

27.10.08, Бюл. № 20. – 2008. – 14 с. 5. Пат. на корисну модель № 29698 UA. Ключовий елемент на діодах Шотткі зі структурою “кремній-на-ізоляторі” / І.Т. Козут, В.І. Голота, А.О. Дружинін. – Опубл. 25.01.2008, Бюл. № 2. – 2008. – 10 с. 6. Пат. на корисну модель № 29701 UA. Контакт в інтегральних приладах зі структурою “кремній-на-ізоляторі” / І.Т. Козут, В.І. Голота, А.О. Дружинін. – Опубл. 25.01.2008, Бюл. № 2. – 2008. – 10 с. 7. Козут І.Т. Конструктивно-технологічні властивості КМОН КНІ БМК з мікрозонною лазерною рекристалізацією полікремнію // Вісн. Держ. ун-ту “Львівська політехніка”. – 1999. – № 362: Елементи теорії та прилади твердотільної електроніки. – С. 25–30.

УДК 621.315.592

О.І. Логуш¹, В.А. Павлиш²

Національний університет “Львівська політехніка”,

¹кафедра напівпровідникової електроніки,

²кафедра електронних засобів, інформаційно-комп’ютерних технологій

СТАБІЛІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ МООН-СТРУКТУР ПРИ ГЕТЕРУВАННІ ДЕФЕКТІВ КРЕМНІЄВОЇ ПІДКЛАДКИ ЦИНКОМ

Ó Логуш О.І., Павлиш В.А., 2009

O.I. Logush, V.A. Pavlysh

MOS-STRUCTURE PARAMETERS STABILIZATION BY SILICON SUBSTRATE DEFECTS GETTERING WITH ZINC

Ó Logush O.I., Pavlysh V.A., 2009

Наведено результати експериментальних досліджень впливу гетерування цинком на суцільність плівок SiO_2 . Показано, що введення цинку в парогазове середовище за термічного окислення кремнію приводить до покращання суцільності плівок. Експериментально підтверджена модель процесу гетерування тримірних дефектів плівок термічного діоксиду кремнію, яка полягає у зниженні рухливості дислокацій приповерхневої області кремнієвих пластин і зменшення внаслідок цього локальних напружень плівок в процесі росту.

The results of experimental investigations of zinc gettering influence on uniformity of SiO_2 films and parameters of MOS-structures as a whole are shown. It was demonstrated that adding of zinc into vapor during silicon thermal oxidation results in improvement of films uniformity. The model of gettering process of 3D-defects in thermal silicon dioxide films, which consists in decreasing of dislocation mobility in silicon wafer surface region thus leading to decreasing of local film stresses during growth process, is experimentally approved.

Вступ

У сучасних напівпровідникових приладах, розміри активних областей яких становлять частки мкм, істотну роль відіграє структурна досконалість області кремнієвої підкладки, що прилягає до межі розділу, і усіх наступних нарощених шарів монокристалічного кремнію і аморфного діелектрика, які становлять активну область приладу. Кожен високотемпературний процес приводить до утворення, розмноження і анігіляції точкових, лінійних та об’ємних дефектів, які негативно впливають на

надійність, стабільність параметрів та працездатність виробів. Незважаючи на досягнення в області напівпровідникового матеріалознавства, зокрема, розробки технології одержання бездислокаційних кремнієвих пластин (з густиною дислокацій, меншою від 100 см^{-2}), в процесі виготовлення виробу цей параметр зростає на декілька порядків, що нівелює високу якість вихідного матеріалу. Враховуючи те, що дислокації є стоками для точкових дефектів монокристалічного матеріалу, під час вирощування “бездислокаційних” монокристалів виникають мікродефекти, розподіл яких часто має вигляд спіралі. Як правило, їх утворення пов’язують з утворенням вакансійно-кисневих комплексів, які слугують центрами конденсації надлишкових вакансій під час вирощування кристала [1, 2]. Тобто для виготовлення приладів з високою структурною досконалістю робочих областей вихідні монокристалічні пластини повинні містити оптимальну кількість дислокацій.

