

ДВОКАНАЛЬНЕ ГЕТЕРУВАННЯ РЕКОМБІНАЦІЙНО-АКТИВНОЇ ДОМІШКИ В СОНЯЧНОМУ ПОЛІКРИСТАЛІЧНОМУ КРЕМНІЇ

В.Г. ЛИТОВЧЕНКО, В.М. НАСІКА, А.А. ЄВТУХ

УДК 621.315.592:383
© 2012

Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
(Проп. Науки, 45, Київ 03028; e-mail: lv@isp.kiev.ua)

У даній роботі розглянуто особливості гетерування рекомбінаційно-активних домішок у полікристалічному кремнії методом, що включає послідовне формування шару пористого кремнію товщиною 0,5–2 мкм на зворотному боці кремнієвої пластини, осадження шару алюмінію товщиною 0,5–1 мкм та термічний відпал при 700–950 °С протягом від 30 до 60 хв. Запропоновано модель гетерування даним методом, яка включає дифузію атомів заліза по двох найбільш ймовірних незалежних каналах – в об'ємі пластини та по границях зерен. Із зіставлення результатів моделі з експериментальними даними встановлено, що 30% атомів відгетерованої домішки дифундують прискорено по границях зерен, а 70% – в об'ємі зерен.

1. Вступ

Вплив термообробки на час життя фотогенерованих носіїв струму τ в монокристалічному кремнії досліджувався ще з початку 60-х років ХХ ст. [1–5], але останнім часом, в зв'язку з проблемами сонячних елементів, такі дослідження стали особливо актуальними. Для типових *n* і *p* кисневовмістких зразків, отриманих в ті роки, при прогрівах вже за поміркованих температур (600–800 °С) впродовж 1–20 год спостерігалось істотне (на 1-2 порядки) зменшення часу життя від ~ 20 –50 мкс. При тривалих відпалах та ще більших температурах (понад 800 °С) спостерігалось певне відновлення τ (особливо для більш кисневовмістких зразків за $N_{O_2} \geq 10^{16} \text{ см}^{-3}$). Отже, вихідні монокристалічні зразки при прогрівах демонстрували нестабільну поведінку відносно τ , і, як було з'ясовано в роботах [1, 2], це було зумовлено дією кисневих дефектів або зв'язаних з останніми домішково-дефектними комплексами, одні з яких є рекомбінаційно-активними, інші мають гетерну дію.

Доцільним є проведення дослідів зі спеціально створеним гетером, дія якого включала б як механізми стабілізації, так і покращення часу життя. Таким зовнішнім гетером є комбінована структура – шар пористого кремнію–шар Al [10]. У цих умовах стає можливим при термообробках не тільки зберегти τ

(тобто і високу fotocутливість), а і значно її збільшити. Такі результати було продемонстровано, зокрема, в деяких попередніх роботах, де використовувався монокристалічний матеріал. Для широко вживаного в сонячній фотоелектроніці полікристалічного Si явища виявились дещо складнішими. Їх дослідженню присвячено дану роботу.

Як відомо, домішки важких металів у кристалічному кремнії зменшують час життя та довжину дифузії неосновних носіїв струму. Вони створюють глибокі рівні в забороненій зоні напівпровідника, сприяючи рекомбінаційним процесам. Одним з основних таких “шкідливих” металів є залізо [1–12]. Міжвузлові атоми Fe об'єднуються з атомами типової легуючої домішки в кремнії *p*-типу – бора та створюють комплекси FeB, ще більш рекомбінаційно-активні, ніж окремі атоми Fe та B. Атоми заліза, крім того, створюють стабільні малорухливі комплекси FeSi₂ в кремнії під час охолодження в інтервалі температур 900–200 °С [1]. Такі преципітати генерують рухливі міжвузлові атоми заліза за подальших термічних обробках пластин.

Загальновідомим методом видалення металевих домішок з пластин кристалічного кремнію є гетерування, зокрема, за допомогою шару алюмінію. Фізичною основою цього процесу є сегрегація домішок в металічному шарі Al. В попередній роботі [13] ми дослідили кінетику процесів гетерування, пов'язаних з поведінкою преципітованого заліза в пластинах монокристалічного кремнію. У даній роботі ми проводимо аналогічні дослідження ефекту гетерування рекомбінаційно-активних домішок у полікристалічному сонячному кремнії, який широко використовується в сонячній енергетиці.

