмінесценції (1.2-1.6 мкм), збігається з вікном найбільшої прозорості волоконної оптики і знаходиться в області прозорості кремнію. Перспективи створення високоефективних світлодіодів, які використовують робочу довжину хвилі лінії Д1 ($\lambda = 1,54$ мкм), викликають значний інтерес у дослідників. Проте, незважаючи на те, що вивчення ДЛ почалося більше 20 років тому і накопичено велику кількість експериментальних даних, ні природа центрів, ні відповідні рекомбінаційні процеси з участю структурних дефектів в літературі однозначно не представлені.

Основним способом введення дислокацій в кремній залишається пластична деформація кристалу. Останні, в свою чергу, здатні ефективно гетерувати точкові структурні дефекти з об'єму і приповерхневої області кристалу, що може призвести до утворення на дислокаціях додаткових каналів рекомбінації

носіїв заряду, і, як наслідок, до зміни інтенсивності та енергетичного спектру ДЛ. Тому виникає необхідність дослідження механізмів впливу домішок та технологічних операцій на характеристики ДЛ [5, 6].

Автори роботи [7] встановили, що при збільшенні концентрації домішки кисню інтенсивність смуг Д1 і Д2 ($\lambda_{D1} = 1,54$ мкм, $\lambda_{D2} = 1,42$) зростає, а також їх максимум зміщується в довгохвильову область спектру. В даній роботі також показано, що відпал на повітрі при температурах від 450 до 700 °C зразка Si, попередньо деформованого при температурі 900 °C, супроводжується збільшенням інтенсивності довгохвильової частини смуги Д1.

Метою даної роботи є дослідження процесів перебудови дефектної структури приповерхневого шару *p*-Si після введення домішки кисню і подальшого високотемпературного відпалу при формуванні світловипромінювальних структур (СВС) з ДЛ.

2. ОПИС ОБ'ЄКТУ ТА МЕТОДІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

Для досліджень використовувався Si *p*-типу вирощений методом Чохральського. Зразки (розмірами 7 × 3 × 4 мм) вирізали з монокристалічного диску кремнію для мікроелектроніки (КДБ-10), з орієнтацією плоских поверхонь (111) та концентрацією дислокацій на них $N_d \leq 10^2$ см⁻². Ці зразки піддавалися стандартним процедурам механічної і хімічної обробки поверхонь [8].

Для створення на поверхні кристалу підвищеної концентрації дислокацій ($3 \cdot 10^6$ см⁻²) зразки піддавалися пластичній одновісній деформації при температурі 700 °C у відповідності з авторським патентом [9]. Подальший високотемпературний відпал при температурі 1000 °C, тривалістю від 15 хвилин до 1-ї години проводився в герметично закритій кварцовій колбі, з проточною атмосферою кисню, поміщеній в піч з нікелевим нагрівником.

* kushlykmarik@gmail.com

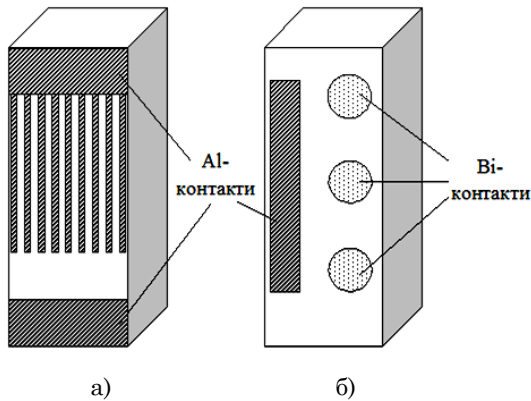


Рис. 1 – Схеми нанесення Al і Bi контактів на зразки: а) контактна сітка для дослідження електролюмінесценції; б) Al-Si-Bi – діод Шоттки для дослідження емнісно-модуляційних спектрів

Формування контактів, для дослідження електролюмінесценції (ЕЛ), на поверхні кристалів проводилося у вакуумному криостаті за тиску 10^{-4} Па з використанням азотної пастки. На хімічно відполіровану і дегазовану поверхню (111) в вакуумі при $320\text{ }^\circ\text{C}$ наносилася термічним розпиленням та осадженням плівка алюмінію завтовшки $150\div 250$ нм, зі швидкістю близько 15 нм/с, після чого зразки охолоджувалися в криостаті до кімнатної температури (рис. 1а).

