

С.П. Новосядлий, С.М. Марчук, В.М. Варварук, Л.В. Мельник
**Моделі напівізолюючих шарів арсеніду галію при їх
формуванні багатозарядною іонною імплантацією**

*Фізико-хімічний інститут Прикарпатського національного університету імені Василя Стефаника,
вул. Шевченка, 57, Івано-Франківськ, 76018, Україна, E-mail: fcss@pu.if.ua*

Розроблена технологія багатозарядної імплантації домішок, які дозволяють формувати латеральні та вертикальні ізолюючі шари. Проведені експериментальні дослідження по створенню високоомних та термостабільних ізолюючих шарів в іонно-легованих n^+n^- -і-структурах на напівізолюючому GaAs.

Ключові слова: арсенід-галієва технологія, багатозарядна імплантація, фонові домішки.

Стаття постуила до редакції 11.03.2013; прийнята до друку 15.09.2013.

Вступ

В статті представлені дво-, три- та чотирирівневі моделі електропровідності напівізолюючого арсеніду галію і на їх основі розроблена технологія багатозарядної імплантації домішок, які дозволяють формувати латеральні та вертикальні ізолюючі шари, що робить арсенід-галієву технологію подібною до кремнієвої в частині формування субмікронних К-МОН-структур великих інтегральних схем. Відповідно проведені експериментальні дослідження по створенню високоомних та термостабільних ізолюючих шарів в іонно-легованих n^+n^- -і-структурах на напівізолюючому GaAs. Вияснено, що локалізацію активних областей (кишень) можна формувати імплантацією компенсуючих багатозарядних домішок H_1^+ , H_2^{++} , V_{11}^{++} , BF_2^{++} , O_{16}^{++} , In^{++} з врахуванням їх особливостей.

I. Моделі напівізолюючих шарів GaAs

В силу високого рівня чистоти багатьох напівпровідникових матеріалів подальше їх очищення вже зв'язане з великими затратами та технологічними труднощами. Тому для нейтралізації фонових домішок і досягнення оптимальних властивостей матеріалів використовують метод компенсації мілких рівнів залишкових домішок шляхом введення глибоких центрів.[1, 8]

Такий підхід дозволяє принципово покращити електрофізичні параметри напівпровідникових матеріалів, зокрема арсеніду галію. Тут умовою

стримання напівізолюючих властивостей GaAs є виконання нерівності:

$$N_{dd} > (N_A - N_d) > 0, \quad (1)$$

де N_{dd} – концентрація глибоких донорів (в не-легованому напівізолюючому GaAs в ролі компенсаційного донорного рівня виступає рівень EL2); $N_A - N_d$ – різниця концентрація мілких залишкових акцепторів і донорів.

Раніше вважалось, що дефект EL2 обумовлено киснем, який заміщував місце миш'яку O_{As} . Проте були виявлені певні взірці GaAs, в яких вміст кисню складав меншу концентрацію, ніж EL2. В останні роки нами було досліджено вплив стехіометрії GaAs: збільшення вмісту As приводило до росту концентрації EL2. На цій основі рівень EL2 вже розглядається як дефект типу “атом не на своєму місці”, або як “As на місці Ga” As_{Ga} . Зараз в [4, 5] вважається, що EL2 складається з 2-х або більше пасток, які є близькими за енергетичним станом. Ці пастки ідентифікуються як пастки, одна з яких виникає при легуванні GaAs киснем як O_{As} , а друга як As_{Ga} . Обидві пастки мають практично однакові енергетичні рівні в забороненій зоні (0,825 і 0,815 eV відповідно). Саме рівень EL2 виникає при формуванні бар'єрів Шоттки, тобто при взаємодії GaAs з різними перехідними чи тугоплавкими металами.

Тоді змінюючи співвідношення концентрації N_{dd} і $(N_A - N_d)$ можна добитися оптимальних електрофізичних параметрів структур інтегральних схем. Подібний підхід був використаний нами для моделювання електропровідності напівізолюючих шарів GaAs, в яких розглядаються дво-, три-,

чотирирівневі моделі, при використанні багатозарядної імплантації домішок.

В роботах [4, 5] вперше була описана дворівнева модель з метою пояснення напівізольюючих властивостей так званих “нелегованих” монокристалів GaAs. Модель включає один мілкий донорний рівень та компенсуючий глибокий акцепторний рівень. Така модель дозволяє пояснити експериментальні дані, які показують, що напівізольюючий матеріал завжди має провідність n-типу, але вона вимагає дуже тонкої компенсації для того, щоб отримати низьке значення концентрації електронів (високий питомий опір). Можливість змішаної провідності при цьому не розглядається. Тут розглядається лише механізм так званої “автокомпенсації”, що дозволяє забезпечити необхідне майже рівне число мілких донорних і глибоких акцепторних рівнів. В такому випадку концентрація електронів згідно дворівневої моделі визначиться як:

$$n \cong \frac{1}{x-1} N_c e^{(E_A - E_c)/kT}, \quad (2)$$

де $x = N_A / N_D$.

