6. Толмачев, С. Т. Однородное поле, возмущенное периодической системой круговых цилиндров [Текст] / С. Т. Толмачев // Теоретическая электротехника: Респ. межвед. научн.-техн. сб. – 1977. – Вып. 23. – С. 97–106.
7. Толмачев, С. Т. Однородное поле, возмущенное периодической системой эллиптических цилиндров [Текст] / С. Т. Толмачев // Теоретическая электротехника: Респ. межвед. научн.-техн. сб. – 1978. – Вып. 24. – С. 96–105.
8. Толмачев, С. Т. Расчет потенциала в прямоугольной пространственной системе сферических элементов, помещенных во внешнее однородное поле [Текст] / С. Т. Толмачев // Электричество. – 1974. – № 10. – С. 30–33.
9. Толмачев, С. Т. Потенциальное поле в периодической системе взаимодействующих сфероидов [Текст] / С. Т. Толмачев // Изв. АН СССР. Энергетика и транспорт. – 1975. – № 1. – С. 52–61.
10. Емец, Ю. П. Эффективные параметры многокомпонентных диэлектриков с гексагональной структурой [Текст] / Ю. П. Емец // Журнал технической физики. – 2002. – Т. 72, вып. 1. – С. 51–59.
11. Вайнштейн, Б. К. Современная кристаллография [Текст]. Т. 1. Симметрия кристаллов. Методы структурной кристаллографии / Б. К. Вайнштейн. – М.: Наука, 1979. – 384 с.
12. Гурвиц А. Теория функций / А. Гурвиц, Р. Курант. – М.: Наука, 1968. – 648 с.
13. Безымянный, Ю. Г. Методология акустического контроля многофазных гетерогенных материалов [Текст] / Ю. Г. Безымянный // Сборник трудов акустического симпозиума «КОНСОНАНС-2005». Киев, 27-29 сентября 2005 г. – Киев, 2005. – С. 50-55.

УДК 621.382.001.2

ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ БАГАТОЗАРЯДНОЇ ІМПЛАНТАЦІЇ АРСЕНІД ГАЛІЮ В СТРУКТУРАХ ПРИЛАДІВ І СХЕМ

С. П. Новосядлий
Доктор технічних наук, професор*
E-mail: nsp@mail.pu.if.ua
Л. В. Мельник
Аспірант*
E-mail: lj-3d@rambler.ru
Т. П. Кіндрат
Аспірант*
E-mail: nsp@mail.pu.if.ua
*Кафедра комп'ютерної інженерії та електроніки
Прикарпатський національний
університет ім. В. Стефаника
вул. Шевченка, 57, м. Івано-Франківськ, Україна, 76025

Метою даної статті є систематизація даних про основні закономірності процесів іонного легування арсеніду галію, аналіз впливу технологічних факторів на параметри імплантованих шарів, використання методів іонної імплантації в тому числі високоенергетичної багатозарядної при формуванні приладних структур швидкісних великих інтегральних схем на арсеніді галію

Ключові слова: іонне легування, багатозарядні домішки, напівізолюючий арсенід галію

Целью данной статьи является систематизация данных об основных закономерностях процессов ионного легирования арсенида галлия, анализ влияния технологических факторов на параметры имплантированных слоев, использование методов ионной имплантации в том числе высокоэнергетической многозарядного при формировании приборных структур скоростных больших интегральных схем на арсениде галлия

Ключевые слова: ионное легирование, многозарядные примеси, полуизолирующий арсенид галлия

1. Вступ

Промислове освоєння технології іонного легування на арсеніді галію сьогодні вимагає рішення декількох специфічних задач, основними із яких є :

- зниження вартості і покращення якості вихідного матеріалу і підкладок великого діаметру (>100 мм);
- модифікація сучасного автоматизованого обладнання, яка обумовлена великою в порівнянні з кремнієм (майже в 2,7 рази) масою пластин GaAs , їх хрупкості і прозорістю високоомного матеріалу в ІЧ-діапазоні;
- забезпечення ефективного відведення тепла від структур GaAs в процесі обробки і експлуатації внаслідок низької теплопровідності матеріалу (складає близько 35% від теплопровідності Si);
- розробки методів багатозарядної імплантації і відпалу домішок для зниження дефектів в структурах ВІС.

© С. П. Новосядлий, Л. В. Мельник, Т. П. Кіндрат, 2013

2. Аналіз дослідів і публікацій

2.1. Фізичні основи і моделі іонного легування в GaAs [1, 2, 5, 6]

Іонна імплантація в арсеніді галію має свої особливості в порівнянні з кремнієм. Розглянемо ці особливості, виходячи із теорії Ліндхарда-Шарфа-Шійотта (ЛШШ).

Розподіл пробігів імплантованих іонів за глибиною, які співпадають з концентрацією введеної домішки, відповідають розподілу Гаусса і визначається середнім проекційованому пробігу R_P стандартному відхиленню ΔR_P та дозою іонів ϕ згідно виразу :

$$N(x) = \frac{\phi}{\sqrt{2\pi}\Delta R_P} \exp\left[-\frac{(x - R_P)^2}{2\Delta R_P^{\,2}} \right]. \quad (1)$$

А максимальна концентрація впровадженої домішки приймає вид

$$N_{max} = \phi / \sqrt{2\pi}\Delta R_P . \quad (2)$$

Розроблена теорія ЛШШ не враховує ряд побічних ефектів, які сильно проявляються при іонному легуванні GaAs . Так, формула (1) не враховує оберненого розсіювання іонів, яке стає досить замітним вже при імплантації низько енергетичних іонів. Каналювання іонів в GaAs проявляється більш слабше, ніж у кремнії, що пояснюється великим впливом декапсулюючих факторів.