Біографічний розподіл дефектів монокристалічної пластини і процеси їх утворення та розмноження наслідуються у подальших нарощених шарах, зокрема плівках термічного діоксиду кремнію. Це привело до необхідності всебічного вивчення механізмів утворення та розмноження дислокацій приповерхневої області монокристалічної кремнієвої підкладки та їх впливу на якість нарощених плівок. Основні результати цих досліджень наведено в [3–8].

У цій роботі наведені результати досліджень процесів утворення структурних дефектів у плівках термічного SiO_2 і на межі розділу $\text{Si} - \text{SiO}_2$, які забезпечили можливість покращання суцільності плівок та стабілізації параметрів МОН-структур загалом шляхом розробки механізму їх гетерування під час росту плівки.

Обґрунтування проблеми досліджень

Основна ідея відомих методів гетерування дефектів робочих областей кремнієвих приладів [3, 4] полягає у видаленні лінійних і точкових дефектів з робочих областей приладу шляхом створення умов для їх руху та анігіляції у спеціально створених областях кремнієвої підкладки. Процес гетерування, як правило, намагаються сумістити з першою високотемпературною технологічною операцією, або проводять перед нею. Характерно, що переважну більшість методів гетерування розробляли для покращання якості приповерхневої області кремнієвих пластин і монокристалічних епітаксійних плівок.

Незважаючи на дослідження процесів утворення дефектів у аморфних діелектричних плівках на кремнію, у відомій нам літературі відсутня інформація щодо розробки спеціальних методів гетерування дефектів аморфних діелектричних плівок, зокрема термічного SiO_2 . Характерно, що переважно проводили дослідження природи утворення і можливості зниження концентрації точкових дефектів, які визначають зарядові характеристики систем $\text{Si} - \text{SiO}_2$. Щодо об’ємних дефектів – пор, літературні дані часто дискусійні [5]. Цілком ймовірно, що в конкретних технологічних умовах можуть проявлятися і переважати певні механізми утворення тривимірних дефектів в діелектричних плівках. Це викликало необхідність детального дослідження процесів їх утворення та розробки механізмів гетерування.

Природа утворення дефектів

Процеси утворення та розмноження дефектів приповерхневої області кремнієвої монокристалічної пластини і наступних нарощених монокристалічних та аморфних шарів взаємопов’язані між собою. Загалом процес утворення дефекту в плівці можна розглядати як порушення однорідності умов росту плівки. Вони можуть бути викликані різними чинниками, зокрема: забрудненням поверхні пластини стороннім мікрооб’єктом після хімічного оброблення пластини перед високотемпературними операціями, локальною конденсацією точкових дефектів у місцях можливого стікання, структурними неоднорідностями підкладки, преципітацією домішок, механічними напруженнями на межі розділу та їх градієнтами тощо [5, 6, 13].

Для з’ясування можливості утворення у плівці SiO_2 наскрізної пори об’ємом близько 10 нм^3 шляхом конденсації точкових дефектів, враховуючи значення коефіцієнта самодифузії Si , ентропії

та ентальпії утворення вакансії, використовуючи рівняння для розрахунку їх концентрації, наведені в [14], ми провели оцінку значення об'єму монокристалу, з якого можуть стікати вакансії за час окислення з утворенням пори. За значеннями радіуса вакансії S_i проведено обчислення їх концентрації, необхідної для утворення пори. В результаті розрахунку отримано значення концентрації вакансій $2,2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$, що викликає сумніви щодо ймовірності утворення наскрізних пор за вакансійним механізмом.

Щодо утворення пор, викликаного забрудненнями поверхні пластини, в [8, 13] на основі експериментальних досліджень встановлено, що їх густина безпосередньо пов'язана з концентрацією осажденного пилу, викликаного його наявністю в технологічному приміщенні, в якому перебувають пластини після передокислювального хімічного оброблення. Наші дослідження показали, що фактично кожна осаждена на поверхні пилинка призводить до утворення пори. Підтвердженням цього є, зокрема, залежність густини пор в діелектричних плівках від рівня запиленості технологічного приміщення, у якому перебували пластини після хімічного оброблення, викладені в [13]. За ретельного дотримання норм запиленості в межах $4\text{--}30 \text{ дм}^{-1}$ такі пори фактично не виявлялися.

