

Д.В. ГАМОВ, О.І. ГУДИМЕНКО, В.П. КЛАДЬКО, В.Г. ЛИТОВЧЕНКО,
В.П. МЕЛЬНИК, О.С. ОБЕРЕМОК, В.Г. ПОПОВ, Ю.О. ПОЛІЩУК,
Б.М. РОМАНЮК, В.В. ЧЕРНЕНКО, В.М. НАСЄКА

Інститут фізики напівпровідників ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
(Просп. Науки 41, Київ 03028; e-mail: romb@isp.kiev.ua)

ДОСЛІДЖЕННЯ РЕКОМБІНАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК Cz-КРЕМНІЮ, ІМПЛАНТОВАНОГО ІОНАМИ ЗАЛІЗА

УДК 621.315.592

Проведено порівняльні дослідження процесів дефектоутворення та зміни часу життя неосновних нерівноважних носіїв заряду у кремнії при гетеруванні домішки заліза комбінованим гетером "шар поруватого кремнію + плівка алюмінію". Показано, що в процесі відпалу зразків без гетерного шару в імплантованій області формуються силіциди заліза і дефекти вакансійного типу, внаслідок чого спостерігається сильне зниження часу життя нерівноважних неосновних носіїв заряду. Проведено дослідження впливу гетерного шару на процеси дефектоутворення і перерозподілу атомів заліза, імплантованих в кремній, у випадку їх високих концентрацій в приповерхневій області. Показано, що наявність гетерного шару зменшує ефективність силіцидоутворення в імплантованій області і збільшує концентрацію міжвузлових дефектів в кремнії. Запропоновано фізичну модель процесу гетерування, яка враховує зменшення концентрації атомів заліза в імплантованій області за рахунок гетерування і зменшення концентрації вакансійних дефектів, а також одночасне зростання концентрації дефектів міжвузлового типу, які пов'язані з формуванням комплексів заліза з атомами бору. Саме ці комплекси є рекомбінаційно-активними і не дозволяють відновити час життя носіїв заряду до вихідного значення.

Ключові слова: кремній, гетерування, залізо, дефекти, час життя, рентгенівська дифрактометрія, мас-спектрометрія.

1. Вступ

Негативна роль атомів перехідних металів у кремнії, який використовується для виготовлення фотоперетворювачів сонячної енергії, пов'язана в першу чергу з тим, що атоми важких металів, їх преципітати, комплекси з точковими дефектами та домішками формують глибокі центри в забороненій зоні кремнію і, таким чином, суттєво зменшують час життя неосновних нерівноважних носіїв заряду і, відповідно, коефіцієнт корисної дії фотоперетворювачів. Великі коефіцієнти дифузії цих домішок в кремнії приводять до того, що пластини Si швидко забруднюються навіть з точкових джерел металів вже при низькотемпературних обробках.

© Д.В. ГАМОВ, О.І. ГУДИМЕНКО, В.П. КЛАДЬКО,
В.Г. ЛИТОВЧЕНКО, В.П. МЕЛЬНИК,
О.С. ОБЕРЕМОК, В.Г. ПОПОВ, Ю.О. ПОЛІЩУК,
Б.М. РОМАНЮК, В.В. ЧЕРНЕНКО,
В.М. НАСЄКА, 2013

Особлива увага останнім часом приділяється вивченню впливу домішки заліза [1], яка може потрапляти в кремній на всіх стадіях технологічного процесу отримання кремнію і фотоперетворювачів, оскільки залізо є основою сучасного технологічного обладнання. Залізо може знаходитися в кремнії в міжвузловому стані, у вигляді включень силіцидів FeSi_2 , або в вигляді комплексів FeV . У міжвузловому стані залізо формує глибокий рівень з енергетичним положенням $E_v + 0,38$ еВ і перерізами захоплення для електронів і дірок $5 \cdot 10^{-14}$ та $7 \cdot 10^{-17}$ см^{-2} , відповідно [2], а при створенні комплексів FeV виникає два рівня: $E_v + 0,1$ і $E_c - 0,26$ еВ [3]. Необхідно зазначити, що комплекси FeV можуть руйнуватися при низьких температурах і освітленні, що викликає нестабільність параметрів сонячних елементів (СЕ) [4].

Залізо може створювати комплекси і з іншими металічними домішками. Відомо, що за участю заліза формується близько 20 типів глибоких рівнів у кремнії [5, 6]. У фотоперетворювачах сонячної

енергії, виготовлених на основі моно- та полікристалічного (мультикристалітного) кремнію, наявність заліза з концентрацією понад $5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$ приводить до зниження коефіцієнта корисної дії фотоелементів на 3–5% від вихідних значень [7].