Поряд з параметрами R_P і ΔR_P існує ще одна величина, що не враховується формулами (1) і (2), але має досить принципове значення для GaAs - це бокове розсіювання $\Delta R_{P,L}$, що представляє розсіювання падаючих іонів від напряму, перпендикулярного поверхні мішені-підкладки, його значення $\Delta R_{P,L}$ є зазвичай на 25-35% більшим від значення ΔR_P . Для наближеної оцінки можна рахувати, що при імплантації через маску відстань приблизно рівна $0{,}5\, R_{P,L}$.

При імплантації великих доз іонів починає проявлятися ефект розпилення поверхні під впливом іонного бомбардування. Для GaAs процес розпилення проявляється уже при дозах $10^{14} - 10^{15}$ см^2. Дослідження показали, що для випадку іонів криптона чи протонів коефіцієнт розпилення GaAs вже перевищує 40 ат/іон. Якщо вважати швидкості розпилення атомів GaAs - підкладок і домішки однаковими і не враховувати атомів віддачі іонів їх розподіл в підкладці з врахуванням процесу розпилення можна записати у вигляді

$$N(x) = \frac{N}{2S}\left[\exp\left(-\frac{(x - R_P + \phi S / N)}{\sqrt{2}\Delta R_P} \right) - \exp\left(\frac{x - R_P}{\sqrt{2}\Delta R_P} \right) \right], \quad (3)$$

де S- коефіцієнт розпилення мішені ат/іон.

Відповідно при насиченні концентраційного профілю, отримаємо

$$N(x) = \frac{N}{2S} \exp\left(\frac{x - R_P}{\sqrt{2}\Delta R_P} \right), \quad (4)$$

Співвідношення (4) показує що при врахуванні процесу розпилення максимум концентрації лежить на поверхні і виражається співвідношенням :

$$N_{max} = \frac{N}{2S} \exp\left(1 - \frac{R_P}{\sqrt{2}\Delta R_P} \right) \cong \frac{N}{S} = D, \text{ при } R_P > 3\Delta R_P . \quad (5)$$

Тобто, така максимальна концентрація визначається співвідношенням атомної густини N до коефіцієнта розпилення S.

Інтегрування виразу (4) дає значення максимально досягнутої поверхні концентрації атомів в легуючому матеріалі GaAs .

$$N_{Smax} = R_P N_{max} = \frac{N}{S} \frac{\Delta R_P}{\sqrt{2\pi}} \exp\left[\frac{R_P^{\,2}}{2\Delta R_P^{\,2}} \right]. \quad (6)$$

Саме при імплантації важких іонів в GaAs із середніми та великими дозами експериментально отримані значення N_S дуже добре співпадають з розрахованими згідно формули (6).

Дуже важливим ефектом, що супроводжує процес імплантації і післяімплантаційного відпалу є звичайно процес дифузії. Генерація великого числа дефектів при іонному бомбардуванні може викликати значну дифузію по вакансіям в процесі імплантації іонів. Під впливом радіаційних дефектів швидкість дифузії може збільшуватись (за рахунок між вузлової дифузії) або зменшуватись в результаті захоплення атомів домішки дефектними утвореннями (кластерами чи преципітатами).

Значну роль відграє дифузія і при відпалі (активації) імплантованих шарів. В цьому випадку значення коефіцієнтів дифузії для різних елементів в GaAs може сильно відрізнятися від значень півноважної термічної дифузії.

Якщо імплантація проводиться через тонкий шар якого-небуть матеріалу, нанесеного на поверхню GaAs , то при певних умовах проходить процес «вбивання» атомів речовини цього шару (атомів віддачі) в поверхневу область підкладки. В результаті цього може проходити неконтрольоване забруднення імплантації через маску SiO_2 . Цей ефект можна використати для формування ретроградних областей витоку і стоку польових транзисторів.

При легуванні GaAs іонами кремнію чи сірки виникає специфічна задача забезпечення чистоти іонного пучка, бо в мас-сепараторі завжди є присутні іони з тими ж масами, що і іони легуючих елементів (N_2^+ і CO^+ для Si^+ і O_2 для S^+), то відповідно необхідні спеціальні міри по запобіганню такого забруднення. Це досягається технологією багатозарядної імплантації, яка подавлює такий ефект.

Розглянемо тепер моделі дефектоутворення в GaAs при імплантації. Утворені при іонному легуванні радіаційні структурні дефекти відіграють важливу роль в процесі отримання легованих шарів при формуванні структур приладів і схем. Дефектоутврення в GaAs можна розглядати із тих же позицій, що і кремнії. Проте, приймаючи більш складний характер і структуру GaAs , то неважко представити собі значне ускладнення механізмів утворення дефектів, їх

трансформації і відпалі в процесі іонного легування та активації. Якщо для Si ці механізми є достатньо вивченими, то для GaAs теорія радіаційних дефектів тільки розробляється. Розглянемо основні їх аспекти.

Енергія, що передається імплантованим іонам атомами гратки , значно перевищує так звану порогову енергію, яка необхідна для зміщення атомів із вузлів гратки. Ця порогова енергія для GaAs при кімнатній температурі рівна приблизно 10еВ. Вибиті із вузлів гратки атоми As і Ga в свою чергу, утворюють радіаційні дефекти на шляху свого руху. Тому тут концентрація іонів супроводжується утворенням великої кількості дефектів, концентрація яких дуже неоднорідно розподіляється за глибиною імплантованого шару. Тому для зменшення дефектності необхідно зменшувати дозу шляхом переходу на багатозарядні іони. Для наближеної оцінки профілю розподілу первинних дефектів запропонована нами модель не враховує процесів дифузії та анігіляції дефектів, вона дуже добре описує динаміку первинного дефектоутворення і форму профілю його розподілу за глибиною опроміненого іонами шару. В результаті процесу імплантації довкола треку кожного імплантованого іона утворюється область із сильно порушеною кристалічною структурою, яка називається кластером. При багатозарядній імплантації величина таких кластерів різко зменшується.