2. Методика експерименту

2.1. Отримання гетера

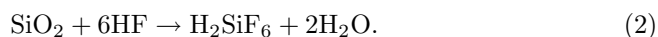
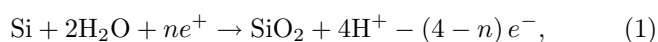
У ранніх роботах було запропоновано метод гетерування пошкодженим шаром, отриманим шліфуванням

зворотного боку пластини [6, 7]. Оптимальний розмір абразивної фракції для шліфування становив 60 мкм. Товщина пошкодженого шару, отриманого за такої умови, становить ~ 20 мкм. Після чого пошкоджений шар зішліфовується до товщини 10 мкм. Потім проводиться відпал в інертній атмосфері при температурі 1070–1470 К протягом часу від 1 до 4 годин, в результаті чого утворюється мережа дислокацій із густиною $10^8 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в гетеруючому шарі, яка має ефект накопичення. Під час відпалу шкідливі домішки рухаються всередині зразка і захоплюються на дислокаціях в пошкодженому шарі. Таким чином, об'єм пластини очищується від рекомбінаційно-активних домішок. Істотними недоліками цього методу є необхідність повільного охолодження після термічних обробок, погана відтворюваність (через недосконалий контроль структури та товщини пошкодженого шару), значні механічні напруження та ін.

У запропонованій технології замість механічної обробки використовується пористий шар з нанесеним на нього тонким шаром алюмінію з попереднім очищенням поверхні моно- та полікристалічних кремнієвих пластин від рекомбінаційно-активних домішок. Використання пористого кремнію в сонячних елементах як антивідбиваючого, перевипромінюючого та пасивуючого шару є добре відомим [14, 15]. У даній роботі запропоновано використання пористого кремнію у ролі гетера. Проведення відповідних термічних обробок приводить до розпаду домішково-дефектних рекомбінаційних комплексів з подальшим видаленням рекомбінаційно-активних домішок. Останнє фіксується по збільшенню довжини дифузії неосновних носіїв струму. Гетер формується на зворотному боці пластини напроти боку із колекторним p - n переходом.

Початковою процедурою є видалення пошкодженого шару, утвореного в результаті нарізання пластин. Для видалення пошкодженого шару пластини обробляється у поліруючому травнику $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH} = 1:4:5$ протягом 2 хв. Товщина стравленого шару становить ~ 5 мкм з обох боків пластини.

Шар пористого кремнію на поверхні моно- та полікристалічних пластин p -типу з питомим опором 0,5–1 Ом·см було отримано хімічним травленням у декоруючому травнику $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}$. Розчинення кремнію відбувається згідно з реакціями:



У розчині з надлишком HNO_3 $n = 4$, а з надлишком HF – $n = 2$.

При формуванні пористого шару на поверхні полікристалічного кремнію важливим є рівномірність пористого кремнію вздовж поверхні, оскільки в пластині присутні домени з різною орієнтацією кристалів, які по-різному травляться. Рівномірність травлення сильно залежить від складу травника та температури.

У травниках з високим вмістом HF обмеженням є швидкість окислення. У цьому випадку процес травлення є менш рівномірним (анізотропним), оскільки окислення є дуже чутливим до рівня легування, орієнтації кристала та наявності дефектів. Процес окислення проходить вибірково в місцях виходу останніх. З іншого боку, в розчинах з високою концентрацією HNO_3 процес травлення проходить більш рівномірно. При цьому швидкість реакції контролюється етапом розчинення. Для травників з високим вмістом HNO_3 в межах температур 30–50 °С кінетика розчинення обмежена дифузією продуктів реакції крізь граничний шар до поверхні пластини. Дифузійне обмеження передбачає, що швидкість реакції значно менша, ніж обмін реагентами. Тому травлення відбувається більш рівномірно.