Шкідливим фактором є накопичення заліза на границях зерен у полікристалічному кремнії, що приводить до закортоток фотоелементів. Залізо накопичується в дефектних областях і навколо преципітатів SiO_2 , що, як правило, приводить до зниження напруги холостого ходу фотоперетворювачів.

Для зменшення концентрації домішок у кремнії використовуються метод гетерування, суть якого полягає в формуванні гетерного шару, в якому розчинність домішки Fe на порядки величини перевищує її розчинність в кремнії. Це досягається шляхом створення на тильній стороні пластини шару пористого кремнію [8], сильнолегованого фосфором шару [9], або евтектики AlSi [10].

Для збільшення ефективності гетерування необхідно вибрати оптимальний метод гетерування і температуру гетеруючого відпалу для забезпечення максимального коефіцієнта дифузії домішок і максимального коефіцієнта сегрегації домішок в гетерній області. В [11] нами було продемонстровано ефективність використання комбінованого гетеру «шар поруватого кремнію + шар Al» для видалення рекомбінаційно-активних домішок з об'єму мультикристалітного Si.

У даній роботі проведено дослідження механізмів гетерування атомів заліза, імплантованих в монокристалічний кремній. Використання іонної імплантації дозволяє вводити в кремній контрольовану кількість атомів заліза на задану глибину, що є важливим для модельних експериментів. Метою роботи було дослідження рекомбінаційних характеристик кремнію, імплантованого іонами заліза, при його гетеруванні на тильну сторону пластин. Особливістю роботи є вивчення впливу гетерного шару на процеси дефектоутворення в імплантованій області, а також перерозподілу атомів заліза у випадку їх високих концентрацій (пересичення).

2. Методики експерименту та експериментальні зразки

Досліджувались зразки (пластини) монокристалічного кремнію КДБ-2 (100), леговані бором, виро-

щеного за методом Чохральського. В досліджуваних зразках проводилось вимірювання концентрації домішок методом мас-спектрометрії тліючого розряду. Виміри виконувались за допомогою приладу «Element GD».

Фонова концентрація актуальних рекомбінаційно-активних домішок в вихідних пластинках Si (в см^{-3}) становила: V – $5 \cdot 10^{13}$; Cr – $1 \cdot 10^{14}$; Mn – $1 \cdot 10^{15}$; Fe – $2 \cdot 10^{15}$; Ni – $2 \cdot 10^{14}$; Cu – $1 \cdot 10^{15}$; Au – $5 \cdot 10^{13}$. Як було показано в роботі [12], після проведення технологічних операцій (відпали, формування *p-n*-переходів, металізація, тощо), в кремнійових пластинках суттєво збільшується концентрація ряду домішок, головним чином – заліза.

Пластини кремнію було імплантовано ізотопом заліза ^{54}Fe з енергією 140 кеВ та дозою $2,4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ в робочу поверхню пластини. Ізотоп ^{54}Fe використовувався з метою розрізнення мас-спектрів Fe та $^{28}\text{Si}_2$.

На тильній поверхні формувався гетерний шар, який складався з шару поруватого кремнію (**por-Si**) товщиною 3 мкм, та плівки алюмінію товщиною 2,4 мкм. Для забезпечення гетерування домішок (як імплантованих, так і фонових) проводились відпали при температурах 800 °C або 900 °C впродовж 30 хвилин в атмосфері аргону.

Дослідження профілів розподілу домішок по глибині кремнієвих структур проводились методом вторинної іонної мас-спектрометрії (ВІМС). Для вимірів було використано іонно-мікрозондовий мас-спектрометр Atomica-6500.

Для проведення вимірів довжини дифузії L_D ($L_D = (D\tau)^{1/2}$), де D – коефіцієнт дифузії неосновних носіїв, τ – об'ємний час життя нерівноважних носіїв заряду, використано метод спектральних залежностей поверхневої фото-ерс. V_{ph} , [13].