Згідно цього виразу приймається, що рівень Фермі розміщений далеко від зони провідності, а спінове виродження є незначним ($b = 1$).

Але в даному варіанті моделі такий механізм автокомпенсації не дозволяє пояснити провідності n-типу в напівізольюючому матеріалі, вона визначає і-тип провідності.

Тоді замість цієї моделі була запропонована вже трирівнева модель, яка вже містить мілкий донорний рівень. Тут для напівізольюючого матеріалу вимагається, щоб виконувалась умова:

$$N_A > N_D, \quad N_{D2} > (N_A - N_D). \quad (3)$$

Сам матеріал не може мати провідність p-типу, бо $N_{D2} > N_A$. Така модель була підтверджена багатьма дослідженнями, в яких був встановлений рівень $E_c - 0,75 \text{ eV}$. Саме за допомогою даної моделі інтерпретуються результати для чистого нелегованого GaAs. [6, 8]

Згідно даної моделі концентрація електронів визначається виразом:

$$n = \frac{N_c N_{D2} e^{-E_A/kT}}{2n + N_c e^{-E_A/kT}} + \frac{n_i^2}{n} - (N_A - N_D), \quad (4)$$

яке може бути апроксимовано для високоомного напівпровідника як:

$$n = \frac{N_c N_{D2}}{2(N_A - N_{D2})} e^{-E_A/kT}, \quad (5)$$

де E_d – енергетичний зазор (щілина) між зоною провідності і глибоким донорним рівнем.

Для того щоб встановити, що для GaAs, легованого хромом, останній дає глибокий акцепторний рівень, використовувалась інверсна модель, для якої виконується умова:

$$N_D > N_A, \quad N_{A2} > (N_D - N_A). \quad (6)$$

Але використання такої моделі для GaAs, легованого хромом, було сумнівним для багатьох дослідників на тій основі, що присутність кисню (або інших елементів, відповідальних за рівень $E_c - 0,75 \text{ eV}$) було дуже незначним, а експерименти вказували на присутність глибоких донорних і акцепторних рівнів. Тому була запропонована інша тримірна модель, яка містить один мілкий донорний, глибокий донорний (O_2) та глибокий акцепторний рівень (Cr). Але і ця модель була сумнівною із-за таких доводів:

а) коли концентрація глибоких акцепторних рівнів наближається до нуля, модель не переходить плавно в модель з мілкими акцепторними рівнями;

б) застосування моделі до монокристалів з різними концентраціями Cr приводить в кожному випадку до різних значень енергетичного рівня.

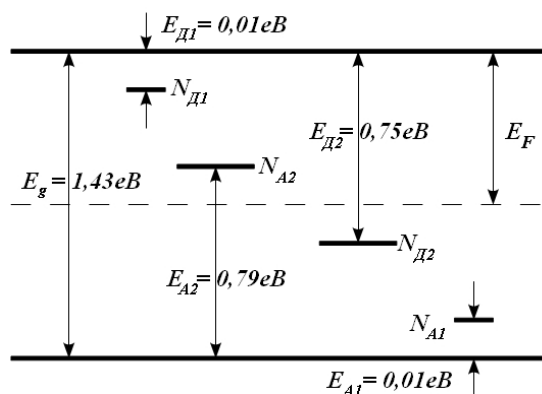


Рис. 1. Чотирирівнева модель зонної діаграми напівізольюючого GaAs: A_2 – рівень Cr; D_2 – глибокий донорний рівень EL2.

Тим не менше ясно, що адекватна модель для системи GaAs-Cr повинна вимагати глибокий акцепторний рівень та характерний глибокий донорний рівень $E_c - 0,75 \text{ eV}$. Це протиріччя виклав у своїй 4-рівневій моделі Ліндквіст, яка подана на рис. 1. Модель включає як глибокий донорний і глибокий акцепторний рівні, так і мілкі донорні і акцепторні рівні. Модель легко зводиться до описаних раніше, якщо концентрації домішок наближаються до нульового значення. Недоліком такої моделі є те, що не існує зручного аналітичного виразу, за виключенням граничних випадків, так що таке рішення задачі може бути отримано наближено за допомогою ЕОМ. Так як рівень Фермі напівізольюючого GaAs знаходиться приблизно посередині забороненої зони, то мілкі рівні повністю є іонізованими, а глибокі – іонізовані частково. Положення рівня Фермі визначається із умови нейтральності:

$$n + \sum_i N_{A_i}^{(-)} = p + \sum_j A_{D_j}^{(+)} \quad (7)$$

Іонізована частина глибоких донорних і акцепторних рівнів визначається відповідно виразами:

$$\frac{N_{D_n}^{(+)}}{N_{D_n}} = \left[1 + \frac{1}{b_d} \exp\left(\frac{E_{D_n} - E_y}{kT}\right) \right]^{-1};$$

$$\frac{N_{A_i}^{(-)}}{N_{A_i}} = \left[1 + \frac{1}{b_A} \exp\left(\frac{E_y - (E_q - E_{A_i})}{kT}\right) \right]^{-1}. \quad (8)$$

