

ОСОБЛИВОСТІ ДЕФЕКТОУТВОРЕННЯ В ПРИПОВЕРХНЕВИХ ШАРАХ МОНОКРИСТАЛІВ КРЕМНІЮ ПРИ АКУСТОСТИМУЛЬОВАНІЙ ІМПЛАНТАЦІЇ ІОНІВ БОРУ ТА МИШ'ЯКУ

О.Й. ГУДИМЕНКО, В.П. КЛАДЬКО, В.П. МЕЛЬНИК, Я.М. ОЛІХ,
В.Г. ПОПОВ, Б.Н. РОМАНЮК, М.В. СЛОВОДЯН, П.П. КОГУТЮК

УДК
© 2008 р.

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

Вивчено особливості трансформації системи точкових дефектів і пружних деформацій в приповерхневих шарах кремнію, підданих імплантації іонів B^+ і As^+ при одночасній (*in situ*) дії ультразвуку (УЗ). Як метод вивчення структурної досконалості імплантованих структур використано багатокристалну рентгенівську дифрактометрію. Методом мас-спектрометрії вторинних іонізованих для поста нейтральних частинок досліджено товщинні розподіли імплантованих домішок після термічного відпалу зразків і вплив на них УЗ-обробки. Показано, що імплантація B^+ в зразки Si приводить до збільшення механічних напружень у приповерхневій області пластини. Додаткова дія УЗ при імплантації приводить не лише до деякого зменшення напружень, але й до зміни знака деформації, що викликано перерозподілом точкових дефектів, а також варіаціями їх розмірів. Відпал зразків при $T = 800 \div 950$ °C призводить до релаксації напружень як у вихідних зразках, так і в імплантованих незалежно від типу іонів, а дія УЗ ще більше стимулює цей процес релаксації. Запропоновано фізичну модель виявлених ефектів.

1. Вступ

Імплантацію різних іонів використовують в технології надвеликих інтегральних схем для формування легуваних p^+ - і n^+ -областей [1, 2]. При імплантації генеруються точкові дефекти, концентрація яких залежить від типу іона і режимів імплантації. Після високотемпературного відпалу, який використовується для видалення радіаційних дефектів і електричної активації легуючої домішки, формуються вторинні дефекти у вигляді міжвузловинних дислокаційних петель і преципітату домішки [3]. Наявність дефектів і різниця в значеннях ковалентних радіусів атомів матриці і легуючих домішок приводять до виникнення механічних напружень, які впливають на дифузію домішок, протікання квазіхімічних реакцій в області розподілу імплантованої домішки, а також на характеристики структур і приладів.

Введення ультразвуку в кристал при імплантації (*in-situ*) модифікує фізичні процеси дефектоутворення в кристалі, що імплантується, який знаходиться в нерівноважному стані, і може істотно визначати подальший характер цих змін під час відпалу [4]. В роботі [5] було показано, що введення УЗ-коливачів в Si-пластину в процесі імплантації приводить до просторового розділення точкових дефектів, що впливає на активацію легуючих домішок і концентрацію залишкових дефектів. Акустостимульовані механізми релаксації пружних деформацій в процесі іонної імплантації в структури SiGe вивчали в роботі [6].

Багатокристална X-променева дифракція (БХ-ПД) широко використовується для вивчення структурної досконалості кристалів і складних структур після імплантації різних іонів [7, 8] і дає інформацію про розподіл механічних полів деформації і дефектів.

Мета даної роботи – вивчення впливу дії ультразвуку в процесі імплантації іонів B^+ і As^+ на трансформацію системи точкових дефектів і пружних деформацій в приповерхневих шарах кремнію.

2. Методика експерименту

Імплантацію іонів B^+ або As^+ з енергією 35 KeV проводили при $T = 20$ °C в інтервалі доз 10^{15} – 10^{16} см⁻². Одночасно імплантували контрольний зразок (без УЗ) і зразок з УЗ-обробкою. Поздовжня УЗ хвиля (частотою 9 МГц та інтенсивністю 1 Вт·см⁻²) збуджувалася за допомогою LiNbO₃ п'єзоелектричного перетворювача, розташованого з тильного боку пластини Si через рідку акустичну зв'язку. Після імплантації пластини розрізали на частини, потім відпалювали в атмосфері Ar в інтервалі температур $T_{\text{відп}} = 800 \div 900$ °C впродовж трьох хвилин.