Для одержання інформації про тип, розміри та концентрацію структурних дефектів у досліджених зразках кремнію використовувались методи вимірювання півширини кривих дифракційного відбиття (КДВ) і метод дифузного розсіювання рентгенівських променів (ДРРП) [14–16]. Використовувалося випромінювання $\text{CuK}_{\alpha 1}$ (довжина хвилі $\lambda = 0,15406 \text{ нм}$), симетричні відбиття 004. Дифузне розсіювання і КДВ вимірювали за допомогою високороздільного рентгенівського дифрактометра «X'Pert PRO MRD». Виміри проводилися навколо вузла оберненої ґратки 004. Метод ДРРП дозволяє виявляти не тільки виділення нової фа-

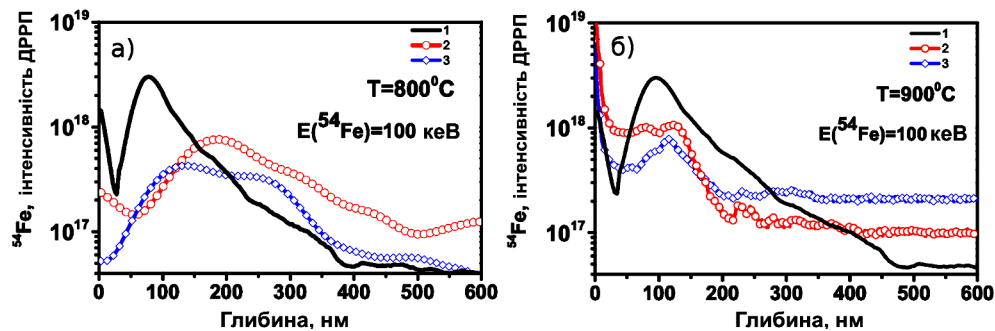


Рис. 1. Профілі розподілу імпантованої домішки ^{54}Fe для вихідного зразка (1) та для зразків, відпалених без (2) та з гетерним шаром пористого Si + Al на тильній стороні пластини (3), після відпалів при $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$ (а) і $T = 900\text{ }^\circ\text{C}$ (б)

зи й преципітати домішок, а й мікродфекти (МД), зокрема кластери точкових дефектів (не виявляються електронною мікроскопією), які когерентні з матрицею і мають розмиті границю та малі градієнти полів зсувів. Цей метод дозволяє також розрізняти тип МД (вакансійний або міжвузловий), оскільки асиметрична частина ДРРП зміщує розсіювання від різних типів дефектів у різні напрямки від вузла оберненої ґратки [16, 17]. Таким чином, ми могли не лише спостерігати дефекти, а й класифікувати їх за типом та розмірами.

3. Результати експериментів

На рис. 1, а наведені профілі розподілу імпантованої домішки ^{54}Fe для зразків, імпантованих залізом, без та з гетерним шаром “por Si + Al”, відпалених при температурі $800\text{ }^\circ\text{C}$. Розподіл домішки заліза у вихідному зразку має максимум на глибині 85 нм. Також спостерігається накопичення заліза на поверхні.

Після відпалу зразків, без гетерного шару, має місце перерозподіл домішки заліза, а саме – суттєве зменшення концентрації заліза в максимумі.

Як видно, без гетерного шару домішка заліза ефективно перерозподіляється переважно вглиб зразка. За наявності гетерного шару домішка заліза менш ефективно накопичується на поверхні зразка, а профіль розподілу має максимум на глибині 130 нм; концентрація заліза в максимумі розподілу стає значно меншою, ніж в зразках, відпалених без гетера, а на глибині $>550\text{ нм}$ концентрація заліза є меншою за чутливість приладу, що свідчить про ефективне гетерування заліза. Так, на глибині 450 нм концентрація заліза в зразках без гетерного шару майже на порядок величини

перевищує концентрацію, отриману у випадку відпалу зразків з гетером. На рис. 1, б наведено профілі розподілу домішки заліза до та після відпалу при температурі $900\text{ }^\circ\text{C}$, як без, так і з присутністю гетерного шару por-Si + Al. В зразках з гетерним шаром спостерігається “хвіст” з рівномірним розподілом заліза в області глибин, де проводився аналіз. Концентрація заліза в діапазоні 200–600 нм є більшою для зразків з гетерним шаром.

Результати досліджень еволюції кластерів точкових мікродфектів (МД) зображені на рис. 2, на якому наведені розподіли інтенсивності ДРРП в напрямку, паралельному вектору оберненої ґратки (ОГ) (q_z -переріз, рис. 2, а) і перпендикулярно до нього (q_x -переріз, рис. 2, б), де \mathbf{q} – вектор, що визначає відстань від вузла ОГ до точки вимірювання інтенсивності для імпантованого зразка (крива 1) та зразків після відпалу при $T = 800\text{ }^\circ\text{C}$ без гетерного шару (крива 2) та з гетерним шаром (крива 3). Розглянемо розподіл інтенсивності ДРРП для імпантованого зразка (рис. 2, а, крива 1). Аналіз кривої показує, що в ньому присутні МД як вакансійного (яким відповідає інтенсивність при $q_z < 0$), так і міжвузлового (інтенсивність при $q_z > 0$) типів.