Вимірювання спектрів ЕЛ експериментальних зразків відбувалось у вакуумній камері з процедурою попередньої коротко часової (тривалістю $10\div 15$ хв.) термодесорбції, при температурі $150\text{--}200\text{ }^\circ\text{C}$, з поверхні кристалу. Збудження ЕЛ здійснювалось імпульсним струмом величиною 50 мА, частотою 100 Гц- 10 кГц. Реєстрація ГЧ випромінювання відбувалась за допомогою Hg₃In₂Te₆ фотодіода [10] на базі модифікованого спектрофотометра СФ-20 та комп'ютерної обробки експериментальних результатів.

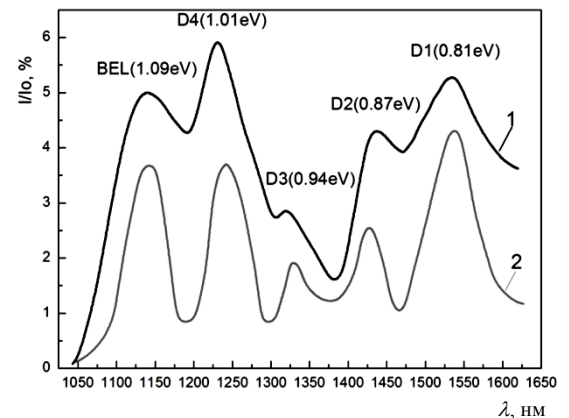
Після вимірювання спектрів ЕЛ зразки піддавались хімічному з травлюванню алюмінієвих контактів, очистці поверхні з подальшим напилюванням Al та Bi контактів для досліджень емнісно-модуляційних спектрів (СМС), за технологією описаною в роботі [11]. Напилення Bi відбувалось при температурі $50\text{ }^\circ\text{C}$ зі швидкістю 10 нм/с до товщини $150\div 200$ нм, у вигляді трьох круглих контактів (рис. 1б), для дослідження ділянок кристалу, з різною концентрацією поверхневих дефектів. Один з контактів формувался на ділянці поверхні кремнію, яка раніше знаходилась між нижнім алюмінієвим контактом та верхнім, а інші два – на місці, де був верхній алюмінієвий контакт – «сітка». Не відповідність параметрів ґраток Al та Si приводить до формування у приповерхневому шарі кристалу додаткового поля деформаційних напружень, яке є стимулятором гетерування дислокаціями навколишніх точкових дефектів [12]. Отже маємо дві локальні області з мінімальною концентрацією дефектів (між Al контактами) та підвищеною – під Al «сіткою»

Вимірювання спектрів залежностей dC/dU від температури проводилось з використанням модуляційного спектрометра ГУ-7-1 «УРАН-1». З отриманих залеж-

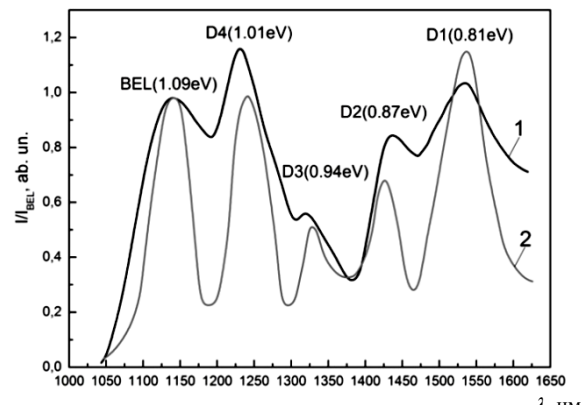
ностей обчислювались положення глибоких рівнів електрично-активних центрів в забороненій зоні.

3. ОПИС ТА АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ

На рис. 2. зображені спектри ЕЛ зразків кремнію пластично деформованого (крива 1), з концентрацією дислокацій на поверхні (111) кристалу $\sim 3\cdot 10^6$ см⁻² та, послідовно пластично деформованого ($N_d \approx 3\cdot 10^6$ см⁻²) і відпаленого в атмосфері кисню (кристал 2). Чітко виділяються максимум власної електролюмінесценції (ВЕЛ) 1140 нм ($1,121$ еВ) та чотири максимуми дислокаційної електролюмінесценції (ДЕЛ): 1540 нм ($0,812$ еВ) – лінія Д1; 1425 нм ($0,875$ еВ) – лінія Д2; 1320 нм ($0,934$ еВ) – лінія Д3; 1240 нм (1 еВ) – лінія Д4;