Профілі розподілу домішок визначали методом мас-спектрометрії вторинних іонів для поста нейтральних частинок (МСВІ) на установці INA-3 (Leybold, Germany). Використовували режим високо-частотного розпилювання зразка іонами Ar^+ (500 eV) з частотою 50 КГц і скважністю 0,6.

Кристалічну досконалість, а також рівень деформацій в структурах досліджували методом Х-променевої дифрактометрії. Вимірювання рентгенівських кривих відбиття проводили методом двокристалльної дифрактометрії в різній геометрії (симетрична – рефлекс 400 і асиметрична ковзна – рефлекс типу 113). У першому випадку тестується глибша приповерхнева область кристала (~ 5 мкм), ніж у другому (~ 1 мкм) [9]. Використовували характеристичне випромінювання рентгенівської трубки з мідним антикатодом (довжина хвилі 0,154 нм).

Різниця міжплощинних відстаней $\Delta d = d_f - d_s$ залежить від типу плівки і підкладки, величини деформацій і орієнтації атомних площин. Тут індекси f і s відносяться до імпантованого шару і підкладки відповідно.

Деформації, як перпендикулярні (ε_{\perp}), так і паралельні (ε_{\parallel}) поверхні кристала, визначаються в теорії пружності відносною зміною міжатомних відстаней в підкладці та імпантованому шарі:

$$\Delta d/d_s = \varepsilon_{\perp} \cos^2 \Psi + \varepsilon_{\parallel} \sin^2 \Psi, \quad (1)$$

де Ψ – кут між площинами і поверхнею кристала.

Диференціальний кут $\Delta\omega$ дорівнює

$$\Delta\omega = \vartheta - \vartheta_B + (\varepsilon_{\perp} \cos^2 \Psi + \varepsilon_{\parallel} \sin^2 \Psi) \operatorname{tg} \vartheta_B \pm (\varepsilon_{\perp} + \varepsilon_{\parallel}) \sin \Psi \cos \Psi, \quad (2)$$

де ϑ_B і ϑ – відповідно кут Бреґга і кут ковзного падіння Х-променів. Таким чином, вимірюючи дві складові деформації, можна розрахувати ступінь релаксації механічних напружень в даній структурі.

Структурну досконалість (концентрація і розміри точкових дефектів) оцінювали з аналізу розподілу дифузної складової інтенсивності Х-променів, зосередженої на хвостах кривих відбиття [9,10]. Аналіз кутового розподілу дифузного розсіяння дозволяє оцінити не тільки розміри точкових дефектів, але й проаналізувати симетрію деформаційних полів, а також визначити тип дефекту – вакансійний або міжвузловинний.

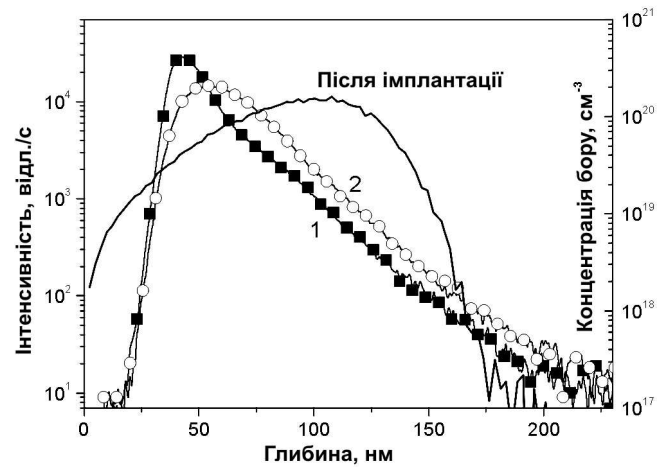


Рис.1. Профілі розподілу імпантованих іонів бору в кристалі кремнію: 1 – без дії УЗ; 2 – з УЗ-обробкою

3. Результати експериментів

На рис. 1 наведено профілі розподілу атомів бору, імпантованих в Si без і з дією УЗ, після відпалу при температурі 800 °C впродовж трьох хвилин. Також наведено розподіл імпантованих атомів бору до відпалу (однаково для випадків імпантації з і без УЗ-обробки).