Для відпаленого зразка (без гетерного шару) картина розподілу інтенсивності ДРРП суттєво змінюється для обох перерізів вузла ОГ (рис. 2, а, б, крива 2). На q_z -перерізі інтенсивність зменшується порівняно з імпантованим (без відпалу) зразком в області $q_z < 0$ (для малих значень q_z) і практично падає до нуля при $q_z > 0$. Одночасно помітно зростає інтенсивність на q_x -перерізі. Для зразка з гетерним шаром після відпалу картина розподілу інтенсивності ДРРП змінилась для

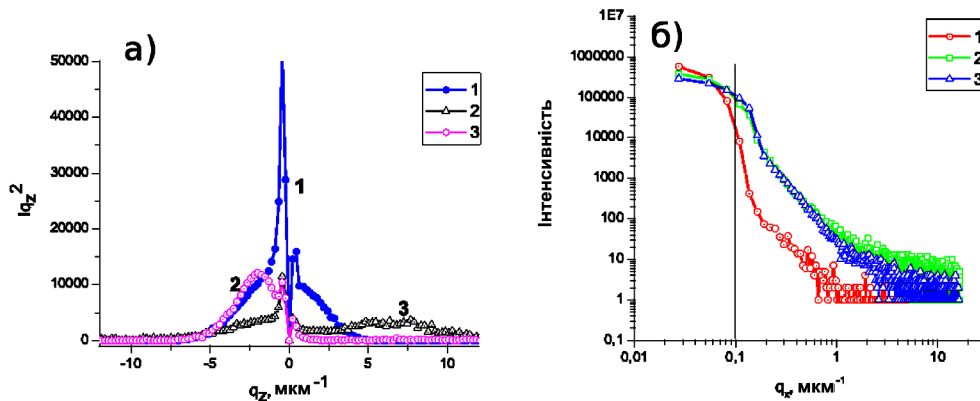


Рис. 2. Розподіли інтенсивності ДРПП у напрямку, а – паралельному вектору оберненої ґратки (ОГ) (q_z -переріз), і б – перпендикулярному до нього (q_x -переріз, рис. 2, б): після імплантації заліза (1), після відпалу імплантованого зразка без (2) та з гетерним шаром (3)

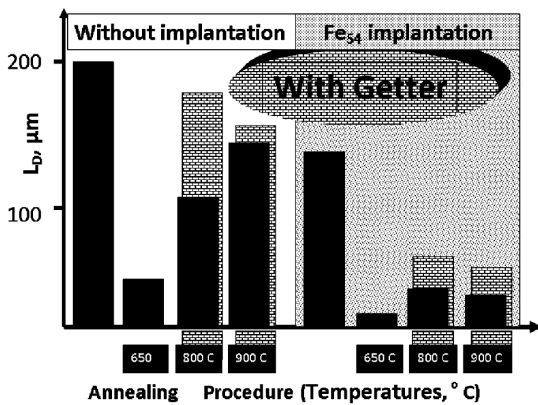


Рис. 3. Залежності довжини дифузії неосновних нерівноважних носіїв заряду L_D від температури відпалу на вихідних зразках після відпалів та зразках, легованих атомами заліза, без та з гетерним шаром. Параметри обробок наведено на рисунку

обох перерізів вузла (рис. 2, а, б, крива 3). На q_z -перерізі інтенсивність зменшилась порівняно із відпаленим зразком без гетерного шару при $q_z < 0$ і сильно зростає при $q_z > 0$ в області великих і малих значень q_z .

На рис. 3 наведено залежності довжини дифузії неосновних нерівноважних носіїв заряду L_D від температури відпалу на вихідних зразках та зразках, легованих атомами заліза, без та з гетерним шаром.

Низькотемпературний відпал суттєво зменшує вихідне значення довжини дифузії, що може бути викликано утворенням комплексів “домішка–

дефект” які мають підвищену рекомбінаційну активність, так і з забрудненням зразка в процесі відпалів. Застосування алюмінієвого гетеру дозволяє частково відновити вихідне значення L_D . Комбінований гетер “поруватий кремній + Al” є більш ефективним, і практично відновлює значення L_D , яке характерне для вихідного матеріалу. Імплантація ще більшої концентрації домішки заліза з подальшим відпалом суттєво зменшує значення L_D . У цьому випадку гетерування також покращує величину L_D , хоча і в меншій мірі. Комбінований гетер помітно ефективніший, ніж алюмінієвий гетер, як і у випадку полікристалічного матеріалу [11].