Для глибоких домішкових рівнів коефіцієнти виродження b_d і b_A є невідомими, але для розрахунку можна допустити рівними 1/2 і 4 відповідно, як для випадку мілких рівнів. Ефективний коефіцієнт виродження для Cr в GaAs розрахований за результатами порівняння даних електронних вимірювань і хімічного аналізу, складає 9,65. Це говорить про те, що весь хром є електрично активним.

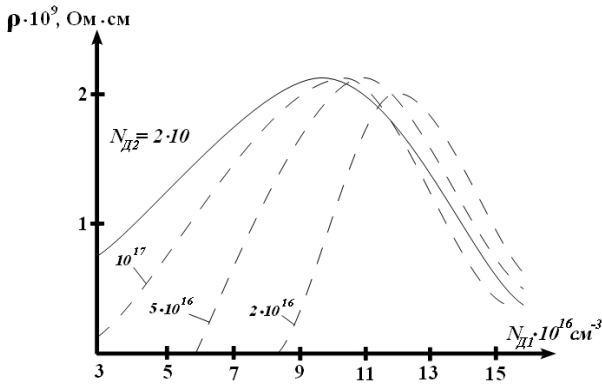


Рис. 2. Залежність питомого опору GaAs від рівня легування для 4-рівневої моделі при $N_{A1}=10^{17}$, $N_{A2}=1,8 \cdot 10^{17}$.

Для типових концентрацій глибоких рівнів 10^{16} - 10^{17} cm^{-3} рівняння (8) показують, що більшість центрів в напівізолюючому GaAs при $T=300 \text{ K}$ знаходяться в нейтральному стані. Тому розсіювання на нейтральних домішках повинно враховуватися при розрахунку рухливості електронів.

Якщо відоме положення рівня Фермі за допомогою виразу (7) і знайдені дрейфові рухливості електронів і дірок, то питомий опір і холлівська рухливість визначаються виразами:

$$\rho = [q(nm_n + pm_p)]^{-1}, \quad m_x = r_x \left[\frac{nm_n^2 - pm_p^2}{nm_n + pm_p} \right], \quad (9)$$

де r_x – ефективний коефіцієнт Холла.

Зазвичай об'ємний напівізолюючий GaAs, який легований хромом, має питомий опір, близький до 10^9 Ohm-cm . Холлівська рухливість такого матеріалу лежить в діапазоні $560\text{-}1000 \text{ cm}^2/\text{V-c}$, що вказує на те, що $\rho \geq n$, бо $m_n/m_p \cong 15$. А високочастотний нелегований GaAs має трохи нижчий питомий опір $< 10^9 \text{ Ohm-cm}$, але більш високу рухливість, характерну

уже для матеріалу n-типу ($> 2800 \text{ cm}^2/\text{V-c}$). На рис. 2 подано графіки зміни питомого опору GaAs в залежності від концентрації домішки в 4-рівневої моделі. Такі залежності побудовані при фіксованих концентраціях акцепторних домішок $N_{A1}=10^{17}$ та $N_{A2}=1,8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$, питомий опір GaAs є вже функцією концентрації малих донорів N_{D1} , а концентрація домішок глибоких донорів є вже змінним параметром від $N_{D2}=2 \cdot 10^{16}$ до $2 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$. Максимальні значення питомого опору, рівні десь в межах $2 \cdot 10^9 \text{ Ohm-cm}$, спостерігається для $N_{D1} = N_{A1}$. Для $N_{D1} < N_{A1}$ питомий опір сильно вже залежить від концентрації домішки глибоких донорів. Глибокі донори допомагають підтримувати питомий опір на високому рівні, коли є надлишок мілких акцепторних рівнів, виходячи із 4-рівневої моделі, яка сьогодні є найбільш правильною, що підтверджено експериментальними результатами різних авторів.

Фоновими мілкими донорами в об'ємі GaAs є головним чином S і Si, в той же час переважаючими мілкими акцепторами є вуглець або вакансії. Таким чином, чотирирівнева модель найбільш реально описує теплові електричні властивості напівізолюючого GaAs в залежності від концентрації електрично активних домішок.