Як видно з рисунка, профілі розподілу в відпалених зразках відрізняються один від одного. У структурах, імпантованих без дії УЗ, профіль розташований ближче до поверхні, а концентрація бору в максимумі у два рази більша порівняно із значенням концентрації в зразку, імпантованому з УЗ. Це свідчить про те, що в зразку, імпантованому без УЗ, спостерігається сегрегація домішки.

На рис. 2 наведено профілі розподілу атомів миш'яку в структурах, імпантованих без (1) і з дією УЗ (2), після відпалу при температурі 900 °C впродовж трьох хвилин. Видно, що значна частина As накопичується поблизу поверхні. Ефект накопичення більш виражений в структурах, імпантованих при дії УЗ. У цих зразках також спостерігається зменшення концентрації домішки в діапазоні 25–60 нм.

На рис. 3 наведено Х-дифракційні спектри для рефлексу 400 в зразках, імпантованих іонами B^+ (а) і As^+ (б) без і з дією УЗ до відпалу.

Як впливає з рисунка, криві дифракційного відбиття (КДВ) для кристала, імпантованого бором з УЗ, сильно відрізняються від випадку імпантації без УЗ. У кристалі, імпантованому з УЗ, КДВ проявляє сильну асиметрію, яка виражається в наявності плеча з боку великих брегівських кутів. Це свідчить про те,

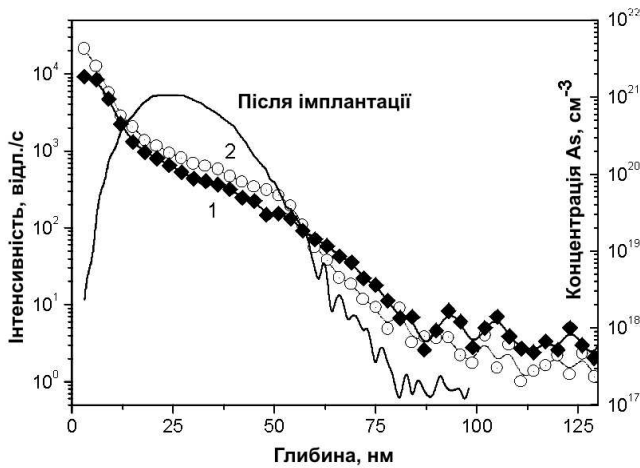


Рис. 2. Профілі розподілу імпантованих іонів миш'яку в кристалі кремнію: 1 – без дії УЗ; 2 – з УЗ-обробкою

що в процесі дії УЗ профіль параметра ґратки за глибиною змінився сильніше, ніж без дії УЗ. Знак деформації відповідає вертикальному стисненню ґратки (максимальна деформація стискування $\epsilon = -2,4 \cdot 10^{-4}$).

Для зразків, легованих іонами миш'яку, відмінність між підданим УЗ-обробці і еталонним зразками менш істотна, хоч і повторює у загальних рисах залежності для бору (рис. 3,б).

Після відпалу картина змінилася на протилежну: ріст дифузного розсіяння виявляється з боку менших кутів (розтяг ґратки). Як наголошувалося вище, ці спектри відповідають симетричному відбиттю (глибина проникнення X-променів становить близько 5 мкм) і, таким чином, містять у собі, в основному, інформацію про перетворення в глибших приповерхневих областях.

КДВ для асиметричного відбиття 113 до відпалу наведено на рис. 4. Аналіз цих даних показує, що асиметрію кривих гойдання для зразків, легованих бором, зміщено в бік менших кутів для всіх зразків. Це є свідченням того, що області кристала, ближчі до поверхні, знаходяться в стані розтягу (деформація $\epsilon = 1,04 \cdot 10^{-4}$). Відпал приводить до подальшого збільшення дифузного розсіяння в області менших кутів і збільшенню напружень розтягу ($\epsilon = 1,75 \cdot 10^{-4}$). Для зразків, легованих іонами миш'яку, збільшення інтенсивності дифузного розсіяння в області більших кутів спостерігається для обох геометрій вимірювання. Проте слід зазначити, що асиметрія КДВ може бути викликана також збільшенням дифузної складової відбиття за рахунок наявності точкових дефектів.