При імплантації важких іонів кластерами дефектів служать зародками аморфної фази, розвиток яких приводить при дозі аформізації до утворення приповерхневого аморфного шару. У випадку імплантації легких іонів перехід GaAs в аморфний стан здійснюється при досягненні деякої критичної концентрації дефектів. В утворенні зарядів аморфної фази домінуючу роль починають відігравати вторинні процес, такі як дифузія дефектів, їх взаємодія.

Мінімальна густина енергії, яка необхідна для переходу GaAs в аморфний стан, складає $2{,}8\cdot10^{24}$ еВ/см^3. Якщо густина енергетичних пружних втрат перевищує $9\cdot10^{24}$ еВ/см^3, то висока концентрація структурних дефектів буде вже перепоною для повної рекристалізації аморфного шару при температурах відпалу до 773К. Багатозарядна імплантація зменшує аморфізацію GaAs .

В технології приладів ВІС імплантація іонів частіше всього здійснюється локально через вікна в маскуючому шарі. Такими капсулюючими покриттями для GaAs можуть бути $SiO_2, Si_3N_4, Si_xO_yN_z$, AlN, BN , фоторезист. При цьому спостерігається сильна різниця у властивостях опроміненої та нормальної областей. Бомбування поверхні арсеніду галію приводить до інтенсивного випаровування вакансій в підгратці миш'яку в опроміненій області і як наслідок до утворення нерівноважних вакансій в підгратці миш'яку, які при великій кількості можуть утворювати дислокаційні петлі.

При імплантації в умовах локального маскування поверхні радіаційні дефекти можуть проникати і під маску латерально на відстані >1мкм при імплантації іона на глибину <0,25мкм. Тому для GaAs важливу роль відіграє вже тривимірна модель імплантації.

Виникнення дефектів в імплантованих шарах є основним наслідком процесу іонного легування, так як при цьому стає неможливим отрмання якісних стабільних приладів.. Тому введені при імплантації радіаційні дефекти повинні бути анігільовані наступною термообробкою (відпалом). Саме технологія відпалу і визначає ступінь активації імплантованої домішки, яка повинна досягати >85%. Швидкість рекристалізації аморфного шару при відпалі залежить від кристалографічної орієнтації і найбільше значення має для орієнтації (100). Тут особливе місце займає фотонна рекристалізація.

Арсенід галію є більш чутливим до імпульсного фотонного відпалу, ніж кремній тому його ефективний відпал є складною задачею активації, що вимагає оптимізації технологічних факторів процесу.

3. Формування цілей і задач

3.1. Іонне легування GaAs акцепторними багатозарядними домішками [3, 4, 7].

Із елементів другої та четвертої групи як легуючі акцепторні домішки використовують Be,Mg,Zn,Cd,C . При цьому цинк і кадмій відносяться до важких іонів, а берилій, вуглець і магній – до легких. Внаслідок значної різниці в процесах легування GaAs важкими і легкими іонами, то доцільно розглядати їх окремо.

Цинк і кадмій. В результаті вивчення залежності концентрації носіїв і їх рухливості від дози опромінення, температури мішені та режиму відпалу було встановлено, що для забезпечення електричної активації Zn та Cd необхідні температури відпалу 673-723 К. Термічний відпал імплантованих цинком шарів GaAs здійснюється в 4 стадії: на першій (300-673 К) проходить рекристалізацію, що супроводжується значним збільшенням питомого поверхневого опору ρ_S ; на другій стадії (673-923 К) – вже проходить сильне покращення структурної досконалості кристалу при різкому зменшенні ρ_S ; на третій стадії (673-1073) утворюється досконалий кристалічний матеріал з високим значенням електричних параметрів, а на четвертій (1072-1223 К), як і на третій фазі при покращенні параметрів проходить сильна дифузія Zn . Для забезпечення швидкої активації при $T \le 100°C$ використовують імпульсний фотонний відпал протягом 4-5с на установці "Імпульс-3", а імплантацію проводять двозарядними іонами Zn^{++}, що зменшують радіаційну дефектність.

Проникливість захисного шару SiO_2 для цинку збіднює при поверхневий шар GaAs цією домішкою при більш високих температурах відпалу. Тут оптимальними умовами відпалу є, з однієї сторони, необхідністю відновленню порушень кристалічної гратки і достатнього рівня активації (>80%), а з другої сторони – слабке випаровування цинку в процесі відпалу.

Застосування в ролі капсулюючого покриття $Si_3N_4, Si_xO_yN_z$, AlN, BN запобігає обернену дифузію та випаровування цинку в процесі відпалу. Такі покриття, які сформовані НВЧ-магнетронним розпиленням відповідних мішеней в активній плазмі азоту забезпечують дуже високу зарядову стабільність на межі розділу GaAs -нітридне покриття.

Особливістю іонного легування цинком (чи кадмієм) арсеніду галію n-типу є утворення в деяких випадках не просто p-n-переходу, а вже структури типу p-i-n. При цьому товщина шару із власною провідністю (і-шар) змінюється в залежності від концентрації до-

мішки в підкладці і умов легування. Щоб виключити вплив утворення можливого і-шару (паразитного) на параметри діода, доцільно проводити багатозарядну імплантацію цинку (Zn^{++}, Zn^{+++}) при кімнатній температурі і невисоких прискорюючи пучках або енергії імплантації 75-125 кеВ, а відпал – здійснювати імпульсно на установці фотонного відпалу "Імульс-3".