а)



б)

Рис. 2 – Спектр ЕЛ зразків кремнію підданих пластичній деформації $N_d \approx 3\cdot 10^6$ см⁻²: крива-1 – зразок не піддавався високотемпературному відпалу; крива-2 – зразок додатково підданий високотемпературному відпалу в атмосфері проточного кисню, при температурі $1000\text{ }^\circ\text{C}$, тривалістю 1 год. а) – інтенсивність ЕЛ нормована на максимальну інтенсивність фотоприймача $I_0(\lambda)$; б) – інтенсивність ЕЛ нормована на інтенсивність максимуму ВЕЛ

Як видно з отриманих експериментальних кривих (рис. 2а), високотемпературний відпал в проточній атмосфері кисню призводить до зменшення інтенсивності всіх смуг спектру (Д1-Д4 та ВЕЛ). Така зміна спектру ЕЛ зумовлена перебудовою структурних дефектів і збільшенням концентрації безвипромінювальних центрів рекомбінації. Разом з цим бачимо, що при

підвищенні вмісту кисню в приповерхневому шарі зразків спостерігається збільшення відносної інтенсивності максимуму смуги Д1 при нормуванні з інтенсивністю максимуму для ВЕЛ (рис. 2б). Це можна пояснити збільшенням концентрації центрів люмінесценції, пов'язаних з атомами кисню, захоплених полем механічних напруж навколо дислокацій.

Для більш повного розуміння процесів, які відбуваються у приповерхневих шарах досліджуваних кристалів проведені їх ЄМ – вимірювання. З цією метою, були сформовані структури Al-Si-Bi на пластично деформованих ($N_d \approx 3 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$) зразках, що піддавались подальшому високотемпературному відпалу в атмосфері кисню (рис. 3, крива-2) та без такої обробки (рис. 3, крива-1).

Спостережувані ЄМ – спектри зумовлені процесами перезарядки електрично-активних центрів, генерованих пластичною деформацією та подальшим термічним відпалом. З отриманих результатів вимірювань видно, що високотемпературний відпал деформованого кристалу в атмосфері проточного кисню приводить до стрімкого зменшення амплітуди сигналів які відповідають енергетичним рівням: $E_1, E_2, E_3, E_6, E_7, E_8$. Одночасно з цим має місце і збільшення амплітуди сигналів, які відповідають рівням: E_4, E_9 та E_{10} .

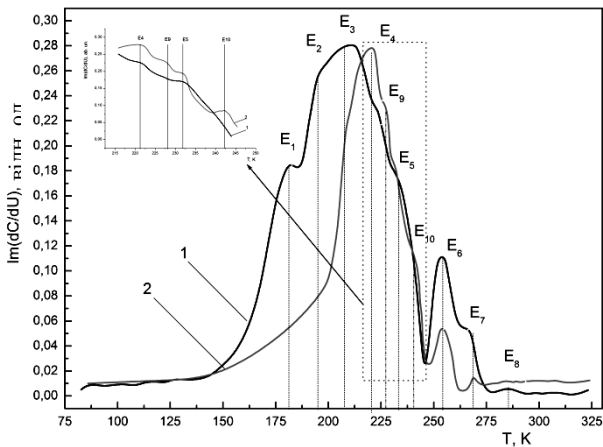


Рис. 3 – ЄМ-модуляційний спектр структури Al-Si-Bi (контакт Ві під Al-«сіткою») підданих пластичній деформації ($N_d \approx 3 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$): крива-2 – зразок додатково підданий високотемпературному відпалу в атмосфері проточного кисню, при температурі 1000°C, тривалістю 1 год.; крива-1 – зразок не піддавався високотемпературному відпалу