Наші дослідження направлені на уточнення даної моделі шляхом використання багатозарядної імплантації на легких і важких іонах, які по різному деформують кристалічну ґратку GaAs.

II. Технологія формування ізолюючих шарів в іонно-легованих n⁺-n-i-структурах GaAs

У виробництві польових транзисторів на бар'єрах Шотткі і в монолітних інтегральних схемах (IC) на їх основі електрична ізоляція активних елементів може бути виконана створенням мезаструктури іонів H^+ , H_2^{++} , $\text{V}_{\text{II}}^{++}$, BF_2^{++} , O_{16}^{++} , In_9 та H_{67}^{++} із збереженням при цьому планарної структури. В даній статті проводяться дослідження по створенню ізолюючих шарів в іонно-легованих n⁺-n-i-структурах (ІЛС). Такі ІЛС формувались на підкладці із напівізолюючого GaAs (легованого Cr) марки АГП4-2 товщиною 350 мкм з кристалографічною орієнтацією (100) шляхом суцільного іонного введення двозарядних іонів кремнію Si_{28}^{++} при кімнатній температурі на імплантаторі "Везувій-5" в двоступеневому режимі: $E_1 = 65 \text{ keV}$ і $D_1 = 10^{13} \text{ cm}^{-2}$, $E_2 = 25 \text{ keV}$ і $D_2 = 2,5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$. Температурний відпал проводиться при $T = 800^\circ\text{C}$ в потоці H_2 протягом 15 хв. В ролі захисного покриття поверхні GaAs використовувалась низькотемпературна плавка SiO_2 товщиною 0,25 мкм, сформована в реакторі пониженого тиску окисленням моносилану в кисні, при температурі $T = 350^\circ\text{C}$ на установці "Ізотрон-3". Після відпалу плівка SiO_2 видалялась. Концентрація носіїв заряду в n⁻шарі складала $(3\text{-}4) \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ на глибині 0,22 мкм, а в n⁺-шарі – $2,7 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ на глибині 0,13 мкм. Загальна

товщина n^+-n^- -шару складала 0,25 мкм на рівні $\leq 10^{16} \text{ см}^{-3}$.

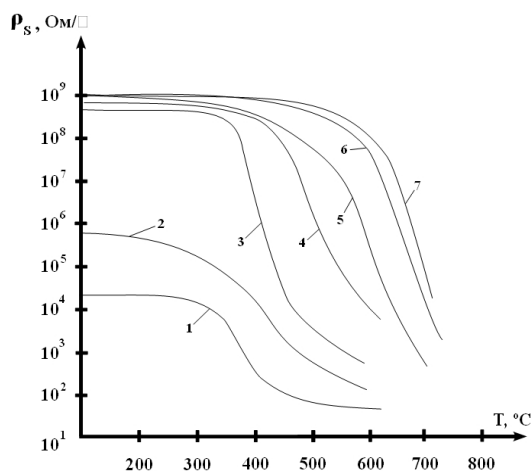


Рис. 3. Залежність поверхневого опору r_s ізолюючих шарів, сформованих імплантацією протонів H^+ з енергією 50 кеВ від температури відпалу при дозі, см^{-2} : 1 – $6,25 \cdot 10^{12}$; 2 – $1,25 \cdot 10^{13}$; 3 – $5 \cdot 10^{13}$; 4 – 10^{14} ; 5 – $1,875 \cdot 10^{14}$; 6 – $4,675 \cdot 10^{14}$; 7 – 10^{15} .

На отриманих таким чином структурах по всій поверхні проводилась імплантація іонів H^+ , H_2^{++} , B_{II}^{++} , BF_2^{++} , O_{16}^{++} , In^{++} з енергією від 50 до 120 кеВ в залежності від маси і заряду іона і дозами від $5 \cdot 10^{12}$ до 10^{15} см^{-2} . Відпал імплантованих шарів, як і відпал ІЛС, проводився в потоці H_2 під захисною плівкою SiO_2 . Всі структури піддавались ізохронному відпалу в діапазоні температур 200-800°C.