У наших дослідженнях шар пористого кремнію отримується за допомогою використання забарвлюючого травника $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:3:5$, в якому концентрація HF становила 48%, а концентрація HNO_3 – 98%. Особливістю процесу травлення є наявність інкубаційного періоду від 5 хв до кількох годин. Щоб зменшити час інкубаційного періоду, використовують додаткове попереднє травлення в більш концентрованому кислотному травнику $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O} = 1:3:2$ протягом часу, необхідного для початку реакції (від 10 до 15 с). Газ, що при цьому виділяється, перешкоджає нормальному постачанню реагентів до поверхні пластини. Тому бульбашки мають постійно видалятися з поверхні шляхом, наприклад, помішування, ультразвукової обробки та ін. Візуально гарний пористий кремній має чорно-коричневе забарвлення.

Товщина пористого кремнію знаходиться згідно з емпіричним рівнянням

$$d = r(t - t_0), \quad (3)$$

де d – товщина пористого кремнію в \AA , t – час травлення в с, t_0 – інкубаційний період, $rt_0 = 80 \text{\AA}$, $r = aX$, $a = 10^3 \text{\AA}/\text{с}\cdot\text{моль}/\text{л}$, X – концентрація HNO_3 в травнику, в моль/л.

На рис. 1 наведено дані, отримані для визначення оптимальних режимів формування пористого шару

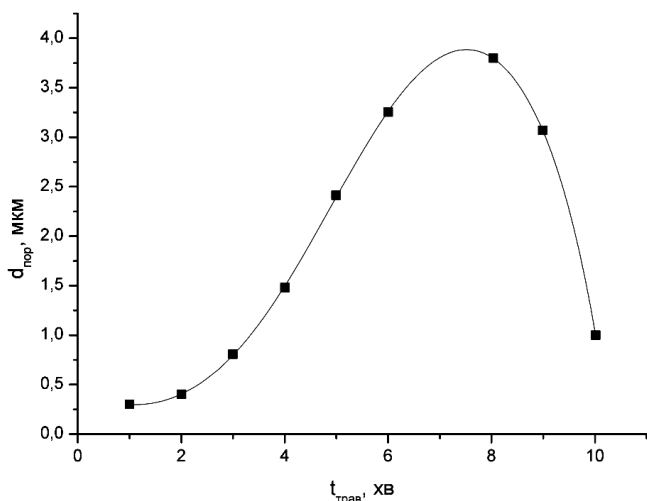


Рис. 1. Залежність товщини пористого кремнію від часу хімічного травлення

для використаних умов травлення: а) товщина пористого кремнію залежно від часу травлення (видно наявність інкубаційного періоду $t \approx 2$ хв, коли пористий шар не росте); б) існує максимум в залежності $d(t)$; в) спад після $t \sim 8$ – 10 хв, пов'язаний із стравленням пористого шару продуктами реакції.

2.2. Особливості гетерування пластин мультикристалічного кремнію комбінованим гетером

Гетерування рекомбінаційно-активних домішок здійснювалось такими етапами: а) формування шару пористого кремнію, товщиною 3–4 мкм на зворотному боці пластини; б) напилення шару алюмінію, товщиною 0,5–1,2 мкм на пористий кремній; в) термічні відпали в інтервалі температур 700–900 °С. Такий процес, як показали попередні дослідження на монокристалічному сонячному кремнії [11–13], характеризується високою ефективністю як для полі-, так і для монокристалічного кремнію. Він стимулює зростання нерівномірностей протягом подальших високотемпературних відпалів, які використовуються в напівпровідниковій технології.

Експеримент показав, що шар пористого кремнію 3–4 мкм може бути виготовлений хімічним травленням з високим ступенем відтворюваності (рис. 1). Однак, для більших часів травлення домінує розчинення кремнію, тому товщина 8–10 мкм пористого кремнію є граничною.