Під час дослідження пористості плівок мідножелатиновим методом, як бачимо з рис. 1, в місцях провідних ділянок плівок виростали або желатинові грона, або бульбашки желатину значно меншого розміру. Це обумовлено істотною різницею швидкості процесу електролізу в різних провідних ділянках плівки, викликану різними розмірами пор, що вказує на наявність щонайменше двох механізмів процесів пороутворення. Як правило, желатинові грона хаотично розміщалися по поверхні пластини і спостерігалися на подряпинах плівки. Встановлено взаємозв'язок їх густини з запиленістю технологічного приміщення, в якому перебували пластини перед окисленням.

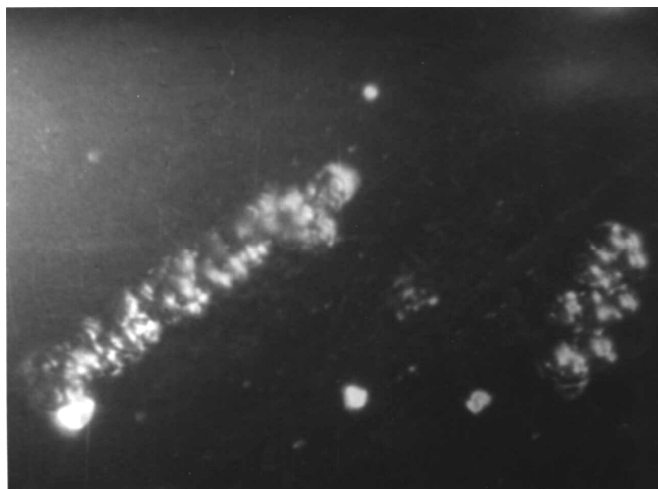


Рис. 1. Неоднорідності візуалізації пор, обумовлені їх різними розмірами (металографія, $\times 200$)

Щодо “дрібних” пор, то їх густина, усереднена на пластину, становила $1,5\text{--}3, 3,4\text{--}5,5$ і $6,5\text{--}15 \text{ см}^{-2}$ для плівок термічного діоксиду кремнію завтовшки $1, 0,5$ і $0,15 \text{ мкм}$ відповідно. Виявлена тенденція зменшення густини пор від краю до центра пластини. Причому близько 80% пор розміщалися по її периметру в області до $7\text{--}12 \text{ мм}$ від краю. Характерно, що густина пор у цій області майже на порядок вища, ніж в центрі. Скупчення пор проявлялися також в місцях контакту пластини з кварцовим човником і значною мірою визначалися щільністю входження пластини в його пази.

Як правило, по декілька пор розміщалися в ряд, причому лінії їх утворення відповідали кристалографічним лініям ковзання дислокацій. Це відображає рис. 2, на якому показано поверхню кремнієвої пластини після селективного травлення оксиду аж до підтравлювання підкладки, і подальшо-

го дислокаційного травлення поверхні кремнієвої пластини в травнику Сіртля після видалення плівки SiO_2 . Виходи дислокацій на поверхню проявляються у вигляді трикутних ямок травлення.

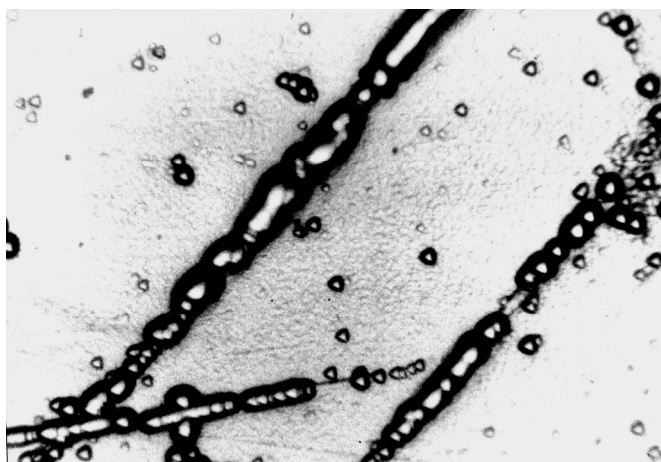


Рис. 2. Розміщення пор в плівках вздовж ліній ковзання ($\times 200$)

Використовуючи як відлік орієнтацію пластин кремнію і базового зрізу, встановлено напрями ліній пороутворення в плівках діоксиду кремнію. Вони відповідають кристалографічним напрямкам $\langle 110 \rangle$ у підкладці (111), які є найвірогіднішими напрямками ковзання у гратці типу алмаз.