У таблиці наведено залежності розмірів домінуючого типу мікродефектів в кристалах, імпантованих миш'яком, від температури відпалу. Як впливає з аналізу цих даних, розміри дефектів проходять через мінімум. Слід зазначити, що в зразках з УЗ-обробкою розміри дефектів менше у всьому інтервалі досліджуваних температур.

Тип дефектів визначається за законом спаду поля деформацій з порядком відбиття (квадратичний для дефектів типу кластерів і 3/2 для дислокаційних петель) [11, 12].

З кривих дифракційного відбиття, побудованих в логарифмічних координатах, за точкою переходу від хуанівського до асимптотичного законів спадання інтенсивності дифузного розсіяння було визначено середні розміри цих коагулятів точкових дефектів [13–15].

4. Обговорення результатів

Імпантација іонів As^+ і B^+ приводить до додаткових стискуючих напруг в структурі, а міжплощинна відстань в плівці зростає перпендикулярно до поверхні. Ефект зростання напруг пропорційний дозі імпантациї. Ці ефекти відомі і широко описані в літературі [16, 17].

В разі імпантациї легких іонів (бор) в Si формуються окремі точкові дефекти і невеликі розупорядковані області. При використанні в роботі дозах іонної імпантациї бору, аморфна фаза не утворюється. В імпантованих зразках без УЗ-обробки (без відпалу) для симетричного рефлексу 400 не спостерігається розширення ліній КДВ щодо неімпантованого зразка. Для асиметричного рефлексу 113 спостерігається деяке збільшення дифузного розсіяння в області менших кутів, що викликано введенням дефектів у ґратку Si.

З аналізу КДВ впливає, що в процесі імпантациї збільшується концентрація точкових дефектів невеликих розмірів (зростання інтенсивності дифузного розсіяння на "хвостах" у далекої від вузла оберненої залежності середнього розміру дефектів та максимальних значень деформацій ϵ в Si, легованому іонами B^+ (r_B) і As^+ (r_{As}), від режиму обробки в процесі імпантациї і температури подальшого відпалу

$T_{відп}, ^\circ C$	УЗ	$r_B, \text{НМ}$	$R_{As}, \text{НМ}$	$\epsilon_B, \text{макс.}$	$\epsilon_B, \text{макс.}$
Без відпалу	0	–	726	$-1,34 \cdot 10^{-4}$	–
Без відпалу	+	615	611	$-2,4 \cdot 10^{-4}$	–
800	0	745	965	$1,75 \cdot 10^{-4}$	$0,48 \cdot 10^{-4}$
800	+	868	800	$1,04 \cdot 10^{-4}$	$0,27 \cdot 10^{-4}$
900	0	–	719	–	$0,5 \cdot 10^{-4}$
900	+	–	440	–	$0,2 \cdot 10^{-4}$