Осадження плівки алюмінію товщиною 0,5–1,2 мкм може бути виконано за допомогою термічного,

електронно-пучкового чи магнетронного напилення. Температура відпалу знаходилась в межах 700–900 °С. Час відпалу варіюється від 10 до 120 хв, що необхідно для проникнення алюмінію в пори шару пористого кремнію та формування Al–Si сплаву, вивільнюючи рекомбінаційно-активні домішки в область гетерування. Час відпалу визначається товщиною плівки алюмінію та часом, необхідним для того, щоб домішки досягли області гетерування. Для типової кремнієвої пластини товщиною 250–350 мкм оптимальний час відпалу становить приблизно 30 хв.

Алюміній дифундує вздовж поверхні пластини та формує пастки для рекомбінаційно-активних домішок, а також розчинює їх. У результаті гетерування приводить до суттєвого збільшення довжини дифузії неосновних носіїв струму як в моно-, так і в мультикристалічному кремнії (до $L_D = 150$ – 200 мкм і більше). Серед переваг запропонованого методу є можливість впровадження процедур гетерування в лінію виробництва сонячного кремнію, а також лінію виробництва мікроелектронних приладів. Крім того, значним є зменшення температури термічного відпалу порівняно з іншими методами гетерування.

2.3. Експериментальні результати по виміру рекомбінаційних параметрів

Оптимальний режим для створення гетера та технологічних процедур знайдено з експериментальних залежностей довжини дифузії L_D (чи часу життя $\tau_{\text{еф}}$) неосновних носіїв струму, які було виміряно з використанням спектральних залежностей поверхневої фотонапруги $V_F E_\lambda$. Відповідні дані зображено на рис. 2.

Як видно, товщина шару пористого кремнію, де спостерігається збільшення максимального значення довжини дифузії L_D , дорівнює приблизно 3–4 мкм (рис. 2, квадрати відносяться до зростаючої частини кривої 1, кружки – до спадної) для алюмінію, товщиною 0,5–1,2 мкм (рис. 3). Час гетерування становив приблизно 30–60 хв (рис. 4), температура відпалу – 700–850 °С (рис. 5). За таких самих умов спостерігається покращення однорідності розподілу довжини дифузії.

3. Результати та їх обговорення

Експериментальні дані по зменшенню кількості рекомбінаційно-активних домішок отримували вимірюванням довжини дифузії нерівноважних електронно-діркових пар, L_D , яка пов'язана з їх часом життя $\tau = \frac{L_D^2}{D}$. Ймовірність рекомбінацій $w \sim \frac{1}{\tau}$

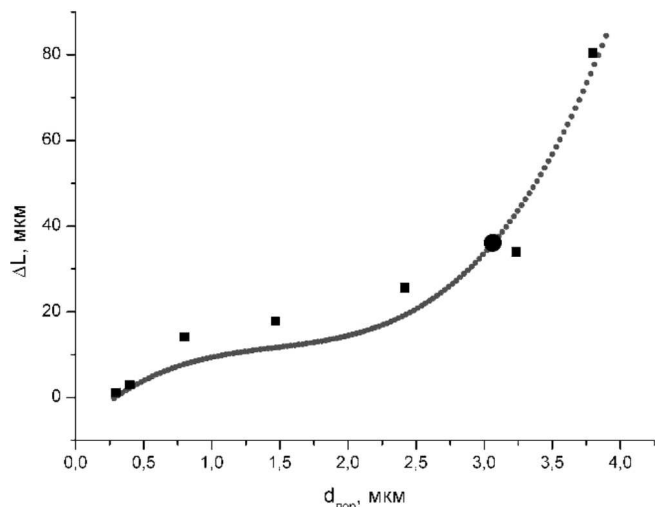


Рис. 2. Залежність зміни довжини дифузії від товщини шару пористого кремнію

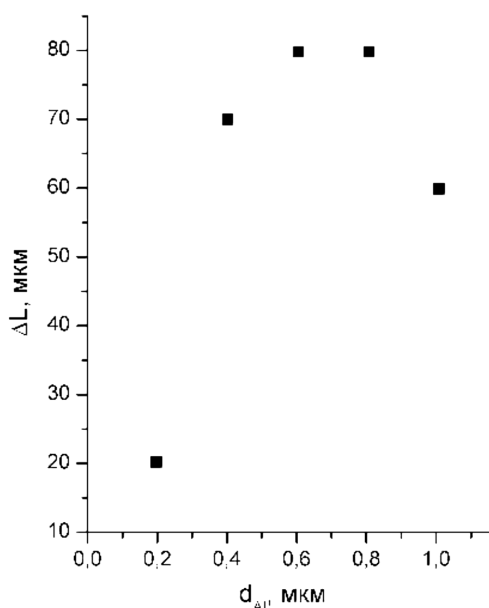


Рис. 3. Залежність зміни довжини дифузії неосновних носіїв струму від товщини шару алюмінію