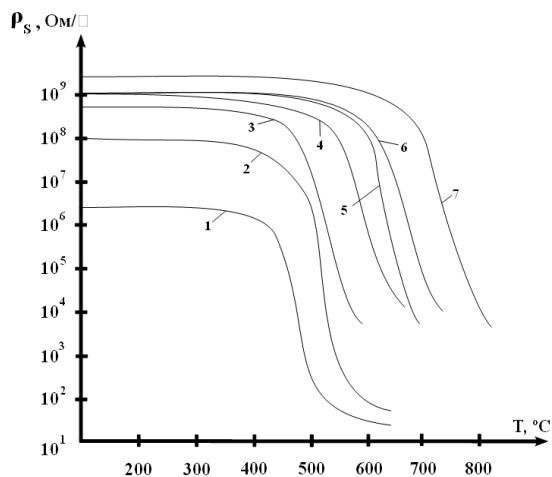


Рис. 4. Залежність поверхневого опору r_s ізолюючих шарів, сформованих двозарядною імплантацією молекул водню H_2^{++} від температури обробки-відпалу при енергії $E = 50$ кеВ і дозі, см^{-2} : 1 – $6,25 \cdot 10^{12}$; 2 – $1,25 \cdot 10^{13}$; 3 – $5 \cdot 10^{13}$; 4 – 10^{14} ; 5 – $1,875 \cdot 10^{14}$; 6 – $4,675 \cdot 10^{14}$; 7 – 10^{15} .

Основним параметром ізолюючих шарів є поверхневий опір r_s , що вимірюється методом Вандер-Пау на основі тестових структур [2].

Досліджувались залежності r_s ізолюючих шарів від дози імплантації компенсуючих домішок і температури відпалу.

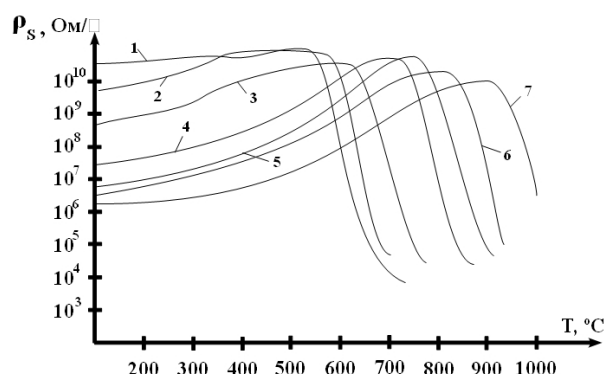


Рис. 5. Залежність r_s ізолюючих шарів, сформованих імплантацією B_{II}^{++} з енергією $E = 120$ кеВ від температури відпалу, при дозі, см^{-2} : 1 – $5 \cdot 10^{12}$; 2 – $7,5 \cdot 10^{12}$; 3 – $1,25 \cdot 10^{13}$; 4 – $3 \cdot 10^{13}$; 5 – $1,8 \cdot 10^{14}$; 6 – $4,8 \cdot 10^{14}$; 7 – 10^{15} .

Імплантація протонів (H^{++}) в GaAs створює порушення кристалічної ґратки, які забезпечують захоплення електронів і дірок. В результаті зменшується провідність активного шару на напівізольюючих підкладках GaAs. Число захоплених із зони провідності електронів збільшується із дозою імплантації (рис. 3) і вже при дозах $\leq 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ досягає значення не менше $2 \cdot 10^8 \text{ Ом/см}^2$ (рис. 3, крива 3). При подальшому збільшенні дози опір ізолюючих шарів практично не збільшується вище $(2-3) \cdot 10^9 \text{ Ом/см}^2$, що свідчить про насичення дефектів в імплантаційному шарі.

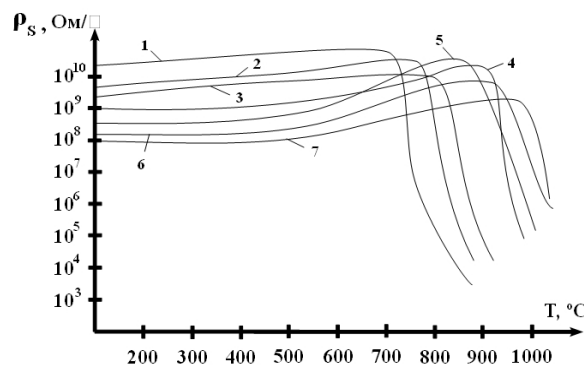
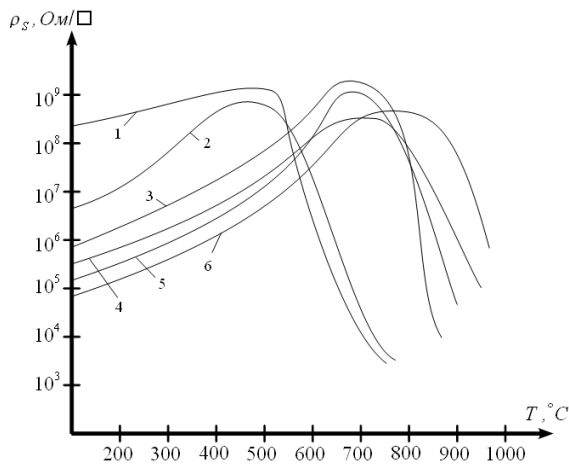