Ідентичність якісного радіального розподілу дефектів в плівках SiO_2 і кремнієвих підкладках підтверджена послідовними дослідженнями розподілу пор та дислокацій вздовж фіксованих смуг завширшки 5 мм вздовж діаметра пластини, показаного на рис. 3. Однак в кількісному відношенні густина пор в плівках значно нижча від густини дислокацій, які виходять на поверхню підкладки. Це вказує на те, що далеко не кожна дислокація є ініціатором пороутворення у вирощуваній плівці термічного SiO_2 .

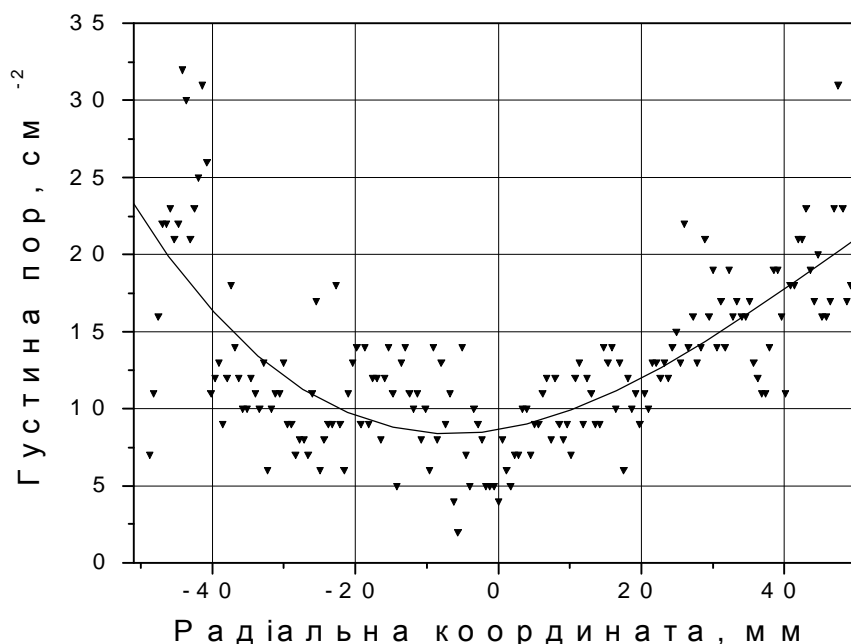


Рис. 3. Радіальний розподіл густини дефектів в плівках SiO_2 завтовшки $\sim 1000 \text{ \AA}$ у різних точках поверхні кремнієвої пластини

Зупинимось на можливих причинах неоднорідного розподілу дефектів. В результаті розв'язання крайової задачі теплопровідності і аналізу кінетики нагрівання та теплообміну в партії пластин в [15] показано, що максимальний перепад температури становить 46 К за швидкості завантаження 0,002 м/с і 340 К за 0,01 м/с. При цьому радіальні і тангенціальні термічні напруження пластини ростуть пропорційно до градієнта температури:

$$s_r(r) = 0.25aE\Delta T\left(1 - \frac{r^2}{R^2}\right),$$

де a – коефіцієнт термічного розширення; E – модуль Юнга; ΔT – різниця температур; r – координата; R – радіус пластини.

Під їх дією утворюються дислокації і проходить знімання термічного напруження в межах такої ділянки. Під час повторного циклічного оброблення знову виникають термічні напруження, причому умови утворення дислокацій значно полегшуються (проходить розмноження дислокацій і починає діяти механізм їх передачі). Оскільки градієнт температури максимальний на краю пластини, дислокації виникають фактично завжди на периферії у вигляді ліній зсувів і в подальшому переміщуються до центра вздовж площин ковзання.