Дана перебудова дефектної структури приповерхневого шару зумовлена зменшенням концентрації метастабільних точкових дефектів, їх комплексів та формування киснево-дислокаційних центрів випромінювальної рекомбінації. З даних, отриманих при вимірюванні ЄМ-спектрів при різних частотах модулюючого сигналу, побудовані залежності швидкості термічної емісії носіїв заряду локалізованих на відповідних рівнях в забороненій зоні, нормовані на квадрат температури, від $1/T$. Аналіз цих залежностей дав можливість визначити величини енергії іонізації відповідних рівнів (рис. 4) (за тангенсом кута нахилу):

$$E_1 = E_v + 0.04 \text{ eV}, E_2 = E_v + 0.08 \text{ eV}, \\ E_3 = E_v + 0.14 \text{ eV}, E_4 = E_v + 0.23 \text{ eV},$$

$$E_5 = E_v + 0.26 \text{ eV}, E_6 = E_c - 0.45 \text{ eV}, \\ E_7 = E_c - 0.15 \text{ eV}, E_8 = E_c - 0.11 \text{ eV}, \\ E_9 = E_v + 0.31 \text{ eV}, E_{10} = E_v + 0.4 \text{ eV}.$$

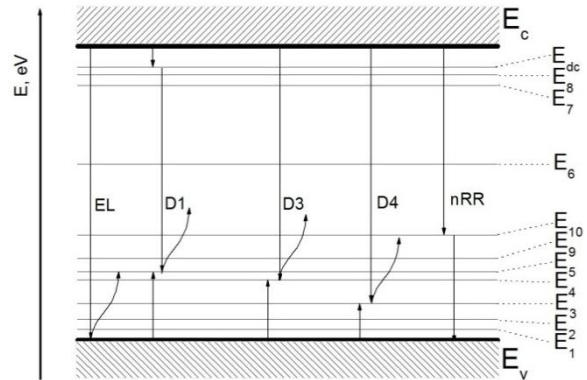


Рис. 4 – Модель розміщення енергетичних рівнів в забороненій зоні Si-p отриманих з залежностей кінетики перезарядження електрично-активних дефектів чи домішок від температури

З розрахунків проведених в роботі [13] також впливає, що електронний спектр реконструйованої дислокації повинен містити дві одновимірні підзони E_{dv} і E_{dc} , відокремлені за рахунок сильної деформації ґратки від валентної зони E_v і зони провідності E_c кристалів кремнію, відповідно. Зараз можна вважати встановленим [13], що з регулярними ділянками 60° дислокацій в кремнії пов'язані дві одновимірні підзони: $E_{dv} = E_v + 0.08 \text{ eV}$ і $E_{dc} = E_c - 0.08 \text{ eV}$.

Виявлений нами рівень $E_v + 0.26 \text{ eV}$, що представлений максимумом E_5 на рис. 3, описаний в літературі, як центр T_1 [14]. Такий цент спостерігався практично в усіх дослідженнях зразків кремнію p -типу провідності з введеними дислокаціями, його поява обумовлена сегрегацією домішок в полях пружних напружень дислокацій.

Температурна залежність швидкості термічної емісії дірок з рівня E_6 ($E_c - 0.45 \text{ eV}$) близька до аналогічної залежності для рівня T_3 , виявленої у роботі [14]. Автори цієї роботи появу даного рівня пов'язують з домішкою заліза, більш точно, – з комплексом залізо-кисень. При відпалі в кисневій атмосфері, в досліджуваній області зразків кремнію, вводиться велика концентрація власних точкових дефектів і домішки кисню, що може призвести до утворення нових більш складних комплексів, які містять атоми заліза і кисню.

Рівні що знаходяться в верхній половині забороненої зони $E_c - 0.15 \text{ eV}$ і $E_c - 0.11 \text{ eV}$ відповідають центрам за участі кисню А-центр (V-O) та термодонорам, відповідно [15, 16]. Це також підтверджується їх закономірністю змін після відпалу зразків при 1000 °C в атмосфері кисню. При невеликих часах відпалу (до 15 хвилин) та фонових концентраціях кисню спостерігається збільшення концентрації даних центрів. При подальшому відпалі ($T = 1000^\circ \text{C}$, t : від 15 хвилин до 1 години) кисень в кристалах кремнію активно дифундує з утворенням преципітатів чи захопленням на дислокаціях, що підтверджує зростання концентрації центрів з енергією $E_v + 0.26 \text{ eV}$. Також навколо кисневих преципітатів утворюються напруженості кристалічної ґратки, котрі, під час відпалу, можуть виступати

центрами утворення нових дислокацій.