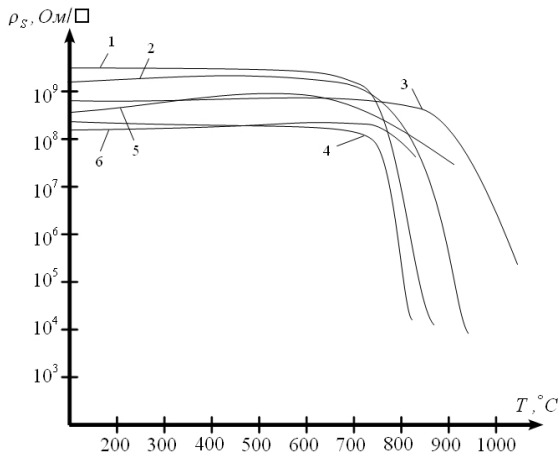
Рис. 6. Залежність r_s ізолюючих шарів, сформованих імплантацією BF_2^{++} з енергією $E = 100$ кеВ від температури відпалу, при дозі, см^{-2} : 1 – $3 \cdot 10^{12}$; 2 – $4 \cdot 10^{12}$; 3 – $0,8 \cdot 10^{13}$; 4 – $1,5 \cdot 10^{13}$; 5 – $0,9 \cdot 10^{14}$; 6 – $2,4 \cdot 10^{14}$; 7 – 10^{14} .

При дозах імплантації $D < 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ імплантовані H^+ шари відрізняються низьким опором ізоляції, який складає $\leq 10^6 \text{ Ом/см}^2$ (рис. 3, криві 1, 2). В той же час із аналізу отриманих результатів випливає, що термостабільність ізолюючих шарів залежить від степені компенсації мілких донорів,

зокрема Si^+ , чи Si^{++} , тому шари з різною компенсацією відпалюються при різних температурах. Так, якщо при дозі імплантації H^+ $D = 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ термостабільність ізолюючих шарів зберігається до температури 350°C (рис. 3, крива 3), а, починаючи з дози $D = 4,675 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ і вище, ізолюючі шари вже термостабільні до температури $T = 650^\circ\text{C}$ (рис. 3, криві 6, 7). При цьому опір ізоляції імплантованих шарів залишається високим $> 10^9 \text{ Ом/}\square$. Очевидно, що імовірність відпалу дефектів, що вносяться протонним іонним легуванням, буде залежати від початкового розподілу електронів в структурах n^+-n -і.



а)



б)

Рис. 7. Залежність питомого поверхневого опору r_s ізолюючих шарів, створених імплантацією одно- і двозарядних іонів з енергією 120 кеВ і 65 кеВ від температури відпалу, при дозі, см^{-2} : 1 – $6 \cdot 10^{12}$; 2 – $1,2 \cdot 10^{13}$; 3 – $3 \cdot 10^{13}$; 4 – 10^{14} ; 5 – $3 \cdot 10^{14}$; 6 – $6 \cdot 10^{14}$: а) для O_{16}^+ ; б) для O_{16}^{++} .

Використання молекулярних іонів H_2^{++} рівносильне імплантації двома окремими протонами із подвійним зарядом, бо $E_n = E \cdot n$, $D_n = D \cdot n$. Тут поверхневий опір є дещо вищим, ніж при імплантації протонів H^+ . А при імплантації $D > 4,675 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ і вище, коли проходить насичення дефектів від дії

поля двозарядних іонів, порогова температура стабільної ізоляції теж зростає на $75\text{-}100^\circ\text{C}$. Як бачимо двозарядні іони H^{++} є більш ефективними для зростання поверхневого опору і температурної стабільності ізолюючих шарів.

При імплантації бора B_{11}^+ та BF_2^{++} найбільший опір ізоляції ($5 \cdot 10^9 \text{ Ом/}\square$) досягається при дозах $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ (рис. 5, крива 1) і при зростанні дози до $1,25 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ поверхневий опір знижується до $5 \cdot 10^8 \text{ Ом/}\square$ (рис. 5, крива 2, 3).