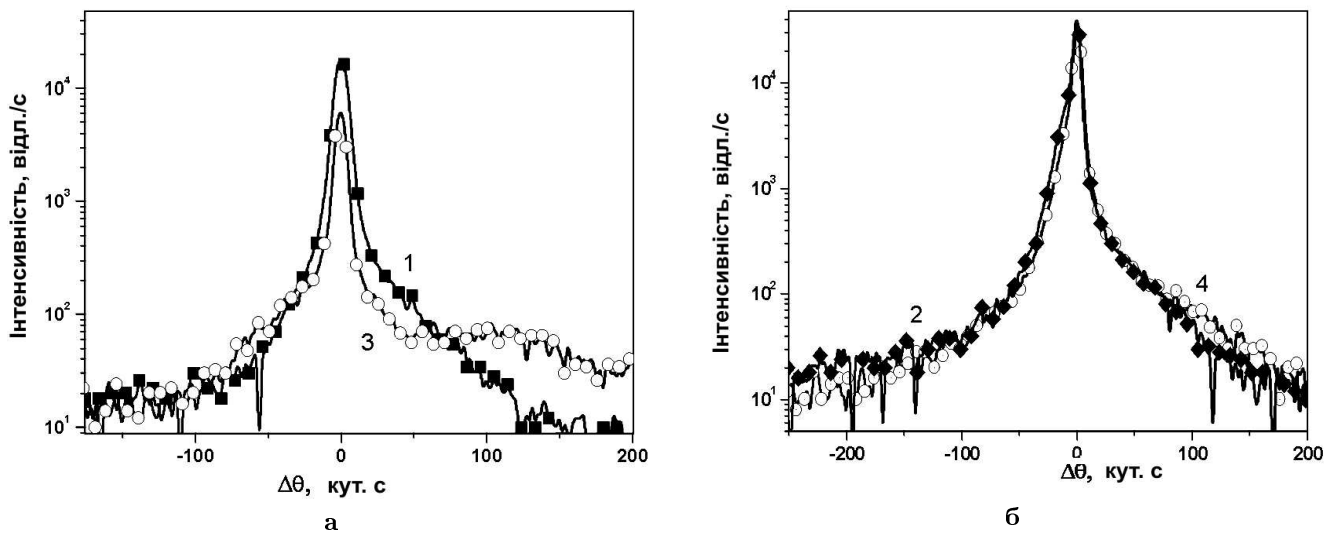


Рис. 3. Криві дифракційного відбиття для симетричного відбиття 400 для зразків до відпалу: а – легування бором; б – легування миш'яком; 1, 2 – без УЗ-обробки; 3, 4 – з УЗ-обробкою

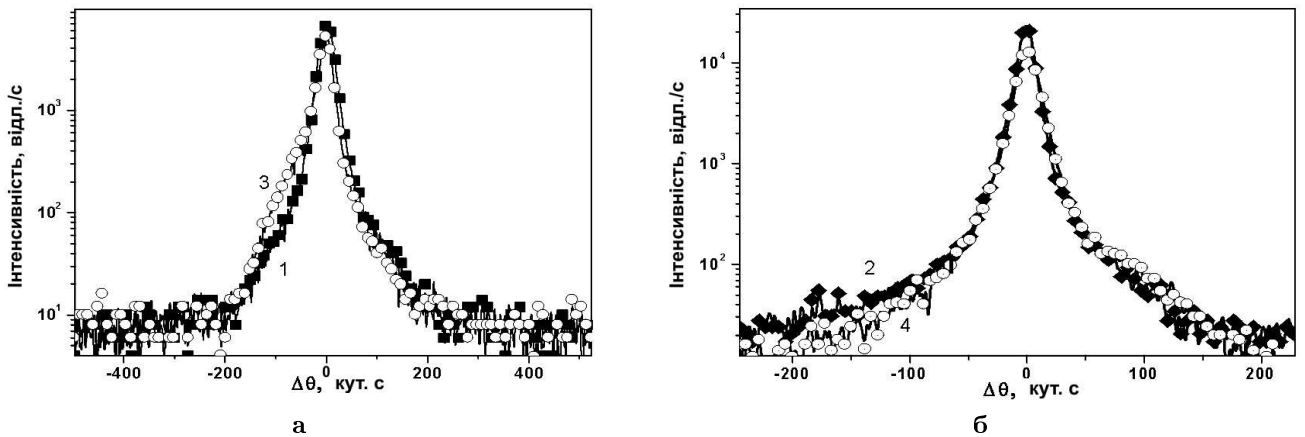


Рис. 4. Криві дифракційного відбиття для асиметричного відбиття 113 до відпалу: а – легування бором; б – легування миш'яком; 1, 2 – без УЗ-обробки; 3, 4 – з УЗ-обробкою

ґратки області), див. рис. 3, 4. При цьому для відбиття 400 (глибші області кристала) концентрація точкових дефектів міжвузловинного типу домінує в кристалі, імпантованому іонами бору при дії УЗ. Близько розташовані до поверхні області більш насичені дефектами вакансійного типу. Про це свідчить аналіз “хвостів” КДВ для відбиття 113.

Наявність дифузного розсіяння в областях великих кутів, як було показано в роботі [18], пов'язано із стимулюючою дифузією міжвузловинних атомів Si під дією УЗ і накопиченням вакансій в поверхневих шарах Si. Це, у свою чергу, викликає зменшення постійних ґратки в приповерхневій області. Та-

ким чином, в областях тестування зразка при відбитті 400 переважають напруження стиснення, викликані міжвузловинними атомами кремнію, які дифундують на значну глибину під дією УЗ. Ближче до поверхні (відбиття 113) спостерігається незначний розтяг ґратки за рахунок вакансійних дефектів ($\varepsilon = 0,28 \cdot 10^{-4}$), який частково компенсується міжвузловинними атомами імпантованого бору.