З аналізу рис. 2. бачимо перебудову амплітудних значень інтенсивності на користь Д1 максимуму. Величина цього максимуму зростає в порівнянні з величиною інтенсивності власної люмінесценції, одночасно із загальним зменшенням амплітуди всіх максимумів спектру. Саме така кореляція дозволяє нам зв'язати смугу Д1 з переходами з рівня $E_{c-} = (E_c - 0.08)$ на рівень $E_5 = (E_v + 0.26)$, а підвищення інтенсивності пояснюється вище згаданим збільшенням концентрації дислокацій та киснево-дислокаційних комплексів.

Пошук кореляцій у ЕЛ- і ЄМ-спектрах дозволить глибше дослідити природу і структуру центрів люмінесценції, визначити положення відповідних енергетичних рівнів у забороненій зоні та можливі рекомбінаційні процеси, які супроводжують перебудову структурних дефектів приповерхневого шару Si(p).

На рис. 5 представлені емнісні спектри досліджуваного зразка виміряні в місцях де спостерігається ЕЛ (під сіткою Al) – крива 1 та в області кристалу між Al-контактами – крива 2. Структура спектрів емнісних сигналів під плівкою Al і в області поверхні між Al-контактами практично така сама. Для області зразка, що знаходився під Al-плівкою рівень сигналу є вищим, за винятком максимуму E_8 (рис. 5, криві-1, 2). Але результати досліджень високотемпературного відпалу в атмосфері проточного кисню цих двох областей є суттєво різними (рис. 5, крива-3 та рис. 3, крива-2). В області кристалу де має місце ЕЛ (під сіткою Al) високотемпературний відпал приводить до чітко вираженого збільшення амплітуди максимумів E_4 і E_9 . На відміну, в області кристалу між Al-контактами максимум E_3 майже не змінний, на фоні зменшення амплітуди сигналу всіх інших максимумів. В роботі [12] нами було показано, що осадження півки Al на підкладку p-Si приводить до формування деформаційного потенціалу, через відмінні параметри ґраток Al і Si (на 23 %) і, як наслідок, локалізації у приповерхневому шарі дефектів з об'єму кристалу. В таких областях приповерхневого шару навколо ядер дислокацій утворюються хмарини Коттрела та скупчення точкових дефектів. Наявність у приповерхневому шарі додаткового деформаційного потенціалу супроводжується зростанням амплітудних значень сигналів (E_1 - E_6) та зменшенням сигналів E_7 і E_8 (рис. 4, криві – 1, 2), зумовлених перебудовою відповідних структурних дефектів.

Високотемпературний відпал деформованого кристалу в атмосфері протічного кисню супроводжується формуванням міжфазної границі Si – SiO₂ в якій локалізовані поверхневі стани [17]. На ефективність їх утворення та зарядовий стан впливає наявність водню, який може пасивувати або депасивувати поверхневі стани, завдяки дифузії H, H⁺, H₂ по кристалу. Така перебудова структурних дефектів особливо чітко проявляється в тих областях приповерхневого шару кристалу, де не було додаткового деформаційного потенціалу, зумовленого шаром Al (рис. 5, крива-3). Амплітудні значення практично всіх максимумів емнісного спектру (за винятком E_3) різко зменшились.

Рівень E_{10} , що виявляється після відпалу зразків згідно з даними [18, 19] відповідає кластерам міжвузлових атомів кремнію (Si_i + Si_i), котрі, як вважають

автори відповідають за безвипромінювальну рекомбінацію в кристалах кремнію. Зростання їхньої концентрації у відпалених зразках може пояснити загальне зменшення інтенсивності спектру ДЛ.

Що стосується Д3 та Д4 максимумів дислокаційної люмінесценції за аналогією їх можна зв'язати з переходами з рівнів $E_c \rightarrow E_3 (E_v + 0.14)$ та $E_c \rightarrow E_4 (E_v + 0.23)$, рівні яких пов'язують з взаємодією дислокацій з відповідно вакансіями та міжвузельними атомами кремнію. Однак автори [3] стверджують, що смуги D3 та D4 є результатом рекомбінації носіїв на прямолінійних сегментах 60° дислокацій. Крім того, було зроблено припущення, що D3 є фонним повторенням лінії D4.