4. Обговорення результатів

Як показують мас-спектрометричні дослідження (рис. 1), атоми заліза, які імплантуються в пластину кремнію, розподілені в тонкому (~ 200 нм) шарі, причому значна частина домішки заліза накопичується поблизу поверхні. Середня концентрація заліза в цьому шарі становить $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. При рівномірному розподілі такої кількості заліза в кремнійовій пластині товщиною 300 мкм його середня концентрація буде досягати величини 10^{16} см^{-3} , що значно перевищує його рівноважну розчинність в кремнії при температурі гетерування (10^{15} см^{-3} при 800 °C). (Такі високі концентрації заліза погіршують умови гетерування, але чутливість застосованих методів мас-спектрометрії не дозволила нам використо-

увати менші концентрації заліза.) При наступних відпалах частина атомів заліза дифундує вглиб пластини. Оскільки коефіцієнт дифузії заліза досить високий ($\sim 10^{-6}$ см²·с⁻¹ при 800 °С), то залізо може дифундувати через всю пластину за декілька хвилин. За відсутності гетерного шару, атоми заліза за час відпалу утворюють силіцидний шар в області максимального накопичення міжвузлових атомів кремнію, а частина атомів Fe рівномірно розподіляється по товщині пластини кремнію з концентрацією, близькою до межі розчинності при температурах відпалу. При охолодженні пластини атоми заліза утворюють комплекси з домішкою бору, або знаходяться в міжвузловому стані. При більших температурах відпалу рівноважна розчинність заліза в Si збільшується, а коефіцієнт сегрегації відносно гетера зменшується, що знижує ефективність гетерування. Разом з тим під час охолодження пластин, відпалених при більш високих температурах, значно більша частина заліза створює комплекси з атомами бору, що підтверджується мас-спектрометричними дослідженнями (рис. 1, б, крива 3). Це суттєво знижує час життя носіїв заряду, про що свідчать наведені вище експерименти (рис. 3) (див. також дані по гетерному відпалу мультিকристалічного кремнію [18]). При відпалі зразків з гетерним шаром залізо захоплюється в гетерний шар, і в пластині в напрямку гетера утворюється градієнт концентрації Fe, який і забезпечує потік атомів заліза в напрямку до гетера (рис. 4).

Атоми Fe надходять в об'єм пластини з імплантованого шару по мірі розпаду силіцидів. У випадку наявності в пластині мікропреципітатів SiO₂, навколо яких є надлишкова концентрація міжвузлових атомів Si [19], атоми заліза можуть утворювати силіциди в області навколо преципітатів SiO₂ за участі міжвузлових атомів, тим самим сприяючи подальшому росту SiO₂-фази. Про це свідчить наявність дефектів міжвузлового типу, які реєструються в спектрах рентгенівської дифракції (рис. 2, крива 3).

Розглянемо більш детально процеси дефектоутворення в пластинках після імплантації та відпалів. З рис. 2, а видно, що величина приведеної інтенсивності $I(q)q^{-2}$ практично стала для різних q . Це означає $I(q) \sim q^{-3}$, що з врахуванням специфіки вимірювань на трикристалічному дифрактоме-