пропорційна концентрації рекомбінаційно-активних центрів:

$$N_r = (vC_n\tau)^{-1}, \quad \frac{1}{\tau} = \frac{D}{L_D^2}. \quad (4)$$

На рис. 5 нанесено дані по температурній залежності відносної N_r для двох типів гетера – шар Al та комбінований гетер пористий Si/шар Al. Отримані експериментальні дані можуть бути описані в рамках моделі, що включає два коефіцієнти дифузії ато-

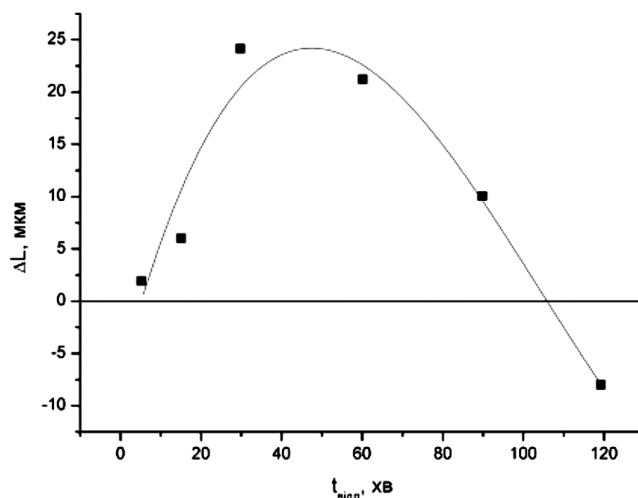


Рис. 4. Залежність зміни довжини дифузії неосновних носіїв струму від часу відпалу

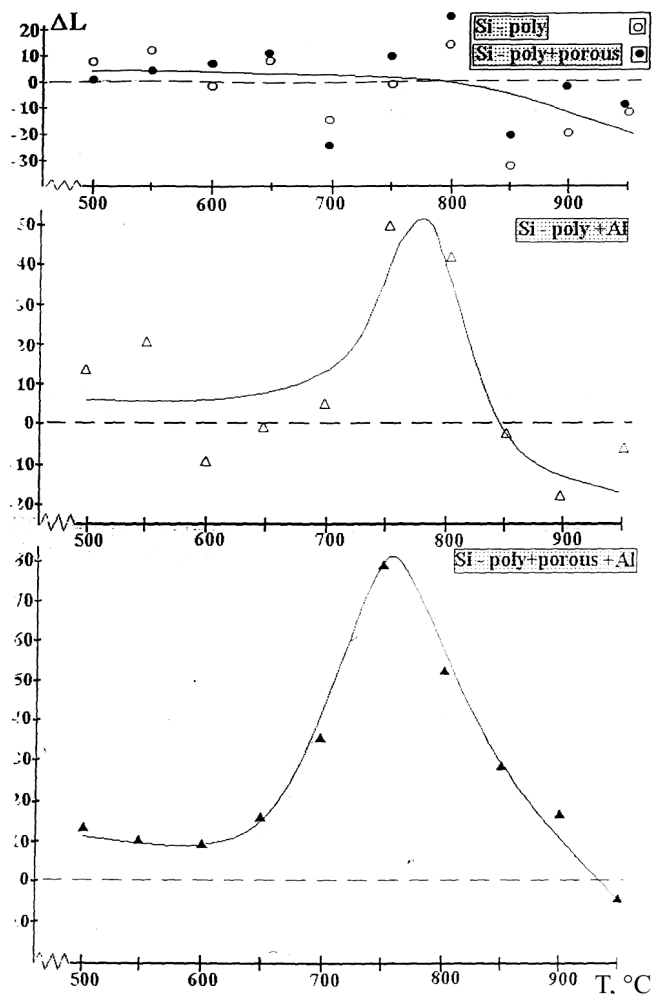


Рис. 5. Залежність зміни довжини дифузії ΔL від температури відпалу для різних шаруватих систем ($t = 40$ XB)

мів заліза: нормальний та прискорений. Ці два канали дифузії у мультикристалічному кремнії можуть відповідати дифузії в об'ємі пластини кремнію та по поверхні, з наступним стоком по границях зерен (пришвидшена дифузія).