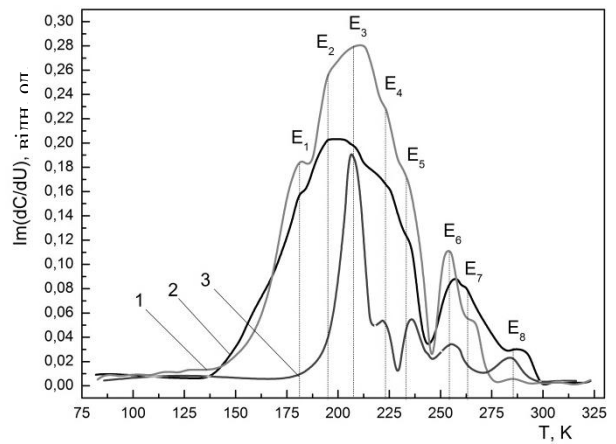


Рис. 5 – Емнісно-модуляційний спектр різних контактів зразка кремнію підданого пластичній деформації: крива-1 – Ві-контакт, що знаходився під Al-«сіткою»; крива-2 – Ві-контакт, що знаходиться між Al-контактами; крива-3 – Ві-контакт, що знаходиться між Al-контактами після відпалу в проточній атмосфері кисню при $T = 1000$ °С, тривалістю 1 година

На кривих приведені на рис. 5 порівняння концентрацій центрів спостережуваних нами в місцях під Al «сіткою» та між Al-контактами (нижній Ві-контакт на рис. 1). Бачимо, що концентрації всіх центрів, які зазнають перезарядки, зменшується, що пояснюється генеруванням дефектів в області приповерхневого шару кремнію, який знаходиться в полі напруженостей викликаних напиленою плівкою Al. Такі результати добре корелюють з попередньо отриманими нами даними досліджень поверхні з допомогою оптичного та атомно-силового мікроскопів та модельними розрахунками представленими в роботі [12].

4. ВИСНОВКИ

Отже, виявлено електрично активні рівні в забороненій зоні p-Si, пластично деформованого і відпаленого в проточній атмосфері кисню, виміряні температурні залежності швидкості термічної емісії носіїв заряду з них і досліджена залежність концентрації цих центрів від умов відпалу. Аналіз експериментальних результатів і їх порівняння з літературними даними дозволяє стверджувати, що виявлені нами центри, які зазнають процесів перезарядки, характерні для структур, що містять дислокації та інші протяжні дефекти. Важливо відзначити, що як положення ліній дислокаційної електролюмінесценції, так і температурні залежності швидкості термічної емісії

носіїв заряду з електрично активного рівня в дозволену зону дещо змінюються залежно від умов виготовлення зразків, що містять протяжні дефекти. Протяжні дефекти можуть мати досить складну структуру, яка змінюється при термічних обробках. Необхідно

також врахувати, що точкові дефекти (домішкові атоми і власні дефекти), які ефективно генеруються при різних впливах на зразок, беруть участь в процесах трансформації протяжних дефектів і центрів дислокаційної люмінесценції.

О природе центров электролюминесценции в пластически деформированных кристаллах кремния *p*-типа

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

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

В работе описываются исследования дислокационной электролюминесценции монокристаллов кремния *p*-типа с высокой концентрацией дислокаций на поверхности (111). Приводятся влияния высокотемпературного отжига в атмосфере проточного кислорода на спектры люминесценции и емкостно-модуляционные спектры образцов. Из анализа результатов установлена природа центры рекомбинации и их перестройка при высокотемпературном отжиге. Показано, что осаждение пленки Al на подложку *p*-Si приводит к формированию деформационного потенциала и, как следствие, локализации в приповерхностном слое дефектов из объема кристалла, которые соответствуют центрам свечения.

Ключевые слова: Кремний *p*-типа, Дислокационная электролюминесценция, Рекомбинационные центры, Пластическая деформация, Высокотемпературный отжиг.

About the Nature of Electroluminescence Centers in Plastically Deformed Crystals of *p*-type Silicon

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

Ivan Franko National University of Lviv, 107, Tarnavskiy Str., 79017 Lviv, Ukraine

The paper describes research of dislocation electroluminescence of single crystal *p*-type silicon with a high concentration of dislocations on the surface (111). It is shown the reaction of the luminescence spectra and capacitive-modulation spectra of samples after high-temperature annealing in an atmosphere of flowing oxygen. The analysis of the results lets us to establish the nature of recombination centers and their reorganization under high-temperature annealing. It is shown that deposition of Al film on the substrate *p*-Si leads to the formation of strain capacity and the localization of defects in the surface layer that corresponds to luminescence centers.