Внаслідок того, що плівка SiO_2 жорстко поєднана з підкладкою, в місцях переміщення сусідніх атомних площин у напрямку ковзання дислокацій виникатимуть максимальні напруження плівки, релаксація яких проходитиме шляхом локального руйнування плівки і утворення пор. У такий спосіб, на нашу думку, пори повинні наслідувати не дислокації як такі, а утворюватися за їх руху вздовж площин ковзання.

У виняткових випадках ми спостерігали також закристалізовані ділянки плівки SiO_2 , викликані, найшвидше, локальним забрудненням плівки лужними металами, джерелом яких можуть бути або біографічні преципітати у ядрах дислокацій, що малоімовірно за сучасного рівня якості пластин кремнію, або поверхня кварцового реактора чи неконтрольовані забруднення використовуваними реагентами. Пори на цих ділянках проявлялися між границями кристалітів і аморфної матриці. Їх утворення пов'язане з механічними напруженнями, що перевищують критичні, і обумовленими різними значеннями к.т.р. кремнієвої підкладки, кристалічного і аморфного діоксиду кремнію. Ініціатором локальної кристалізації плівок через рідку фазу діоксид кремнію – домішка можуть слугувати навіть незначні кількості домішок лужних металів, оксиди яких утворюють низькотемпературні евтектичні стани з SiO_2 . Локально закристалізована ділянка плівки після селективного травлення оксиду в травнику складу $HF : HNO_3 : CH_3COOH$ (1 : 10 : 1) протягом 3–7 хвилин зображена на рис. 4.

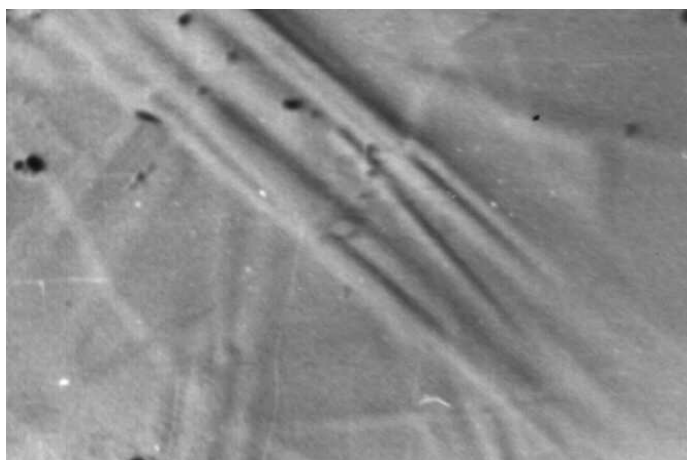


Рис. 4. Закристалізована ділянка протравленої плівки SiO_2 (металографія $\times 200$)

Враховуючи викладене, можна виділити такі механізми пороутворення в плівках термічного діоксиду кремнію:

- руйнування плівки внаслідок випаровування або згоряння матеріалу локальних забруднень поверхні кремнієвих пластин в процесі росту плівки;
- утворення пор за руху дислокацій підкладки під дією термомеханічних напружень;
- утворення пор за локальної кристалізації плівок, стимульованої домішками.

Характерно, що переважна кількість пор утворюється внаслідок дії механізму пороутворення, пов'язаного з рухом дислокацій кремнієвої підкладки під час росту плівки.

Механізм гетерування пор

Для покращання параметрів надійності і стабільності роботи приладів необхідно забезпечити такі умови їх виготовлення, за яких істотно знижується рівень термомеханічних напружень, а також погіршуються умови руху дефектів монокристалічної кремнієвої підкладки.

Для зниження термомеханічних напружень необхідне забезпечення однорідності температури в підкладці *Si*. Один із шляхів вирівнювання температурного поля – використання для розміщення кремнієвих пластин у реакторі додаткових баластних металевих пластин (зокрема з *Ti*), які за рахунок вищої, ніж у *Si* теплопровідності, забезпечать зменшення температурних градієнтів, які приводять до утворення та розмноження дислокацій.