Розглянемо отримані дані детально. Як видно з рис. 5, за відсутності гетера 30-хвилинні відпали у всьому діапазоні температур майже не змінювали рекомбінаційні параметри. Суцільна лінія на верхньому рисунку вказує на невеликий спад L_D при $T \geq 850^\circ\text{C}$ як для вихідного зразка, так і для зразка з пористим шаром, який, отже, як гетер діє слабо. З іншого боку, нанесення шару Al навіть на вихідну поверхню демонструє дію гетера в діапазоні температур $\sim 730\text{--}830^\circ\text{C}$ (максимум при $750\text{--}800^\circ\text{C}$ збільшення – до 2-х разів, рис. 5). Ще більше зростання L_D спостерігалось у випадку комбінованого гетера (пористий шар + шар Al), див. нижню частину рис. 5. Тут збільшена L_D спостерігається в більшому температурному діапазоні $670\text{--}900^\circ\text{C}$, а сама величина в максимумі сягала ~ 100 мкм і більше, отже, перевищувала вихідне значення в 5–10 разів.

Важливо відзначити ще дві особливості – зростання L_D . В області невеликих температур відпалу $\approx 500\text{--}700^\circ\text{C}$ спостерігалось її зростання на 25–30%, приблизно однакове для простого (Al) та комбінованого гетера. Існування цього низькотемпературного ефекту не може бути пов'язане з механізмом відпалу термодонорів (оскільки без гетерного шару Al він відсутній, див. верхній рисунок), а пов'язується нами з поверхневим шаром з підвищеною рухливістю рекомбінаційних домішок товщиною $d \sim (t \cdot D)^{1/2}$, де t – час відпалу, що, за оцінками, становить $\sim (0,1\text{--}0,2)d_v$ товщини зразка, D – коефіцієнт дифузії домішок, що гетеруються [16].

Отже, отримані експериментальні дані свідчать про двоканальне гетерування в полікристалічному кремнії. Відзначимо, що для монокристалічного матеріалу, де стоки (границі кристалітів) від зовнішньої поверхні відсутні, цей механізм відсутній.

Інша особливість залежностей при відпалі є високотемпературне гасіння фотопровідності – зменшення L_D не тільки до вихідного значення (при $T \sim 850\text{--}900^\circ\text{C}$), а і до значно менших значень $L_D \ll L_D^0$. Механізм дії цього ефекту частково може бути пов'язаний з активізацією дії внутрішніх гетерів, наприклад SiO_2 преципітатів, формуванням комплексів FeSi_2 , FeV та ін., що є більш рекомбінаційно активними від рухливих міжвузлових атомів Fe [3–5]. Усунення цього ефекту є важливим подальшим етапом до-

сліджень процесів стабілізації фоточутливості сонячного кремнію. При двоканальному механізмі транспорту сумарна концентрація центрів, що дають внесок у рекомбінацію, для незалежних каналів задається співвідношенням

$$W_\Sigma = \Sigma \frac{1}{\tau} \approx N_V + N_S. \quad (5)$$

З низько- та середньотемпературної частин, див. рис. 5, можна отримати відношення кількості заліза, що генерується по поверхні та через об'єм полікристалічних пластин кремнію (0,3/0,7).

Проведемо зіставлення даних по вмісту поширених рекомбінаційно-активних домішок у дослідженому полікристалічному p -типу кремнієвому матеріалі, визначених методом плазморозрядної мас-спектроскопії (див. таблицю), з оцінками концентрації N_r , зробленими для тих самих елементів з вимірів початкового часу життя носіїв заряду τ , використавши відомі з літератури дані по поперечному перерізу захоплення електронів C_n [2]:

$$N_r = D/\nu C_n l_D^2, \quad (6)$$

де ν – теплова швидкість електронів.