Після імпульсного відпалу GaAs випромінюванням неодимовоголазеразтривалістюімпульсу20мксіенергії $0,94-1,5$ дж/см^2 при дозі імплантованого Zn(Cd) профіль концентрації стає дещо ширшим і не залежить від енергії лазерного імпульсу, яка по суті визначає степінь активації (при 45 дж/см^2, степінь активації наближається до 100%). Також висока електрична активність імплантованого $Zn^{++}(Cd^{++})$ спостерігається і після фотонного відпалу за допомогою аргонних дугових ламп. В цьому випадку степінь електричної активності іонів циклу Zn^{++} при енергії 150 мВ і дозою $0,7\cdot10^{15}$ см$^{-2}$ степінь електричної активності стає >95% при відпалі протягом 3с при $T\geq820°C$. При цьому рухливість дірок досягає теоретичного значення, а профіль відповідає розподілу Гаусса, що зміщується в глибину напівпровідника $0,94-1,5$ дж/см^2 рис. 1.

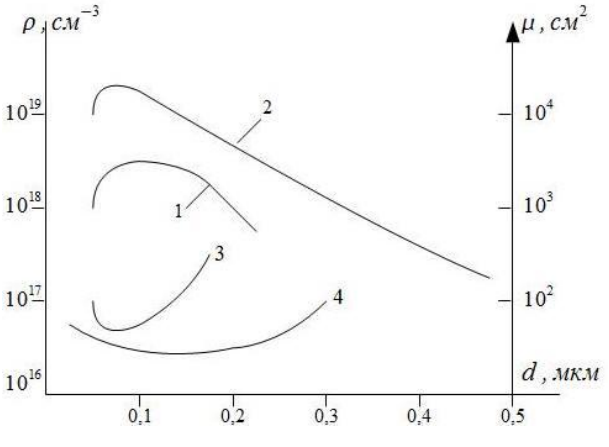


Рис. 1. Залежність розподілу концентрації дірок ρ (1,2) і їх рухливості μ (3, 4) в GaAs при імплантації іонами Zn^{++} з енергією 100 кеВ і дозами 10^{14}(1) та 10^{15}см$^{-2}$ по глибині зразка d

В порівнянні з легуванням цинком Zn^{++} іонне легування Cd^{++} має деякі особливості. Перш за все електрична активація імплантованого Cd^{++} пробігає при більш високій температурі T>850° протягом 5-6с. Застосування захисного капсулюючого покриття SiO_2 і Si_3N_4 дають одинакові результати. Максимальну концентрацію електрично активного SiO_2 в GaAs можна досягти до $p\leq2\cdot10^{19}$ см$^{-3}$, що є меншим ніж для Zn^{++}, значення якого складає $p\leq1\cdot10^{20}$ см$^{-3}$ (майже на порядок). Тому для формування стік-витокових областей польових транзисторів доцільно (як ПТШ, так і МДН) проводити багатозарядовою імплантацією цинку, бо формуються ретроградно контакти з малим опором.

Вуглець , будучи елементом 4-ї групи періодичної системи, є у сполуках $A^{III}B^{V}$ амфотерною домішкою. Проте при легуванні GaAs вуглець проявляє акцепторні властивості. Перед другими акцепторами вуглець має переваги зв'язані з легкістю отримання як одно, так і багатозарядних іонів. Імплантований вуглець починає проявляти електричну активність при високих температурах відпалу вище 600°С. При температурах відпалу менших 800°С найбільші значення степені електричної активності імплантованого вуглецю досягаються при малих дозах ($<10^{13}$ см$^{-2}$), а при великих дозах ефективність легування знижується . Для доз іонів $C^{+}>10^{14}$ см$^{-2}$ ефективність по електричній активності знижується до 5-8% рухливість дірок в імплантованому шарі, відпаленому при 850°С, майже в 2 рази є більшою, ніж їх рухливість в аналогічних шарах, отриманих імплантацією Zn або Cd , тобто імплантований вуглець проявляє гетерні властивості. Особлива його заслуга у формуванні локальної ізоляції багатозарядною імплантацією бору при певній дозі та імпульсному фотонному відпалі. Тобто за допомогою багатозарядної імплантації вуглецю можна формувати локальний анізотропний гетер та локальну ізоляцію в структурах ВІС. Формування локальної ізоляції для GaAs розглянемо в окремому розділі.

Берилій і магній вважаються легкими іонами і дозволяють при досить низьких енергіях отримувати товсті іонно-леговані шари. Крім цього, внаслідок невеликої маси іонів при імплантації багатозарядними іонами Mg^{++} чи берилію Be^{++} ядерні втрати енергії і густина радіаційних дефектів є набагато меншими, ніж при легуванні Zn чи Cd . Це дозволяє добитися високої рухливості дірок і їх концентрації при менших температурах відпалу (до 600°С протягом 6 с).

Степінь електричної активності імплантованого Be^{++} сильно залежить від параметрів імплантації та відпалу. При малих дозах імплантації $<10^{13}$ см$^{-2}$ при досягненні 100%-ої електричної активності достатній фотонний відпал до 700°С, а у випадку доз $10^{4}-5\cdot10^{15}$ см$^{-2}$ вже повна активація наступає при T>950°С і приводить до суттєвого пониження максимальної концентрації дірок при розширеному профілі розподілу домішки. Саме перехід до багатозарядної імплантації Be^{++} приводить до підвищення ступеня електричної активації та зменшення температури фотонного відпалу до 600°С. Саме дози імплантованих іонів та температура відпалу стають основними факторами, що визначають профіль розподілу берилію в багатозарядній імплантації шарів GaAs . При великих дозах імплантації після відпалу при 600-650°С концентраційний профіль берилію (Be^{++}, Be^{+++}) зберігає Гауссову криву рис. 2. Імпульсний фотонний відпал за допомогою галогенних ламп забезпечує максимальну концентрацію дірки (25) 10^{19} см$^{-3}$, що на порядок вища за термічний відпал при товщині легованого шару 0,15 мкм рис. 2.

Недоліки іонної імплантації Be^{++} : висока токсичність та менше в порівнянні з цинком максимальне значення концентрації дірок і рухливості.