Keywords: *p*-type silicon, Dislocation electroluminescence, Recombination centers, Plastic deformation, High-temperature annealing.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Н.А. Дроздов, А.А. Патрин, В.Д. Ткачев, *Письма ЖЭТФ* **23**, 651 (1976) (N.A. Drozdov, A.A. Patrin, V.D. Tkachev, *JETP Lett.* **23** No 11, 651 (1976)).
2. R. Sauer, Ch. Kisielowski-Kemmerich, H. Alexander, *Phys. Rev. Lett.* **57**, 1472 (1986).
3. N.A. Sobolev, *Semiconductors* **44** No 1, 1 (2010).
4. V. Kveder, M. Badylevich, W. Schroter, M. Seibt, E. Steinman, A. Izotov, *phys. status solidi (a)* **202** No 5, 901 (2005).
5. A.N. Tereshchenko, E.A. Steinman, A.A. Mazilkin, *Phys. Solid State* **53** No 2, 369 (2011).
6. N.A. Sobolev, B.Ya. Ber, A.M. Emel'yanov, A.P. Kovarskii, E.I. Shek, *Semiconductors* **41** No 3, 285 (2007).
7. E.A. Steinman, A.A. Mazilkin, *Phys. Solid State* **47** No 1, 5 (2005).
8. Б.В. Павлык, Р.І. Дідик, Й.А. Шикоряк, А.П. Штабальок, М.О. Кушлык, *ФХТТ* **11** No 3, 675 (2010) (B.V. Pavlyk, R.I. Didyk, Y.A. Shykoryak, A.P. Shtabalyuk, M.O. Kushlyk, *Phys. Chem. Solid State* **11** No 3, 675 (2010)).
9. Б.В. Павлык, Р.І. Дідик, Й.А. Шикоряк, Р.М. Лис, А.С. Грипа, Д.П. Слободзян, М.О. Кушлык, *Пат. 86829 Україна, МПК G01N3/08, H01L21/322. опубл. 10.01.2014, Бюл №1* (B.V. Pavlyk, R.I. Didyk, Y.A. Shykoryak, R.M. Lys, A.S. Hrypa, D.P. Slobodzyan, M.O. Kushlyk, *Pat. 86829 Ukraine, MPK G01N3/08, H01L21/322. opubl. 10.01.2014, Byul No 1*).
10. І.І Герман, *Науковий вісник Чернівецького університету. Фізика. Електроніка* **303**, 81 (2006) (I.I. Herman, *Naukovyy visnyk Chernivetskoho universytetu. Fyzyka. Elektronika* **303**, 81 (2006)).
11. B.V. Pavlyk, D.P. Slobodzyan, M.O. Kushlyk, *Semiconductors* **46** No 8, 993 (2012).
12. Б.В. Павлык, М.О. Кушлык, Р.І. Дідик, Й.А. Шикоряк, Д.П. Слободзян, Б.Я. Кулик, *УФЖ* **58** No 8, 742 (2013) (B.V. Pavlyk, M.O. Kushlyk, R.I. Didyk, Y.A. Shykoryak, D.P. Slobodzyan, B.Ya. Kulyk, *Ukr. J. Phys.* **58** No 8 742 (2013)).
13. V. Kveder, T. Sekiguchi, K. Sumino, *Phys. Rev. B* **51** No 23, 16721 (1995).
14. D. Cavalcoli, A. Cavallini, *phys. status solidi (c)* **4** No 8, 2871 (2007).
15. А.П. Долголенко, *ВАНТ* **81** No 5, 13 (2012) (A.P. Dolgolenko, *VANT* **81** No 5, 13 (2012)).
16. В.М. Бабич, Н.І. Блецкан, Е.Ф. Венгер, *Кислород в монокристаллах кремния* (Киев: Интерпрес ЛТД: 1997) (V.M. Babich, N.I. Bletskan, Ye.F. Venger, *Kislород v monokristallakh kremniya* (Kiyev: Interpres LTD: 1997)).
17. O.V. Aleksandrov, *Semiconductors* **48** No 4, 505 (2014).
18. V.V. Lukjanitsa, *Semiconductors* **37** No 4, 404 (2003).
19. N.A. Sobolev, A.S. Loshachenko, D.S. Poloskin, E.I. Shek, *Semiconductors* **47** No 2, 289 (2013).