Ці дані наведено в таблиці.

Там же наведено дані по оцінках ефективного коефіцієнта дифузії D (при 900°C) для різних рекомбінаційних домішок, виконані в наближенні домінуючої ролі в температурних залежностях гетерного процесу в припущенні домінування механізму дифузійного стоку домішок на зовнішній гетер (Al плівка).

Як видно, домішка Fe найкраще узгоджується по всіх трьох зіставленнях (Таблиця), вказуючи на те, що, ймовірно, Fe є основною домішкою, що істотно погіршує фоточутливість досліджених кремнієвих пластин.

4. Висновки

У даній роботі розглянуто особливості гетерування рекомбінаційно-активних домішок у полікристалічно-

Елемент (домішки)	Ce, см ²	N_r , см ⁻³	D , см ² /с (900 K)	N_{exp}	
				ppm	см ⁻³
Au	$5 \cdot 10^{-16}$	$\sim 10^{16}$	$2 \cdot 10^{-6}$	10^{-3}	$\sim 10^{13}$
Mg	10^{-15}	$3 \cdot 10^{15}$	$5 \cdot 10^{-7}$	$1,3 \cdot 10^{-2}$	$\sim 5 \cdot 10^{14}$
Fe	$1,5 \cdot 10^{-15}$	$2 \cdot 10^{15}$	$5 \cdot 10^{-7}$	$2,5 \cdot 10^{-1}$	$(1\text{--}5)10^{15}$
C2	$< 10^{-15}$	$> 3 \cdot 10^{15}$	10^{-7}	$6 \cdot 10^{-3}$	$\sim 10^{14}$
V	–	–	10^{-10}	$3 \cdot 10^{-4}$	$< 10^{12}$
Ti	$> 10^{-14}$	$\leq 3 \cdot 10^{14}$	10^{-12}	10	$\leq 10^{12}$

му кремнію методом, що включає послідовне формування шару пористого кремнію товщиною 0,5–2 мкм на зворотному боці кремнієвої пластини, осадження шару алюмінію товщиною 0,5–1 мкм та термічний відпал при 700–950 °С протягом від 30 до 60 хв. Запропоновано модель гетерування даним методом у пластинах мульткристалічного кремнію, яка включає дифузію атомів заліза по двох найбільш ймовірних незалежних каналах – в об’ємі пластини та по границях зерен. Із зіставлення результатів моделі з експериментальними даними встановлено, що 30% атомів відгетерованої домішки дифундують прискорено по границях зерен, а 70% – в об’ємі зерен.

Було встановлено, що вирізняються три етапи у зміні часу життя фотоносіїв струму τ при відпалах:

- 1) відносно низько-температурний – 300–550 °С;
- 2) середньо-температурний – ~600–900 °С;
- 3) високо-температурний – 900–1100 °С.

У випадку 1) зростання τ знаходиться в інтервалі 20–30 % і виходить на насичення вже при $T \sim 500$ °С.

Процеси зміни τ від температури відпалу з гетером істотно відрізняються від “безгетерних” зразків (без зовнішнього гетера), де вони зумовлені, в першу чергу, поведінкою “кисневих рекомбінаційних центрів” (КРЦ), в яких домінуючу роль відіграє зв’язування кисню на дефектах різного типу. Характерним для безгетерного кисневмісного Si (*n*- та *p*-типу) є зменшення τ при відпалі до 900 °С і зростання – при відпалі з 900 до 1200 °С – завдяки, відповідно, формуванню кисневих рекомбінаційних центрів та їх розпаду (що детально проаналізовано в огляді [2]), тоді як за наявності зовнішнього гетера залежності рекомбінаційних (отже, і фоточутливих) характеристик істотно змінюються.

Роботу було виконано в рамках Державної цільової НТ Програми “Створення хіміко-металургійної галузі виробництва чистого кремнію протягом 2011–2015 років” (тема 1-3.3. “Розробка та впровадження технології формування ненапруженого однорідного зливка”).