Як показали дослідження, під час вирощування плівок *SiO₂* з використанням баластного титанового диска спостерігали зниження неоднорідного радіального розподілу густини пор у плівках діоксиду кремнію, яка якісно збігалась з розподілом густини дислокацій у кремнієвій монокристалічній підкладці. Відчутне зниження рівня дефектності плівок *SiO₂* спостерігали тільки у крайовій області пластини, де процеси утворення і розмноження дислокацій у монокристалічній підкладці проявляються особливо активно. Істотного зниження рівня пористості плівок діоксиду кремнію, вирощених у центральній області пластини, не спостерігалось.

На нашу думку, для ефективного гетерування дефектів у плівках *SiO₂* необхідно створити такі умови росту плівки, у яких були б зведені до мінімуму процеси ковзання дислокацій кремнієвої підкладки, знижена їх рухливість. Це повинно привести до зниження локальних механічних напружень плівки *SiO₂* і відповідно концентрації наскрізних пор у них. Вказаний шлях гетерування дефектів вперше запропонований і обговорений в [8, 12].

Незавершені зв'язки дислокацій кремнієвої підкладки є активними центрами захоплення домішок аж до утворення преципітатів за високої концентрації [1]. У той самий час встановлено [16], що за декорування дислокацій атомами домішки і нейтралізації незавершених зв'язків можна істотно загальмувати рух дислокацій в монокристалі і підняти величину механічних напружень, необхідну для їх старту. Причому для переведення дислокації в нейтральний стан необхідна мізерна кількість атомів домішки.

Зокрема, з врахуванням того, що для насичення розірваних зв'язків необхідний один атом домішки на міжатомну віддаль, стверджується, що для нейтралізації дислокацій за їх концентрації в кремнієвій пластині $\sim 10^4 \text{ см}^{-2}$ необхідна концентрація домішки $\sim 3,7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-3}$, а за $N_D \sim 10^8 \text{ см}^{-2}$ (в пластично деформованих кристалах) – концентрація домішок $\sim 3,7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Ці величини значно нижчі від традиційних рівнів легування кремнію під час виготовлення напівпровідникових приладів.

З врахуванням викладеного, ми запропонували гетерувати дефекти плівок *SiO₂*, нівелюючи механізм їх утворення, пов'язаний з рухом дислокацій приповерхневої області кремнієвої підкладки, шляхом контрольованого легування поверхневої області кремнію під час росту плівки, вводячи атоми домішки в область ядер дислокацій, які виходять на межу розділу [13]. Тобто всупереч традиційному шляху видалення домішок з поверхні монокристалічної пластини пропонується спеціально вводити домішку в реакційну камеру під час росту плівки.

Для ефективного гетерування необхідно створити такі умови легування, за яких атоми домішки в мінімально можливій, але достатній кількості захоплювалися б тільки незавершеними зв'язками дислокацій підкладки у місцях наскрізних пор у плівці SiO_2 . Оптимальне насичення електрично активних незавершених зв'язків дислокацій атомами домішки повинно переводити їх у нейтральний стан і, крім зниження рухливості дислокацій, приводити до зменшення концентрації енергетичних рівнів в забороненій зоні кремнію, створених лінійними дефектами кристалічної ґратки.

Крім основної мети – зниження концентрації наскрізних пор в плівках термічного діоксиду кремнію, таке легування, на нашу думку, приводитиме до покращання структурної досконалості монокристалічної області межі розділу $Si - SiO_2$, зростання часу життя неосновних носіїв заряду, стабільності і відтворюваності характеристик МОН-структур загалом.

При цьому до гетеруючої домішки ставляться такі вимоги:

- домішка не повинна утворювати дрібні енергетичні рівні в кремнії;
- домішка не повинна належати до основних легуючих домішок кремнію;
- домішка не повинна сприяти кристалізації плівок діоксиду кремнію;
- домішка повинна утворювати стійкі оксиди;
- домішка повинна мати низьку розчинність в кремнії;
- під час росту плівки SiO_2 домішкові атоми повинні знаходитись в газоподібному стані для того, щоб не приводити до легування матеріалу, а тільки захоплюватися активними незавершеними зв'язками дислокацій підкладки, які виходять на поверхню під утвореною порою.