Закономірності стаціонарного відпалу для шарів GaAs , іонно-легованим багатозарядним магнієм Mg^{++} значно відрізняється від закономірностей відпалу шарів, імплантованих багатозарядними іонами Be^{++}. При дозах $<5\cdot10^{13}$ см$^{-2}$ повна електрична активність імплантованого Mg досягається лише після відпалу при T>900°С. Максимальна концентрація електрично активних атомів Mg спостерігається лише після термообробки при T=700-800°С. Значних покращень

електрофізичних характеристик багатозарядних іонно-легованих магнієм шарів GaAs можна добитися застосувавши імпульсний фотонний відпал в парах миш'яку . При цьому степінь електричної активності імплантованого Mg^{++} майже на порядок перевищує його значення для стаціонарного температурного відпалу в печі.

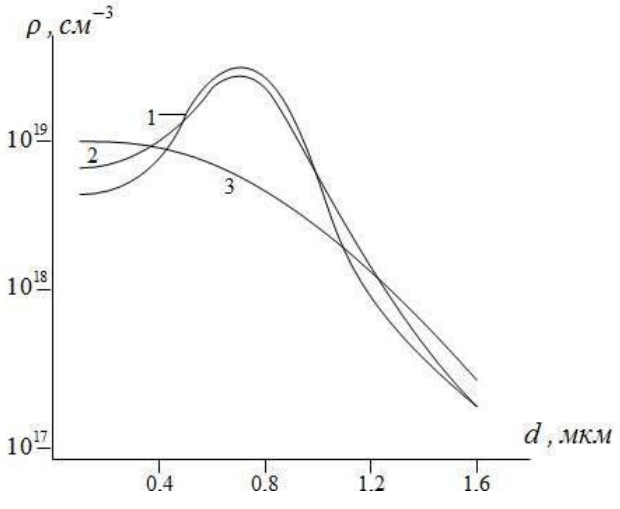


Рис. 2. Залежність розподілу концентрації ρ Be^{++} при E = 125 кеВ і дозі D = 10^{15} см$^{-2}$ після фотонного відпалу 5с. 1-600°C; 2-700°C; 3-900°C від глибини зразка d

Розмиття концентраційного профілю вказує на протікання дифузійних процесів при збільшеній дозі імплантації. Але якщо провести відпал в атмосфері AsH_3, то розмиття профілю сильно зменшується, а степінь електричної активності зростає в 2-3 рази. Як і берилій, магній є теж токсичним тому його використання треба здійснювати при забезпеченні умов захисту.

3. 2. Іонне легування GaAs донорними багатозарядними іонами. [8 – 10]

Досягнення високої ефективності легування GaAs багатозарядними іонами донорів є досить складною задачею з певними особливостями. В ролі донорних домішок використовуються елементи VI групи : *S, Se, Te* та елементи IV групи : *Si, Ge, Sn*. Останні два в арсеніді галію є аморфними домішками, але при іонному легуванні ведуть себе як донори.

За характером вносимих при імплантації радіаційних дефектів та закономірностям відпалу сірка і арсеній відносяться до легких іонів, а решта – до важких. Розглянемо для цієї донорної групи їх закономірності.

Сірка. У випаду іонної імплантації сірки необхідно враховувати можливість забруднення іонного пучка іонами тієї ж маси, наприклад іонами O_2. Тому тут доцільно використовувати двозарядні іони сірки S^{++}, які дозволяють цей ефект усунути.

При малих дозах імплантації двозарядних іонів сірки S^{++} замітний вплив на профіль її розподілу здійснює явище каналювання іонів, причому якщо доза сірки не перевищує $< 5\cdot10^{13}$ см$^{-2}$, то зміна дози практично не впливає на поведінку канальованих частинок. При великих дозах сірки доля канальованих іонів різко зменшується внаслідок явища деканалювання, зв'язаного з ростом радіаційних дефектів. Відповідно для усунення цього явища доцільно при імплантації мішень-підкладки GaAs повертати на кут 4-7° по відношенню до іонного пучка. Для більш точного опису профілю розподілу імплантованої домішки в GaAs сірки S^{++} слід використовувати розподіл Пірсона.

Збільшення температури підкладки в процесі імплантації двозарядних іонів сірки S^{++} до 200-250°C майже в 10 разів збільшує концентрацію електронів після фотонного відпалу. Це пояснюється відпалом великого числа радіаційних дефектів в процесі імплантації іонів при підвищеній температурі. А при збільшенні температури підкладки до 300-350°C степінь електричної активності сірки S^{++} понижується до рівня 50% внаслідок випаровування атомів миш'яку із підкладки GaAs . Як бачимо, що при двозарядній імплантації сірки S^{++} особливий вплив на електрофізичні параметри легованих шарів GaAs здійснює післяімплантаційний фотонний відпал, який розглянемо окремим питанням.

Слід відзначити, що відпал шарів GaAs , імплантованим малими дозами S^{++} при температурі >700°C приводить до повної електричної активності домішки. Відповідно з ростом дози іонів коефіцієнт активності знижується, а якщо використати тризарядні S^{+++}, то такого зниження не відбувається. Отже, багатозарядна імплантація сірки стабілізує сто відсоткову активацію імплантованої домішки. Особливим капсулюючим покриттям при багатозарядній імплантації слід використовувати $Si_3N_4, Si_xO_yN_z, AlN$, сформованих ВЧ-магнетронним розпиленням відповідної мішені в азотній плазмі. В процесі терміного відпалу проходить генерування сірки прихованим шаром, яке особливо сильно проявляється при дозах $<10^{14}$ см$^{-2}$, причому більша частина атомів сірки є в цій області вже електрично неактивними, що пояснюється утворенням комплексів атомів сірки з вакансіями галія. Тобто, для стабілізації коефіцієнта активності сірки необхідно виключати дифузійні процеси, а саме перевести післяімплантаційний відпал на фотонний короткотривалий (<10 с). Інфрачервоний відпал приводить до високої степені електричної активності сірки S^{++} при імплантацій них дозах $< 3\cdot10^{13}$ см$^{-2}$, бо тут навіть 2-х секундний відпал при 750°C забезпечує >85% активацію домішки. Внаслідок високих значень коефіцієнта дифузії і степені заміщення сірка може з успіхом використовуватися для формування відносно товстих активних і приконтактних ретроградних стік-витокових областей ПТШ та МДН-транзисторів ВІС. Тут цікавим є те, що ширина профілей зменшується при збільшенні заряду імплантованого іона S^{+++} . Тут слід відмітити, що при дозі іонів $S^{++} > 10^{18}$ см$^{-3}$ після 2-ох секундного фотонного відпалу максимальна концентрація електронів досягає $(6-8)\cdot10^{18}$ см$^{-3}$. За допомогою багатозарядної імплантації струм (одно-, дво-, три-) можна будувати гребінковий концентраційний профіль донорної домішки в GaAs , що є важливим для формування шаруватих структур.