1. С.Р. Но and F.W. Wald, Phys. Status Solidi A **68**, 103 (1981).
2. К.Д. Глінчук, Н.М. Литовченко, Полупроводниковая техника и микроэлектроника **28**, 3 (1978); Обзор ОПТ **21**, 47 (1991).
3. К.Д. Глинчук, Н.М. Литовченко, В.Ю. Птицын, ОПТ **11**, 59 (1987).

4. Н.М. Литовченко, Ю.В. Птицын, З.А. Сальник, ОПТ **13**, 58 (1988).
5. Р.В. Кибизов, Н.М. Литовченко, А.Л. Трошин, ОПТ **23**, 83 (1992).
6. Patent USA No. 4144099; Patent USA No. 4131487; Patent USA No. 3929529.
7. H.R. Huff, J. Electrochem. Soc. **126**, 1142 (1979).
8. Wong-Jeung, J. Appl. Phys. Lett. **67**, 416 (1995).
9. P. Sana, A. Rohati, Ju. Kalejs, and R. Bell, Appl. Phys. Lett. **64**, 97 (1994).
10. A. Sarikov, V. Naseka, and V. Litovchenko, Phys. Status Solidi C **8**, 767 (2011).
11. C. del Canizo and A. Luque, J. Electrochem. Soc. **147**, 2685 (2000).
12. R. Khalil, V. Kveder, W. Schroter, and M. Seibt, Solid State Phenom. **108-109**, 109 (2005).
13. V. Litovchenko, N. Klyui, A. Evtukh, A. Sarikov, Yu. Rassamakin *et al.*, Solar Energy Mater. Solar Cells **72**, 343 (2002).
14. V.A. Skryshevsky, A. Laugier, V.I. Strikha, and V.A. Vikulov, Mater. Sci. Eng. B **40**, 54 (1996).
15. O. Nichiporuk, A. Kaminski, M. Lemiti, A. Fave, S. Litvinenko, and V. Skryshevsky, Thin Solid Films **511-512**, 248 (2006).
16. Б.И. Болтакс, *Диффузия и точечные дефекты в полупроводниках* (Наука, Ленинград, 1972).

Одержано 15.11.11

ДВУХКАНАЛЬНОЕ ГЕТТЕРИРОВАНИЕ РЕКОМБИНАЦИОННО-АКТИВНОЙ ПРИМЕСИ В СОЛНЕЧНОМ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ КРЕМНИИ

В.Г. Литовченко, В.М. Насека, А.А. Естух

Резюме

В представленной работе рассмотрены особенности геттерирования рекомбинационно-активных примесей в поликристаллическом кремнии методом, включающим формирование слоя пористого Si толщиной 0,5–1 мкм и термический отжиг при 700–950 °С на протяжении 30–60 мин. Предложена модель геттерирования данным методом, которая включает диффузию атомов Fe по двум независимым каналам в объеме пластин и по границам зерен. Из сопоставления с экспериментом установлено, что 30% атомов Fe геттерируют по границе, а 70% – по объему зерен.

TWO-CHANNEL
GETTERING OF RECOMBINATION-ACTIVE
IMPURITY IN POLYCRYSTALLINE SOLAR SILICON

V.G. Litovchenko, V.M. Naseka, A.A. Evtukh

V.E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
Nat. Acad. of Sci. of Ukraine
(45, Nauky Ave., Kyiv 03028, Ukraine;
e-mail: *lv@isp.kiev.ua*)

S u m m a r y

The features of the recombination-active impurity gettering in polycrystalline silicon have been studied. The research method

included the formation of a porous silicon layer 0.5–2 μm in thickness on the backside of a silicon wafer, the deposition of aluminum layer 0.5–1 μm in thickness, and the thermal annealing at 700–950 °C during 30–60 min. The corresponding gettering model has been proposed, which includes the diffusion of iron atoms by means of two most probable independent channels: in the wafer bulk and along the grain boundaries. By comparing the theoretical results and experimental data, we established that 30% of gettered impurity atoms diffuse with a high rate along the grain boundaries, and 70% of them in the grain bulk.