Враховуючи розглянуті вимоги, для зниження рухливості дислокацій кремнієвих пластин ми вибрали домішку цинку. Введення її в реактор під час процесу окислення кремнієвих пластин найкраще проводити в поєднанні з хлором, оскільки в цьому випадку одночасно із заповненням незавершених зв'язків дислокацій атомами цинку проходить зв'язування в плівці атомів лужних металів хлором та зниження величини рухливого заряду, стабілізації параметрів плівки оксиду.

Враховуючи наведені вище вимоги, проведено термодинамічний розрахунок складу парогазового середовища в реакторі [17], в результаті якого розраховано температурно-концентраційну залежність границі області можливого осадження компонентів газової фази, яка аналітично описується поліномом:

$$C = -974,429 + 3,244 T - 0,00455 T^2 + 2,844 \cdot 10^{-6} T^3 - 6,661 \cdot 10^{-10} T^4.$$

Подача хлориду цинку в реакційну камеру відбувається разом з окислювачем в процесі росту плівки термічного SiO_2 .

Ефективність методу гетерування дефектів

Експериментальні дослідження ефективності гетерування проводили окисленням пластин Si в парогазовому середовищі з різним вмістом $ZnCl_2$ в реакційній камері. Парогазове середовище створювали шляхом як барботування водного розчину, так і миттєвого випаровування.

На рис. 5 показано концентраційну залежність густини дефектів плівки термічного SiO_2 , отриманого у парогазовому середовищі, створеному миттєвим випаровуванням розчину, що подавався безпосередньо у реакційну камеру через капіляр у вхідному патрубку.

Як зрозуміло з цього рисунка, спостерігається різке зменшення густини дефектів за наявності навіть незначних концентрацій домішки і подальше збільшення n з ростом концентрації хлориду цинку. На залежності проявляється чіткий мінімум, який дає змогу визначитися з оптимальною концентрацією гетеруючої домішки.

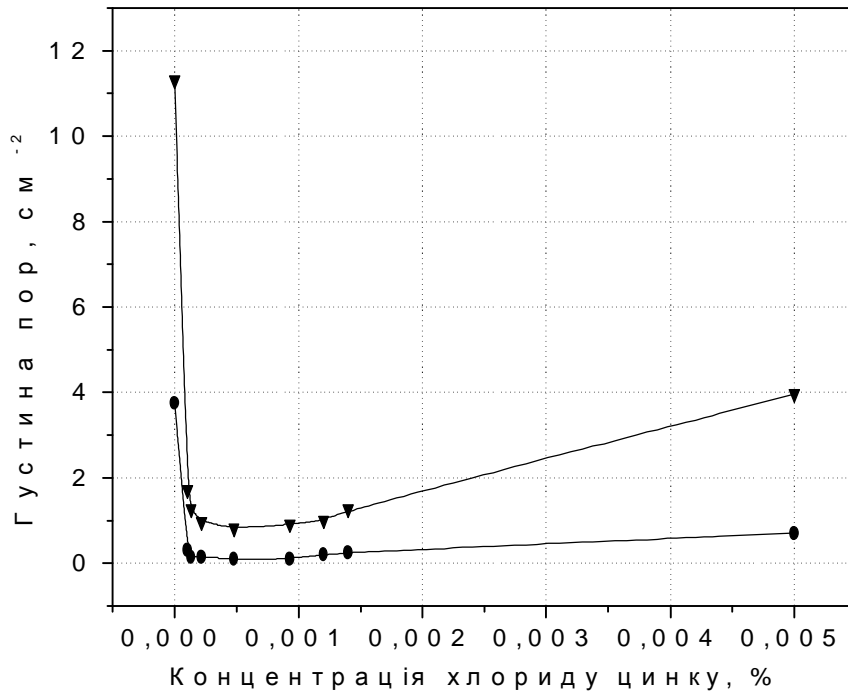


Рис. 5. Концентраційна залежність пористості плівок діоксиду кремнію (миттєве випаровування) ▼ – 1000 Å; ● – 5000 Å

Отже, експериментально підтверджена можливість пониження дефектності плівок діоксиду кремнію гетеруванням домішкою цинку дислокацій підкладки. Ефективність запропонованого методу підтверджена також результатами досліджень генераційно-рекомбінаційного часу життя неосновних носіїв заряду [11], який мав максимальні значення для діапазону концентрацій, у якому спостерігали найкращий рівень суцільності плівок оксиду кремнію. Це підтверджує покращання рівня структурної досконалості межі розділу і ефективність запропонованого механізму гетерування дефектів.