Кремній є амфотерною домішкою для GaAs , аж при багатозарядній імплантації веде себе як донор, є найбільш легким із іонів донорів. Іони $Si^{+}, Si^{++}, Si^{+++}$ дають найменшу кількість радіаційних дефектів в процесі багатозарядної імплантації. Це дозволяє добитися

ефективного іонного легування GaAs багатозарядними іонами кремнію (Si^{+},Si^{++},Si^{+++},Si^{++++}), без підігріву підкладки і при невисоких температурах фотонного відпалу-актиавції. Основний вплив на електрофізичні параметри іонно-легованих кремнієм шарів GaAs оказують якість вихідних GaAs -підкладок; дози, енергія іонів; температура фотонного відпалу та кратність заряду іона.

При імплантації невеликих доз іонів кемнію концентраційні профілі цього розподілу дуже добре відповідають гауссовим розрахунковим, причому ця відповідність спостерігається в широкому діапазоні енергій і доз іонів і зберігається аж до температури відпалу 800°С. Багатозарядна імплантація на кратність іона зменшує як енергію іона, так і його дозу. Раз зменшується вносима радіаційна дефектність, то відповідно і зменшується температура і тривалість фотонного відпалу-активації.

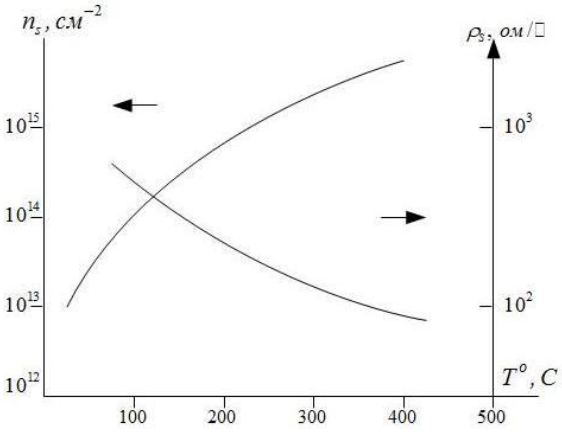
Менш критичними є також параметри імплантованих багатозарядними іонами кремнію шарів GaAs і до вибору захисного (капсулюючого) покриття. Випаровування Si при фотонному відпалі практично не проходить, хоча при відпалі під шаром SiO_2 спостерігається деякий відхід частинки атомів кремнію в захисний шар-маску, що і знижує ефективність легування. Дуже важливим фактором, який випливає на відтворюваність результатів іонного легування GaAs кремнієм, є постійність стехіометричного складу вихідного матеріалу.

При реалізації великих дох легування кремнієм інфрачервоний фотонний відпал дозволяє виключати вплив дифузійних процесів на профіль розподілу електричного активного кремнію. В цьому випадку різкий профіль поєднується з високою степеню активації та великою рухливістю електронів в легуючому шарі GaAs .

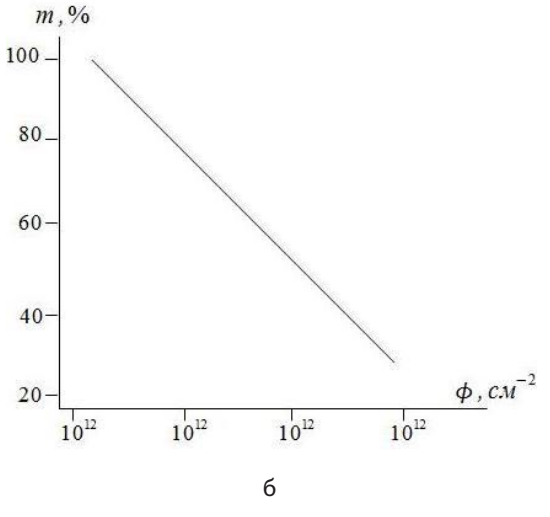
Перспективним способом багатозарядної імплантації є запропонований нами метод локального безмасочного легування гостро сфокусованим пучком іонів. Перші роботи по такому легуванню GaAs кремнієм Si^{++} із застосуванням іонного пучка діаметром 0,25 мкм показало сильну відмінність в характері утворених в цьому випадку радіаційних дефектів на відміну від звичайної імплантації. Значно відрізнялись також електрофізичні параметри іонно-імплантованих шарів. Така відмінність зв'язана в першу чергу із високою густиною іонного струму в гостро сфокусованому пучку (0,1 А/см^2) в порівнянні із не сфокусованим пучком, де густина струму складає лише ≤10 мкА/см^2. При імплантації GaAs сформованим пучком двозарядних іонів Si^{++} кремнію значно зростає глибина їх проникнення в підкладку. Це відповідно приводить до сильного збільшення (на порядок) товщини легованої області не відповідають розподілу Гаусса, бо тут накладається на процес імплантації на дифузійний процес, зумовлений локальним розігрівом підкладки гострофокусованим іонним пучком. Цей метод дозволяє сформувати якісні заховані шари n^{+} -типу в GaAs (захований та вертикальний шари біполярних транзисторів).