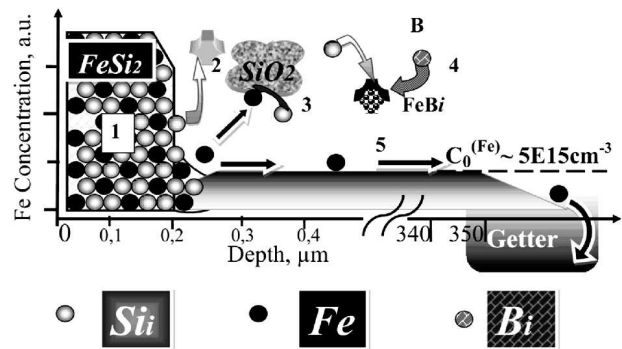


Рис. 4. Схема процесу гетерування

трі [15] відповідає так званій асимптотичній області, коли потужність МД задовольняє умову $qS > > (QC)^{-1/2}$ (Q – вектор розсіювання, C – потужність МД, яка характеризує викликану дефектом зміну об'єму матриці, заміщеної МД). Оскільки перехід до горизонтальної ділянки відбувається при достатньо малих відхиленнях від вузла ОГ, очевидно, що розміри МД, судячи з положення точки перегину при q , більших і менших нуля, достатньо великі: для МД вакансійного типу радіус МД становить $\sim 0,08$ мкм, для МД міжвузлового типу – $0,12$ мкм. Інтенсивність ДРРП при від'ємних q дещо більша, відповідно, загальний об'єм крупних вакансійних МД дещо вищий (на $\sim 10\%$), ніж міжвузлових, оскільки інтенсивність ДРРП пропорційна об'єму дефектів. Достатньо мала інтенсивність на q_x -перерізі вузла ОГ (рис. 2, б, крива 1) для імплантованого зразка свідчить про те, що МД є дефектами зі сферичною симетрією полів зміщень. Оскільки нахил кривої при $q_x > 0,1$ мкм⁻¹ більше 2, що відповідає асимптотичному розсіюванню, очевидно, має місце деякий розподіл МД за розмірами (при $q_x < 10^{-1}$ мкм⁻¹ інтенсивність ДРРП визначається інструментальною функцією приладу). Для частини дефектів (малих) нахил, який відповідає хуангівському розсіюванню, може дорівнювати 1, а для іншої – 3, що відповідає асимптотичному розсіюванню, і в результаті отримуємо проміжне значення.

МД у відпаленому зразку без гетерного шару набувають несферичної симетрії, про що свідчить картина розподілу інтенсивності ДРРП (рис. 2, а, б, крива 2). Оскільки при $q_z < 0$ інтенсивність ДРРП спадає, то це дає підстави вва-

жати, що зменшується кількість МД вакансійного типу з великими характерними розмірами, і зростає число дефектів з розмірами $<0,15$ мкм. Це є підтвердженням формування включень силіциду $FeSi_2$ в області розподілу імплантованого заліза. Також з'являються МД міжвузлового типу з малими розмірами 1 мкм при зменшенні їх концентрації порівняно з імплантованим зразком без відпалу.

Для зразка з гетерним шаром картина розподілу інтенсивності ДРПП змінилась для обох перерізів вузла (рис. 2, а, б, крива 3). На q_z -перерізі інтенсивність зменшується порівняно зі зразком без гетера при $q_z < 0$ і сильно зростає при $q_z > 0$ в області великих і малих значень q_z . Оскільки при $q_z < 0$ інтенсивність ДРПП спадає, то це дає підстави вважати, що зменшується кількість МД вакансійного типу з характерними розмірами 0,05 мкм. Одночасно помітно зростає інтенсивність на q_x -перерізі також в області великих значень q . Це свідчить про зростання кількості МД міжвузлового типу з розмірами 0,06 мкм та 0,04 мкм.

В таблиці наведено концентрації і середні розміри дефектів вакансійного та міжвузлового типу для імплантованого і відпалених зразків, визначені з кривих розподілу інтенсивності ДРПП. Аналіз результатів показує, що після імплантації в кремнії формуються дефекти вакансійного і міжвузлового типу малих розмірів з великою концентрацією, що пов'язані з точковими дефектами, які генеруються при імплантації, і введеними атомами заліза. Відпал приводить до зменшення концентрації і збільшення розмірів дефектів за рахунок формування силіцидів (збільшення концентрації вакансійних дефектів) і росту міжвузлових дефектних комплексів. У зразках з гетерним шаром зменшується концентрація вакансійних дефектів за раху-

нок гетерування заліза і, відповідно, зменшення кількості включень силіцидів $FeSi_2$. Концентрація дефектів міжвузлового типу з малими розмірами суттєво збільшується, що може бути пов'язано з дифузиею заліза в напрямку гетерного шару, частина якого створює комплекси FeV_i в об'ємі Si пластини.