Імпантација іонів різної маси (бор, миш'як) при дії УЗ приводить до двох різних розподілів точкових дефектів. При імпантациї бору міжвузловинні атоми під впливом УЗ дифундують на значну глибину, так що їх рекомбінація з вакансіями утруднена. Імпантаци-

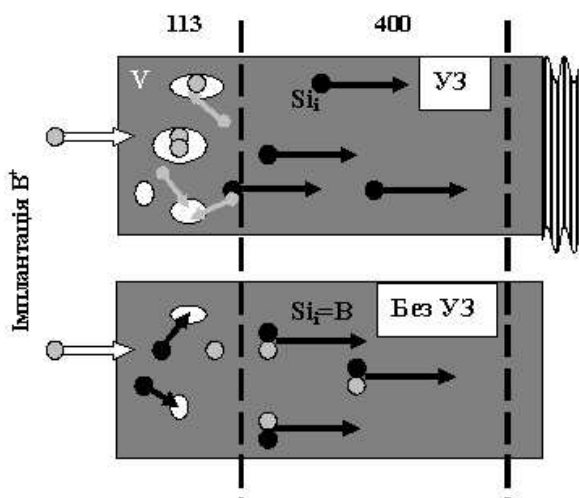


Рис. 5. Модель дефектоутворення в приповерхневих шарах кремнію, імплантованого іонами бору

ція важких атомів миш'яку приводить до виникнення сильно розпорядкованих областей, їх перекриття та аморфізації імплантованої області. В цьому випадку спостерігається незначне просторове розділення точкових дефектів, так що значна їх частина може рекомбінувати під час відпалу. При цьому дія УЗ не дає сильного впливу на стимулюючу дифузію міжвузловинних атомів, оскільки в сильно розвиненому каскаді розупорядкувань є значна кількість пасток для міжвузловинних дефектів. Потенційний рельєф для дифузії міжвузловинних атомів глибший, порівняно з випадком імплантації бору, коли створюються одиночні міжвузловинні атоми вздовж треку гальмування іонів бору. Оскільки ковалентний радіус As (0,58 нм) більший, ніж Si (0,42 нм), і міжвузловинні атоми просторово розділені з вакансіями лише на невеликі відстані, то в цьому випадку спостерігається стиснення ґратки.

Під час відпалу зразків відбуваються квазіхімічні реакції взаємодії точкових дефектів (ТД) і домішкових атомів. Вакансійні дефекти частково рекомбінують з міжвузловинними дефектами. Імплантовані атоми бору і миш'яку займають положення вузлів ґратки. Оскільки в зразках, імплантованих з УЗ, внаслідок розділення ТД, концентрація вакансій в поверхневій області більша, то збільшується розчинність бору і відсутнє його випадіння. Про це свідчать криві розподілу бору за глибиною для зразків, імплантованих із УЗ-обробкою (рис.1). При пересиченні міжвузловинні атоми Si формують дислокаційні петлі міжвузловинного типу, що і приводить до виникнення

дифузного розсіяння в області менших кутів від точного положення для відбиття 400. Важливо відзначити, що дифузне розсіяння на КДВ при відбитті 113 є істотно меншим для відпалених зразків, імплантованих з УЗ, що свідчить про те, що велика частина бору розміщена у вузлах ґратки. У зразках, імплантованих бором з дією УЗ, спостерігається збільшення розмірів міжвузловинних дефектів (див. таблицю), що є додатковим підтвердженням наявності надлишкових міжвузловинних атомів кремнію, які під час відпалу формують дислокаційні петлі більшого розміру порівняно із зразком, імплантованим без УЗ.