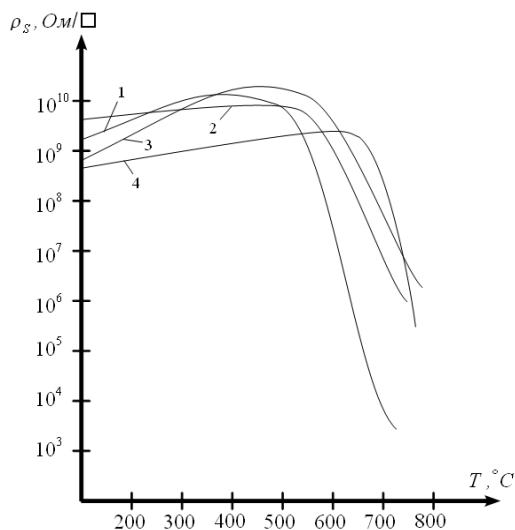
Аналогічну дію ми спостерігаємо при дії компенсуючих іонів молекул BF_2^{++} , але при енергіях і дозах майже в 2 рази нижчих, ніж для однозарядних іонів бору. Тут спостерігається вже значний ріст як поверхневого опору і його термостабільності. Тут зменшення r_s від дози є дещо меншим, майже на порядок. Це вказує на той факт, що формування якісних ізолюючих шарів імплантацією є більш ефективним, для двозарядних іонів молекулярних іонів, бо це зменшує і товщину деформованого шару. Така деформація проходить як через механічні напруження ґратки, так і під дією електричного поля двозарядних іонів. При температурі відпалу $T > 950^\circ\text{C}$ опір ізолюючих шарів різко падає і ефект компенсації щезає.

Тут ми вже допускаємо, що ефект збіднення носіями струму в імплантованих бором шарах зумовлений заміщенням атомів Si атомами бору, а утворенням глибоких пасток. Саме формування бором як B_{11}^{++} , так і BF_2^{++} забезпечує найбільш високоомні шари $> 5 \cdot 10^9 \text{ Ом/}\square$ вже при досить малих дозах з високою температурою відпалу $> 600^\circ\text{C}$.

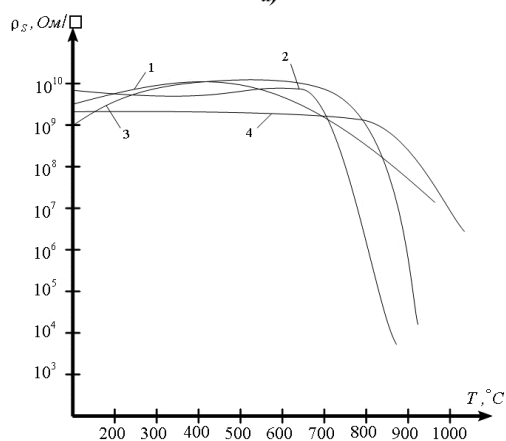
Як і при імплантації бором B_{11}^{++} із збільшенням дози одно- і двозарядних іонів (O_{16}^+ , O_{16}^{++}) опір ізоляції зменшується за рахунок наведених радіаційних, зарядових та механічних дефектів і формуванням різних компенсаційних рівнів у забороненій зоні. Між цими графіками є велика різниця. При однозарядній імплантації з ростом дози ізолюючі властивості шарів пігіртуються і вони можуть бути використані як ізолюючі при температурах відпалу $400\text{-}800^\circ\text{C}$ в залежності від дози. Тут якраз і є недолік такого легування. Навпаки, при двозарядній імплантації, коли є зменшена енергія і доза імплантованих іонів майже в 2 рази, та ізолюючі властивості імплантованих двозарядних іонів кисню забезпечують власні ізолюючі властивості в діапазоні температур відпалу $200\text{-}750^\circ\text{C}$ і досить мало залежить від дози. Очевидно компенсація рівнів тут забезпечується не тільки полем механічних напружень, але і електричним полем зарядів. Перше поле напружень створюється великими іонами кисню O_{16}^{++} , а друге поле двозарядними іонами. Тут доцільно було б визначити і порівняти енергії активації створених рівнів в забороненій зоні GaAs.

В такому випадку вважається, що імплантаційна киснева домішка має компенсуючі властивості по відношенню до GaAs і є глибокою двійною або трійною домішко-пасткою, яка створюється за рахунок утворення комплексів Si-O_x , коли атоми Si

разом з атомами кисню розміщуються на місцях атомів галію. При двозарядних іонах кисню при менших енергіях і дозах іонів кисню O_{16}^{++} можливі утворення Ga_xO_y і As_xO_y , які і створюють додаткові компенсуючі пастки.



а)



б)

Рис. 8. Залежність питомого поверхневого опору r_s , створених багатозарядною імплантацією In_{49}^{++} та H_{67}^{++} як ізовалентних домішок до галію при енергії $E = 85$ кеВ від температури відпалу-активації, при дозі, cm^{-2} : 1 – $5 \cdot 10^{12}$; 2 – 10^{13} ; 3 – $2 \cdot 10^{14}$; 4 – $5 \cdot 10^{14}$: а) для In_{115}^{++} ; б) для Ho_{165}^{++} .

Цікавим в цьому плані виглядають графіки залежності поверхневого опору r_s ізолюючих шарів, створених двозарядною імплантацією іонів індію та гольмію, які є ізовалентними домішками по відношенню до галію.