Сьогодні вже запропоновано оцінювати якість напівізолюючих областей криста-матеріалу. Перш за все – це глибокі рівні, введення яких є необхідним для отримання матеріалу (шару) з високим значенням опору. А це дало б можливість формувати між шарову ізоляцію в структурах ВІС. По друге – це методи що забезпечують механізм компенсації в нелегованому GaAs і легованому Cr і O_2 , третє – це методи визначення природи донорів та акцепторів і технологія проведення компенсації за допомогою глибоких і мілких енергетичних рівнів.

Селен, його велика атомна маса вимагає при його імплантації високих прискорюючих напруг та зумовлюють велике число радіаційних дефектів, що перевищує їх при імплантації сірки та кремнію. Це вимагає застосування багатозарядної імплантації, що знижує як радіаційну дефектність, так температури підкладки при іонному легуванні. Особливо є великим вплив температури підкладок на концентрацію електрично активного селену рис.3 і профіль її розподілу після відпалу.



а



б

Рис. 3. Іонне легування багатозарядним селеном. а – Залежність впливу температури T GaAs - підкладки на поверхневу концентрацію n_s і питомий поверхневий опір ρ_s для GaAs , легованого Se^{++} з енергію 200кеВ і дозою 10^{14}см$^{-2}$; б – залежність степені активації m від дози двозарядної імплантації ϕ для Se^{++}

При іонному легуванні багатозарядним селеном Si^{++},Si^{+++}, найкращі результати досягаються після

фотонного відпалу з використанням захисного шару Si_3N_4 або *AlN*, сформованого ВЧ-магнетронним розпиленням відповідної мішені в азотно-аргонній плазмі, причому остатній (*AlN*) забезпечує більш високу концентрацію електронів. Із зростанням дози імплантованих іонів коефіцієнт електричної активності сильно зменшується рис. 3, б, що зв'язано із збереженням після відпалу великого числа дефектних кластерів ($V_{Ge} - Se$) вакансія галію – атом селену.

На відміну від кремнію і сірки в процесі імплантації великих доз багатозарядних іонів Se ($Se^{++}, Se^{+++}, Se^{++++}$), спостерігаються інтенсивна стимульована дифузія домішки навіть при кімнатній температурі.

Якщо дози імплантованого селена не перевищує 10^{14}см$^{-2}$, то сама доза і температура імплантації дуже слабо впливають на характер дифузійного перерозподілу.

Імпульсний відпал GaAs , легованого багатозарядними іонами селена з дозами меншими 10^{14}см$^{-2}$ такий же ефективний як у випадку імплантації *Si*. Для активації великих доз (10^{15}см$^{-2}$) фотонний відпал повинен проводитись 10 с при 950°С. При імпульсному лазерному відпалі GaAs -шарів, імплантованих селеном, профіль його розподілу є майже вдвоє глибшим, ніж звичайний термічний з точки зору усунення радіаційних дефектів і отримання високих значень рухливості електронів ($>1500\,см^2/В\cdot с$) фотонний відпал найбільш ефективний.

Телур і олово вимагають високих прискорюючих напруг для забезпечення достатньої глибини цих важких іонів. Велике число радіаційних дефектів, вносимих в процес іонної імплантації проводять до утворення вже дефектного шару, на відпал якого необхідні досить високі енергії. Звичайно багатозарядна імплантація їх зменшує. Для ефективного фотонного відпалу теж доцільно використовувати капсулюючі покриття Si_3N_4 і *AlN*, сформовані ВЧ-магнетронним розпиленням відповідної мішені в азотно-аргонній плазмі. Максимальна концентрація електронів в легованому телуром GaAs складає $(7-9)10^{18}$ см$^{-3}$ при рухливості на рівні $10^3 см^2/В\cdot с$, а для Te^{++}, Te^{+++} рухливість збільшується до 1500-2000 $В/см^2$, що вказує на зменшення радіаційних дефектів.

Закономірності іонного легування GaAs багатозарядним оловом подібні до селену і телуру. Максимальна концентрація електронів при дозі Sn^{++} $2\cdot10^{15}$ см$^{-2}$ складає $(1-2)10^{18}$ см$^{-3}$. І для ефективного відпалу GaAs легованого багатозарядними іонами Sn^{++}, Sn^{+++}, з дозами $>10^{14}$ см$^{-2}$ необхідні вже температури фотонного відпалу >1000°С. Так, при Т=1050°С (10 с) доля активного олова складає лише 70-75% для дози 10^{14}см$^{-2}$ і 30-35% для дози $>10^{15}$ см$^{-2}$. Тобто, багатозарядну імплантація олова слід використовувати для мілких сильно легованих шарів з різним розподілом електронів.

Ряд дослідників запропонували метод збільшення коефіцієнта використання імплантованої донорної домішки шляхом достатньої імплантації іонів Ga^{++}, чи As^{++} для підтримки стехіометрії в GaAs . Цей метод названий «подвійною» імплантацією, почав широко впроваджуватись в мікроелектроніку, особливо при формуванні НВЧ-схем. Ми теж запропонували використати і цьому випадку пар багатозарядних іонів, наприклад $Si^{++}+p^{++}, Si^{++}+Ga^{++}, Si^{++}+As^{++}$, що приводить до зростання електричної активності в декілька раз при зменшенні температури фотонного відпалу. Це відноситься до формування ретроградних стіквитокових областей польових транзисторів та ретроградних мішеней для формування комплементарних сполук.