Деяка інша ситуація спостерігається в разі імплантації іонів миш'яку. В цьому випадку, як зазначено вище, не відбувається істотного розділення ТД. Надлишкові вакансії сприяють прискореній дифузії миш'яку до поверхні зразка, що підтверджується даними мас-спектрометрії, рис. 2. Вільні вакансії рекомбінують з міжвузловинними атомами, що знаходяться в безпосередній близькості з вакансіями. Частина вакансій заповнюється атомами миш'яку. Надлишкові атоми Si формують дефекти міжвузловинного типу, розміри яких менші для зразків, імплантованих при дії УЗ (див. таблицю). Ефект зменшення розмірів дефектів у зразках, імплантованих при дії УЗ, пов'язаний з прискореною дифузією миш'яку за вакансіями до поверхні, так що менша (порівняно з контрольним зразком) частина вакансій в області розупорядкувань заповнюється атомами миш'яку. Решта вакансій рекомбінує з міжвузловинним кремнієм. Отже, в зразках, імплантованих без УЗ концентрація надлишкових міжвузловинних атомів більша, ніж в зразках, імплантованих з УЗ, що і приводить до збільшення розмірів залишкових дефектів після відпалу в першому випадку.

Таким чином, процес дії ультразвуку можна уявити таким чином. При імплантації легких атомів (бор) УЗ стимулює активне просторове розділення вакансій і міжвузловинних атомів (рис. 5). Під час подальшого відпалу йде захоплення атомів бору вакансіями, а надлишкові міжвузловинні атоми Si конденсуються в кластери.

Імплантація важких іонів (миш'як) приводить до аморфізації приповерхневої області, і ефект просторового розділення точкових дефектів при УЗ-обробці хоча й має місце, але істотно менший. Про наявність розділення дефектів свідчить збільшення накопичення миш'яку біля поверхні і зменшення розмірів дефектів після відпалу в зразках, імплантованих з УЗ.

5. Висновки

Імплантація В⁺ в зразки Si приводить до збільшення механічних напруг в приповерхневій області пластин.

Додаткова дія УЗ при імплантації приводить не тільки до деякого зменшення напружень але і до зміни знака деформації, яке викликане перерозподілом точкових дефектів, а також варіаціями їх розмірів. Це добре ілюструється поведінкою інтенсивності на “хвостах” КДВ.

Відпал зразків при $T = 800\text{--}900\text{ }^\circ\text{C}$ приводить до релаксації напруг як у вихідних зразках, так і в імплантованих незалежно від типу іонів. Ультразвук ще більше стимулює цей процес релаксації.

Роботу виконано в рамках проекту МОН України М/175-2007 “Діагностика нанорозмірних структур і розробка на їх базі основ технології виготовлення приладів обробки інформації нового покоління” та частково підтримана проектом УНТЦ №3085.

1. Myung-Sik Son, Ho-Jung Hwang, J. Vac. Sci. Technol. **B18** (1), 595 (2000).
2. Г.Я. Красников, *Конструктивно-технологические особенности субмикронных МОП-транзисторов* (Часть 1, Техносфера, Москва, 2002), 260 с.
3. J. Narayan, O.W. Holland, J. Electrochem. Soc. **131**, 2651 (1984).
4. B. Romanjuk, V. Melnik, Y. Olikh, V. Popov, and D. Kruger, Semicond. Sci. and Technol. **16**, 397 (2001).
5. D. Kruger, B. Romanjuk, V. Melnik, Y. Olikh, and R. Kurps, J. Vac. Sci. Technol. **B20**, 1448 (2002).
6. B. Romanjuk, V. Kladko, V. Melnik, V. Popov, V. Yukhymchuk, O. Gudymenko, Ya. Olikh, G. Weidner, and D. Kruger, Materials Science in Semiconductor Processing **8**, 171 (2005).
7. A. Pesek, P. Kastlev, K. Lischka, and L. Palmethofer, Nucl. Instr. and Methods in Phys. Res. **B80/81**, 569 (1993).
8. B. Larson and J. Barhorst, J. Appl. Phys. **51**, 3181 (1980).
9. V.P. Kladko, L.I. Datsenko, Z.V. Maksimenko, O.S. Lytvyn, I.V. Prokopenko, and Z. Zytikiewicz, Semicond. Phys., Quant. Electr. & Optoelectr. **3**, 5 (2000).
10. L.A. Charniy, A.N. Morozov, V.T. Bublik, K.D. Scherbachev, I.V. Stepantsova, and V.M. Kaganer, J. Cryst. Growth. **118**, 163 (1992).
11. М.А. Кривоглаз, *Дифракция рентгеновских лучей и тепловых нейтронов в неидеальных кристаллах* (Наукова думка, Киев, 1983).
12. P.H. Dederichs, Phys. Rev. B **4**, 1041 (1971).
13. М.А. Кривоглаз, *Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах* (Наукова думка, Киев, 1984).
14. B.C. Larson, J. Appl. Cryst. **8**, 150 (1975).
15. J.R. Patel, J. Appl. Cryst. **8**, 186 (1975).