На завершення обговоримо модель описаних вище, див. рис. 4, процесів гетерування імплантованого заліза в кремнії при розміщенні гетерного шару на тильній стороні пластини. На початкових стадіях відпалу зразків йде інтенсивний ріст силіцидів заліза $FeSi_2$ в імплантованому шарі (1), а частина атомів заліза, які не вступили в реакцію силіцидоутворення дифундує вглиб Si пластини (5). Надлишкові міжвузлові атоми кремнію поблизу межі поділу "імплантований шар-монокристал" створюють міжвузлові комплекси в процесі відпалу (2). За наявності внутрішніх преципітатів SiO_2 атоми заліза частково захоплюються останніми і виключаються з процесу дифузії (3). Атоми заліза ефективно захоплюються гетерним шаром (коефіцієнт сегрегації для гетерного шару становить величину порядку 10–5), що створює градієнт розподілу заліза по товщині пластини і сприяє потоку заліза в напрямку гетерного шару. При охолодженні зразків після відпалу частина атомів заліза може створювати рекомбінаційно-активні комплекси FeV_i в об'ємі Si пластини (4), які приводять до зниження часу життя нерівноважних носіїв заряду. Наявність міжвузлових атомів Si (особливо навколо SiO_2 преципітатів) сприяє утворенню силіцидів в об'ємі пластини під час гетерування і, відповідно, зменшується потік атомів заліза в напрямку гетера, ослабляючи його дію. Таким чином, гетерування заліза в кремнії є складним процесом, який включає дифузиею атомів Fe, утворення силіцидів $FeSi_2$, формування комплексів FeV_i , взаємодію атомів заліза з внутрішніми преципітатами SiO_2 . Для ослаблення цього небажаного ефекту можна рекомендувати такі термообробки, які сприяють розпаду преципітатів SiO_2 в об'ємі кремнію.

5. Висновки

Показано, що в процесі відпалу зразків, без гетера утворюється силіцид заліза в імплантованій

Концентрації і середні розміри дефектів вакансійного та міжвузлового типу

Тип зразка	R_V , мкм	C_V , см ⁻³	R_I , мкм	C_I , см ⁻³
Імплант. $^{54}Fe^+$	0,08	$1,0 \cdot 10^9$	0,12	$4 \cdot 10^7$
Імпл. + Відпал (без гетера)	0,15	$2,5 \cdot 10^7$	1	$3 \cdot 10^6$
Імпл. + Відпал (гетерний шар)	0,05	$1 \cdot 10^7$	0,04	$1 \cdot 10^8$

області і формуються дефекти вакансійного типу, спостерігається сильне зниження часу життя нерівноважних неосновних носіїв заряду. Наявність гетерного шару приводить до часткового відновлення часу життя носіїв заряду. Проведено дослідження впливу гетерного шару на процеси дефектоутворення і перерозподілу атомів заліза, імплантованих у кремній, у випадку їх високих концентрацій у приповерхневій області. Показано, що наявність гетерного шару зменшує ефективність силіцидоутворення в імплантованій області і збільшує концентрацію міжвузлових дефектів в кремнії, які пов'язані з формуванням комплексів заліза з атомами бору. Саме ці комплекси є рекомбінаційно-активними і не дозволяють відновити час життя до вихідного значення. Показано, що ефективність гетерування комбінованим гетером (порувацій Si+Al) є суттєво вищою, ніж гетерування плівкою алюмінію. Для підвищення ефективності гетерування і часу життя носіїв заряду потрібно усунути формування комплексів з залізом (наприклад, використовуючи швидкі відпали та певні домішки, які блокують ріст преципітатів SiO₂).

1. A.A. Istratov, H. Hieslmair, and E.R. Weber, Appl. Phys. A **70**, 489 (2000).
2. D. Macdonald and L. Geerligs, Appl. Phys. Lett. **85**, 4061 (2004).
3. K. Schmalz, F. Kirscht, S. Nieze *et al.*, Phys. Status Solidi A **100**, 69 (1987).
4. G. Zoth and W. Berholz, J. Appl. Phys. **67**, 676 (1990).
5. A.A. Istratov, H. Hieslmair, and E.R. Weber, Appl. Phys. **69**, 13 (1999).
6. К.Д. Глинчук, Н.М. Литовченко, Оптоелектроника и полупроводниковая техника Обзор **21**, 47 (1991).
7. V. Vahanissi, A. Naarahiltunen, H. Talvitie, M. Ylikoski, and H. Savin, Prog. Photovolt. Res. Appl., DOI: 10.1002/pip.2215 (2012).
8. A.A. Evtukh, V.G. Litovchenko, A.S. Oberemok *et al.*, Semicond. Phys. Quant. Electr. Optoelectr. **4**, 278 (2001).
9. T.E. Seidel, R.L. Meek, and A.G. Cullis, J. Appl. Phys. **46** (1975).
10. S.M. Joshi, U.M. Gosele, and T.Y. Tan, J. Appl. Phys. **77**, 3858 (1995).
11. С.Г. Волков, А.А. Євтух, В.Г. Литовченко та ін., УФЖ **47**, №7, 684 (2002).
12. В.Г.Литовченко, Б.М.Романюк, В.Г.Попов та ін., Металлофиз. Новейшие Технол. **33**, №7, 873 (2011).
13. A.M. Goodman, J. Appl. Phys. **32**, 2550 (1961).