Висновки

На основі результатів дослідження дефектності плівок SiO_2 у взаємозв'язку з дислокаційною структурою підкладки встановлені переважаючі механізми утворення пор у плівках. Запропонований і підтверджений експериментально механізм гетерування пор у плівках, який ґрунтується на зниженні рухливості дислокацій кремнієвої підкладки атомами цинку, що впроваджуються у їх ядра, і зниження за рахунок цього їх рухливості. Визначено діапазон оптимальних концентрацій домішки. Запропонований метод гетерування приводить до покращання якості структур, зокрема суцільності плівок і параметрів межі розділу $Si-SiO_2$.

1. Рейви К. Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии / Пер с англ. – М.: Мир, 1984. – 475 с.
2. Бабич В.М., Блецкан Н.И., Вегнер Е.Ф. Кислород в монокристаллах кремния. – К.: Интерпрес, 1997. – 240 с.
3. Верховский Е.А. // Обзоры по электронной технике. Сер. 2: Полупроводниковые приборы. – 1981. – Вып. 8. – 48 с.
4. Лабунов В.А., Баранов И.Л., Бондаренко В.П. и др. // Зарубежная электронная техника. – 1983. – № 11. – С. 3–66.
5. Палатни, Фукс. Пory в пленках. – М., 2000.
6. Воронин В.А., Логуш О.И. // Тез. докл. V Республ. конф. “Физические проблемы МДП интегральной электроники”. – К., 1987. – С. 44.
7. Воронин В.А., Логуш О.И., Дронюк М.И., Левченко В.В. // Материалы XII Всесоюзн. научн. конф. по микроэлектронике. – Тбилиси, 1987. – 6. – С. 117–118.
8. Логуш О.И. // Сб. докл. VI Научн.-техн. конф. с междунар. участием “Микро-

електроніка-88”. – Ботевград, 1988. – **1**. – С. 31–35. 9. Киблик В.Я., Романова Г.Ф., Брожек Т., Логуш О.И., Вознюк Е.Ф., Диденко П.И. // VI Республ. конф. “Физические проблемы МДП интегральной электроники”. – К., 1990. – С. 102. 10. Brozek T., Kiblik V.Y., Logush O.I., Romanova G.F. // *Proceeding of the 7th Biennial Conf. “Insulating Films on Semiconductors” INFOS’91. Liverpool. GB.* – 1991. – P. 227–231. 11. Brozek T., Didenko P.J., Kiblik V.Y., Logush O.I., Litovchenko V.G., Romanova G.F. // *Jap. J. Appl. Phys., PS 1.* – 1994. – **33**, N 10. – P. 5823–5828. 12. Логуш О.І., Саваневський В.Г. // *Матеріали V Міжнар. конф. з фізики і технології тонких плівок.* – Ів.-Франківськ, 1995. – **1**. – С. 111. 13. Логуш О.І., Павлиш В.А. // *Доповіді Українсько-польської школи-семінару “Актуальні проблеми теоретичної електротехніки. Наука і дидактика”.* – Варшава, 2000. – С. 174–176. 14. *Технологія СБИС / Под ред. С. Зи.* – М.: Мир, 1986. – **1**. – 404 с. 15. Писаревский К.Е. Расчет температурного режима пластин в диффузионной печи. Ч. II: Расчет температурного режима пластин в партии // *Электронная техника. Сер. 3: Микроэлектроника.* – 1985. – Вып. 3. – С. 100–106. 16. Мильвидский В.Г., Освенский В.Б. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. – М.: Металлургия, 1985. – 160 с. 17. Логуш О.І., Білінський Ю.М., Лобойко В.І. // *Вісн. Держ. ун-ту “Львівська політехніка”.* – 1997. – № 332: *Хімія, технологія речовин та їх застосування.* – С. 56–59.