16. B.C. Аврутин, Ю.А. Агафонов, А.Ф. Вяткин, В.И. Зиненко, Н.Ф. Изюмская, ФТП **38**, 325 (2004).
17. Z.E. Horvath, G. Peto, E. Zsoldos, and J. Guilay, Nucl. Instr. and Methods in Phys. Res. **B80/81**, 552 (1993).
18. P. Zaumzeil, U. Winter, Phys. Stat. Sol. (A) **70**, 497 (1982).

Одержано 02.07.07

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ ПРИ АКУСТОСТИМУЛИРОВАННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ БОРА И МЫШЬЯКА

А.И. Гудыменко, В.П. Кладько, В.П. Мельник, Я.М. Олих, В.Г. Попов, Б.Н. Романюк, Н.В. Слободян, П.П. Когутюк

Резюме

В работе изучены особенности трансформации системы точечных дефектов и упругих деформаций в приповерхностных слоях кремния, подданных имплантации ионов В⁺ и As⁺ при одновременном действии ультразвука (УЗ). Как метод изучения структурного совершенства имплантированных структур использовалась многокристалльная рентгеновская дифрактометрия. Методом масс-спектрологии вторичных ионов исследованы распределения по толщине имплантированных примесей после термического отжига и влияние на них УЗ-обработки. Показано, что имплантация В⁺ в образцы Si приводит к увеличению механических напряжений в приповерхностных областях пластин. Дополнительное воздействие УЗ при имплантации приводит не только к некоторому уменьшению напряжений, но и к изменению знака деформаций, что вызвано перераспределением точечных дефектов, а также вариациями их размеров. Отжиг образцов при $T = 800\text{--}950\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к релаксации напряжений как в исходных образцах, так и в имплантированных, независимо от типов ионов, а воздействие УЗ еще больше стимулирует этот процесс. Предлагается физическая модель обнаруженных эффектов.

PECULIARITIES OF THE FORMATION OF DEFECTS IN NEAR-SURFACE LAYERS OF Si SINGLE CRYSTALS UNDER ACOUSTOSTIMULATED IMPLANTATION OF IONS OF BORON AND ARSENIC

O.I. Gudymenko, V.P. Kladko, V.P. Melnik, Ya.M. Olikh, V.G. Popov, B.N. Romanjuk, M.V. Slobodyan, P.P. Kogutyuk

V.E. Lashkarev Institute of Semiconductor Physics, Nat. Acad. Sci. of Ukraine (41, Nauky Ave., Kyiv 03028, Ukraine; e-mail: kladko@isp.kiev.ua)

Summary

We study peculiarities of the transformation of the system of point defects and elastic deformations in near-surface layers of silicon subjected to the implantation of ions В⁺ and As⁺ under the simultaneous *in situ* action of ultrasound (US). As a method of structural perfection of implanted structures, we used many-crystal X-ray diffractometry. By secondary-ion mass-spectrometry, we determined the distributions of implanted admixtures over thickness after the thermal annealing of specimens and studied the influence of the US treatment on them. It is shown

that the implantation of B^+ into Si specimens leads to an increase of mechanical stresses in the near-surface regions of plates. The additional action of US on the implantation causes not only some decrease in stresses, but also a change of the deformation sign, which is due to both the redistribution of point defects and the

variation of their sizes. The annealing of specimens at $T = 800\text{--}950\text{ }^\circ\text{C}$ induces the relaxation of stresses in the initial specimens and in implanted ones irrespective of the type of ions, and the action of US stimulates this process of relaxation yet more. A physical model of the discovered effects is proposed.