14. V.G. Litovchenko, I.P. Lisovsky, C. Claeys, V.P. Kladko, S.O. Zlobin, M.V. Muravska, O.O. Efremov, and M.V. Slobodjan, Solid State Phenom. **405**, 131 (2008).
15. O.M. Yefanov and V.P. Kladko, Metallofiz. Noveish. Tekhnol. **28**, 227 (2006).
16. V.B. Molodkin, S.I. Olikhovskii, E.G. Len, E.N. Kislovskii, V.P. Kladko, O.V. Reshetnyk, T.P. Vladimirova, and B.V. Sheludchenko, Phys. Status Solidi A **206**, 1761 (2009).
17. V.P. Kladko, L.I. Datsenko, J. Bak-Misiuk, S.I. Olikhovskii, V.F. Machulin, I.V. Prokopenko, V.B. Molodkin, and Z.V. Maksimenko, J. Phys. D **34**, A87 (2001).
18. В.Г. Литовченко, В.М. Насека, А.А. Євтух, УФЖ **57**, №1, 76 (2012).
19. A. Sarikov, V. Litovchenko, I. Lisovsky *et al.*, J. Electrochem. Soc. **158**, H772 (2011).

Одержано 09.04.13

Д.В. Гамов, А.И. Гудыменко, В.П. Кладько,
В.Г. Литовченко, В.П. Мельник, А.С. Оберемок,
В.Г. Попов, Ю.О. Полищук, Б.М. Романюк,
В.В. Черненко, В.М. Насека

ИССЛЕДОВАНИЕ
РЕКОМБИНАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК
Cz-КРЕМНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННОГО
ИОНАМИ ЖЕЛЕЗА

Резюме

Проведены сравнительные исследования процессов дефектообразования и изменения времени жизни неосновных неравновесных носителей заряда в кремнии при геттерировании примеси железа комбинированным геттером "слой пористого кремния + пленка алюминия". Показано, что в процессе отжига образцов безгеттерного слоя в имплантированной области формируются силлицид железа и дефекты вакансионного типа, в результате чего наблюдается сильное снижение времени жизни неравновесных неосновных носителей заряда. Проведено исследование влияния геттерных слоев на процессы дефектообразования и перераспределения атомов железа, имплантированных в кремний, в случае их высоких концентраций в приповерхностной области. Показано, что наличие геттерного слоя уменьшает эффективность появления силлицидов в имплантированных областях и увеличивает концентрацию межвузловых дефектов в кремнии. Предложена физическая модель процесса геттерирования, учитывающая уменьшение концентрации атомов железа в имплантированных областях за счет геттерирования и уменьшение концентрации вакансионных дефектов, а также одновременный рост концентрации дефектов межвузлового типа, связанных с формированием комплексов железа с атомами бора. Именно эти комплексы являются рекомбинационно-активными и не позволяют восстановить время жизни носителей заряда к исходному значению.

*D.V. Gamov, O.I. Gudymenko, V.P. Kladko,
V.G. Litovchenko, V.P. Melnik, O.S. Oberemok, V.G. Popov,
Yu.O. Polishchuk, B.M. Romaniuk,
V.V. Chernenko, V.M. Naseka*

RESEARCH
OF RECOMBINATION CHARACTERISTICS
OF Cz-Si IMPLANTED WITH IRON IONS

Р е з ю м е

A comparative study of the defect formation and changes in the lifetime of nonequilibrium minority charge carriers in silicon while gettering the iron impurity with the use of a combined getter “porous silicon layer + aluminum film” is carried out. It is shown that, while annealing specimens with no getter layer, iron silicide and defects of the vacancy type are formed in the implanted regions and, as a result, a considerable reducti-

on in the lifetime of nonequilibrium minority charge carriers is observed. The influence of the getter layer on the defect formation and the redistribution of iron atoms implanted into silicon are studied in the case of high iron concentrations in a vicinity of the surface. The presence of a getter layer is shown to reduce the efficiency of the silicide formation in the implanted region and to increase the concentration of interstitial defects in silicon. A model of the gettering process is proposed, which makes allowance for the gettering-induced reduction of the iron atom concentration in the implanted region and a decrease of the vacancy defect concentration, as well as the simultaneous increase of the concentration of interstitial-type defects associated with the formation of complexes of iron and boron atoms. These complexes are recombination-active and do not allow the lifetime of charge carriers to be restored to the initial value.