Даний результат можна пояснити гетеруючою дією багатозарядних іонів індію та рідкісноземельного металу – голонію, а також більш ефективною компенсуючою дією для досить широкого інтервалу температур, що робить даний

процес високоефективним для формування латеральних і вертикальних шарів в субмікронних структурах на GaAs.

Висновки

1. Проведені експериментальні дослідження по створенню високоомних та термостабільних ізолюючих шарів в іонно-легованих структурах n^+-n^- і структурах на напівізолюючому GaAs (легованого Cr) показали можливість локалізації активних областей (кишень) при створенні ПТБШ або монолітних субмікронних ВІС можна формувати методом багатозарядної іонної імплантації компенсуючих домішок H^+ , H_2^{++} , V_{II}^{++} , BF_2^{++} , O_{16}^+ , O_{18}^{++} , In_{49}^{++} , H_{67}^{++} з врахуванням їх особливостей при активації.

2. При імплантації іонів водню (H^+ та H_2^{++}) формуються високоомні (порядку 10^9 Ом/см²) ізолюючі шари при дозах імплантації $> 5 \cdot 10^{13}$ см⁻², а термостабільність отриманих шарів зберігається до температури 700°C і має перевагу багатозарядна імплантація молекулярних іонів H_2^{++} .

3. Багатозарядна імплантація зменшує як енергію іонів так і їх дозу, що мінімізує радіаційні дефекти в GaAs-структурах.

4. При імплантації бору як V_{II}^{++} , так і BF_2^{++} оптимальною є мала доза до $2 \cdot 10^{13}$ см⁻², яка забезпечує високоомні та термостабільні ізолюючі шари. Звичайно, перевагу тут мають також багатозарядні молекулярні іони BF_2^{++} , які підтверджують, що компенсуючі гетеруючі властивості даної домішки зумовлені як полем механічних напружень, так і полем електричних зарядів.

5. При імплантації одно- і двозарядними іонами кисню O_{16}^+ та O_{16}^{++} отримуються теж високоомні шари, але висока термостабільність забезпечується також двозарядною імплантацією при зменшеній енергії та дозі імплантації. В цьому випадку створюються додаткові центри компенсації – пастки за рахунок утворення комплексів SiO_x , Ga_xO_y , As_xO_y .

6. Найбільш перспективними елементами при формування високоомних та термостабільних ізолюючих шарів для арсенід-галієвої технології є ізовалентні по відношенню до галію домішки V_{II} , In_{49} та H_{67} , які необхідно імплантувати багатозарядними молекулярними іонами.

7. Для багатозарядної імплантації важливими є заміна високотемпературного відпалу на ліквідний хвдний імпульсний відпал, що не вносить радіаційних дифузій.

- [1] S.P. Novosyadlyy. Fizyko-tekhnologichni osnovy submikronnoyi tekhnolohiyi velykykh intehral'nykh skhem. (Simyk, Ivano-Frankivs'k, 2009).
- [2] S.P. Novosyadlyy, V.M. Vivcharuk, S.M. Vertepnyy, Skhidnoyevropeys'kyy zhurnalпередovykh tekhnolohiy 1/7(37), 26 (2009).
- [3] S.P. Novosyadlyy, Yu.V. Voznyak, T.R. Sorokhtey, Zbirnyk naukovykh prats' 2-yi mizhnarodnoyi konferentsiyi "Elektronnaya komponentnaya baza. Sostoyanye y perspektyvy razvytyya", Kharkiv 111. 2009.
- [4] D" Avanzo D, IEEE Trans. Electron Devices 29(7), 1051 (1982).
- [5] P. Van Daele, R. Raets et al., J. Electrochem. Soc., 134(3), 711, (1987).
- [6] P.M. Favennec, J. Appl Phys. 37 (6), 2532 (1986).
- [7] A.V. Dvurehens'kyy, R.A. Kahurny y dr., Impul'sniy otzhyh poluprovodnykovykh materyalov (Nauka, Moskva, 1982).
- [8] A.V. Marpov, Yu.N. Bol'sheva, V.B. Osvensky, Visokochystie veshchestva (2), 86 (1998).

S.P. Novosyadlyy, S.M. Marchuk, V.M. Varvaruk, L.V. Melnyk

Models Semiinsulating Layers of Gallium Arsenide in Their Formation of Multiply Charged Ion Implantation

*Vasyl Stefanyk PreCarpathian National University
57, Shevchenko Str., Ivano-Frankivsk, 76018, Ukraine, E-mail: fcss@pu.if.ua*

The technology multiply implantation of impurities, which allow lateral and vertical insulating layers. Experimental study on the creation of high-and thermostable insulating layers in ion-doped n +-n - i-semiinsulating structures on GaAs.

Keywords: gallium arsenide technology, multiply implantation, background impurities.