Імплантація пари $Ga^{++}+Ge^{++}$ дає змогу сформувати p^+-шар-тонкий, високочутливий, що необхідно для формування контактів до *p*-областей ВІС. Тому практичне застосування методу «подвійного» багатозарядного легування вимагає сьогодні додаткових досліджень з метою вибору оптимальних варіантів для імплантації і відпалу для GaAs ВІС. Найбільш цікавою з практичної точки зору є різновидність «подвійної» імплантації при введенні донорної і акцепторної домішки для реалізації різних концентраційних профілей. Наприклад, сумісна імплантація Si^{++} і S^{++} подавлює дифузію сірки і ми отримаємо вузький профіль легування. Або глибока імплантація малих доз акцепторів (Zn^{++}) разом із імплантування донорів S^{++} дозволяє повністю компенсувати хвостові області розподілу електронів (подавити ефект капсулювання). Даний метод є високоефективним для формування шаруватих нано-структур для збільшення швидкодії ВІС.

5. Висновки

1. Проведено комплекс досліджень по використанні багатозарядної іонної імплантації в субмікронній арсенідгалієвій технології ВІС.

2. Встановлено модель багатозарядної імплантації та визначені основні параметри іонного легування, що визначають його ефективність.

3. Визначені основні акцепторні і донорні домішки, які можуть бути використані для багатозарядної іонної імплантації в GaAs .

4. Проведено фізико-технологічний аналіз глибоких і мілких рівнів в забороненій зоні арсеніду галію і на цій основі визначена роль хрому в отриманні напівізолюючого і- GaAs .

5. Досліджені процеси формування локальної ізоляції в GaAs з використанням багатозарядних іонів водню, бору і кисню.

Література

1. Симонов, В. В. Оборудование ионной имплантации [Текст] / В. В. Симонов, Л. В. Корнилов. – М.: Радио и связь, 1988. – 354с.
2. Риссел, Х. Ионная имплантация [Текст] / Х. Риссел, И. Руге. – М.:Наука, 1983. – 360с.
3. Болтакс, Б. И. Глубокие центри в GaAs , связание с собственними структурними дефектами [Текст] / Б. И. Болтакс, М. Н. Колотов, Е. А. Скоретина. - Известия вузов. Физика, 1983. – 10с.

4. Афанасєв, В. А. Оборудование для импульсной термообработки полупроводникових материалов [Текст] / В. А. Афанасєв, М. П. Духвський, Г. А. Красов. - Електроника СВЧ, 1984. - 56-58с.
5. Окамото, Т. Устройства ионной имплантации [Текст] / Т. Окамото. - Саймицу кикай, 1985. - 1322-1325с.
6. Черилов, А. В. Исследование електрофизических характеристик ионно-легированих слоев GaAs [Текст] / А. В. Черилов - Електронная техника, 1984. -8-12с.
7. Данилов, Ю. А. Електрофизические свойства слоев GaAs , получених имплантацией [Текст] / Ю. А. Данилов, П. В. Павлов, Е. А. Питиримова. - ФТП, 1984. - 1673-1678с.
8. Риз, Дж. Полуизолирующие соеденения $A^{III}B^{V}$ [Текст] / Дж. Риз. – М.: Металургия, 1984. – 410с.
9. Новосядлий, С. П. Суб - наномікрона технологія структур ВІС [Текст] / С. П. Новосядлий. - Івано-Франківськ Місто НВ, 2010. - 456с.
10. Новосядлий, С. П. Фізико-технологічні основи субмікронної технології ВІС [Текст] / С. П. Новосядлий. - Івано-Франківськ : Сімка, 2003. - 52-54с.

УДК 681.2;620.1

УСТАНОВКА АКТИВАЦІЇ МЕТАЛІВ ЦИКЛІЧНИМИ НАПРУЖЕННЯМИ ПРИ ТЕРМОГРАФІЧНІЙ ДЕФЕКТОСКОПІЇ

М. І. Базалєєв
Кандидат технічних наук, провідний науковий співробітник*
Б. Б. Бандурян
Кандидат фізико-математичних наук, старший науковий співробітник*
В. В. Брюховецький
Доктор фізико-математичних наук, старший науковий співробітник, заступник директора ІЕРТ НАН України*
В. Ф. Клепіков
Доктор фізико-математичних наук, професор, член-кореспондент НАН України, директор ІЕРТ НАН України*
В. В. Литвиненко
Доктор технічних наук, старший науковий співробітник, заступник директора ІЕРТ НАН України*
Є. М. Прохоренко
Кандидат фізико-математичних наук, старший науковий співробітник*
E-mail: fort-58@mail.ru
*Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України
вул. Гуданова, 13, м. Харків, Україна, 61002

Приведено схему розробленої експериментальної установки для реалізації активного термографічного методу дефектоскопії твердих тіл на основі використання енергії циклічних напружень і енергії інфрачервоного випромінювання. Експериментально показана можливість виявлення сучасними тепловізійними засобами контролю термопроявлення мікроструктурних неоднорідностей і дефектів в металах при циклічних навантаженнях зразків

Ключові слова: ІЧ-радіометрія, дефектоскопія твердих тіл, циклічні навантаження

Приведена схема разработанной экспериментальной установки для реализации активного термографического метода дефектоскопии твердых тел на основе использования энергии циклических напряжений и энергии инфракрасного излучения. Экспериментально показана возможность выявления современными тепловизионными средствами контроля термопроявления микроструктурных неоднородностей и дефектов в металлах при циклических нагрузках образцов

Ключевые слова: ИК-радиометрия, дефектоскопия твердых тел, циклические нагрузки

1. Вступ

Основу методики тепловізійного контролю становлять технології дистанційної інфрачервоної радіометрії контролю [1], які базуються на реєстрації потоку інфрачервоного випромінювання з поверхні об'єктів контролю і наступному аналізі їх термозображень, що відображає їхню структуру, є інформаційним полем, за допомогою якого виявляються приховані дефекти і дефектоутворюючі зони, проводиться класифікація дефектів контролю [2, 3]. Наявність дефекту при такій діагностиці відображається величиною аномальної

© М. І. Базалєєв, Б. Б. Бандурян, В. В. Брюховецький, В. Ф. Клепіков, В. В. Литвиненко, Є. М. Прохоренко, 2013