

А.В. Сукач, В.В. Тетьоркін, І.М. Матіюк, А.І. Ткачук¹

InSb ФОТОДІОДИ (ОГЛЯД. ЧАСТИНА I)

Розглянуто сучасний стан розробок InSb фотодіодів методом іонної імплантації. Проаналізовано особливості формування розупорядкованого шару у залежності від маси іона, його енергії та дози опромінення. Зроблено висновки щодо ефективності стаціонарного та імпульсного фотонного відпалів радіаційних дефектів. Наведено результати досліджень впливу відпалу на трансформацію електричних та фотоелектричних параметрів і характеристик вихідного InSb приладної якості. Запропоновано модель конверсії типу провідності, зумовленої термічним відпалом *n*-InSb. Проаналізовано механізми транспорту носіїв заряду в InSb фотодіодах, виготовлених методом іонної імплантації, та зроблено висновки щодо природи надлишкових струмів.

Ключові слова: InSb фотодіод, іонна імплантація, розупорядкований шар, надлишковий тунельний струм, неоднорідний *p-n* перехід.

1. ВСТУП

InSb фотодіоди широко використовуються для реєстрації інфрачервоного (ІЧ) випромінювання в спектральному діапазоні 3–5 мкм [1]. Їх суттєвими перевагами у порівнянні із фотодіодами на основі сполуки $Cd_xHg_{1-x}Te$ ($x = 0.3$) є більш висока стабільність, технологічність виготовлення, а також висока структурна досконалість монокристалічного матеріалу. InSb фотодіоди виготовляються впродовж багатьох років [2, 3], проте проблема вдосконалення основних технічних параметрів і характеристик залишається актуальною. Наприклад, у комерційних охолоджуваних InSb фотодіодах отримана монохроматична ($\lambda_{max} = 5,2$ мкм) ампер-ватна чутливість 2,5–3,0 А/Вт [2, 3], тоді як теоретично можливе значення може становити $\sim 4,0$ А/Вт [1, 4]. Такий висновок можна зробити і відносно параметра R_0A (добуток диференціального опору фотодіода при нульовій напрузі зміщення на активну площу A). У комерційних фотодіодах $R_0A \cong 1 \cdot 10^4$ Ом·см² ($T = 77$ К) [2, 3], тоді як у роботах [5-7] наведено більш високі значення R_0A . Дані факти свідчать про можливу наявність надлишкових темнових струмів у комерційних охолоджуваних фотодіодах. Крім того, історично склалось так, що в кінці 50-х років минулого століття військове застосування охолоджуваних сенсорів ІЧ-випромінювання на основі InSb спонукало розробку і виготовлення фотоприймачів спочатку у фоторезистивному, а пізніше у фотодіодному варіанті. Прикладом такого застосування було переоснащення головок самонаведення ракет Sidewinder типу «повітря-повітря» [1, 8]. До сьогодні охолоджувані InSb фотодіоди та їх багатоелементні фокальні матриці використовуються в головках самонаведення ракет типу «земля-повітря», переносних зенітно-ракетних комплексів «Игла» та «Стрела» (Росія). Крім того, є повідомлення про розробку InSb фотодіодів, здатних працювати при кімнатній температурі [9], що відкриває перспективу їх використання в оптоелектронних газоаналізаторах, найбільш інтенсивні смуги поглинання яких знаходяться у спектральному діапазоні 2–5 мкм [10]. Актуальною задачею є використання InSb

© А.В. Сукач, В.В. Тетьоркін, І.М. Матіюк, А.І. Ткачук, 2016

ISSN 0233-7577. Оптоелектроника и полупроводниковая техника, 2016, вып. 51

фотоприймачів у тепловізійній апаратурі високої роздільної здатності для ранньої діагностики онкологічних захворювань [11,12]. Зауважимо, що до кінця 80-х років минулого століття основним методом виготовлення InSb фотодіодів був дифузійний. З розвитком методу іонної імплантації він стає домінуючим, особливо у технології виготовлення багатоелементних лінійок і фокальних матриць [13-15]. А тому існує потреба у систематизації та аналізі можливих причин низького виходу InSb фотодіодів [5, 14], покращенні їх порогових параметрів і характеристик для кожного із наявних методів виготовлення: іонно-імплантаційного, дифузійного та епітаксійного.

2. ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНІ АСПЕКТИ ВИГОТОВЛЕННЯ InSb ФОТОДІОДІВ

2.1. Вплив іонної імплантації Be та Mg на структурні властивості опроміненої області

Процеси структурної модифікації поверхні InSb у залежності від умов її проведення є важливими з точки зору з'ясування природи конверсії типу провідності при формуванні *p-n* переходів. Складність процесів конверсії при іонній імплантації полягає в тому, що поряд з імплантованою легуючою домішкою акцепторного типу, наприклад берилію чи магнію, утворюються радіаційні дефекти донорного типу, які суттєво впливають на процес конверсії приповерхневої області матеріалу і після імплантації область має *n*-тип провідності. Структурне розупорядкування InSb при іонній імплантації розглядалося в роботах [16-19]. Установлено аномальний характер радіаційного розупорядкування монокристалів InSb при іонній імплантації, і показано, що на межі неопромінена – опромінена область поверхні з'являється сходинка радіаційно-розупорядкованого шару висотою h , яка більше ніж на порядок величини перевищує аналогічні сходинки в Si, Ge, GaAs за тих же умов імплантації [16, 17]. Указаний ефект збільшення (розпухання) об'єму при радіаційному опроміненні матеріалу називається «свелінгом». З'ясувалося, що h залежить від типу легуючих іонів, їх енергії E , дози Φ та температури мішені T_m . У діапазоні енергій 40–200 кеВ та доз $1 \cdot 10^{14}$ – $2 \cdot 10^{15}$ см⁻² при $T_m = 20$ °С значення h може бути апроксимоване виразом:

$$h = A \cdot E^m \Phi^{2/3}, \quad (1)$$

де A – коефіцієнт, який залежить від атомної маси іона M , показник степеня $m \cong 1$. Так, наприклад, для іонів Mg⁺ при $E = 50$ кеВ значення h у діапазоні доз $(0,2-2,0) \cdot 10^{15}$ см⁻² змінюється в інтервалі 0,015–0,11 мкм, а для $E = 100$ кеВ інтервал зміни становить 0,03–0,20 мкм [16, 17]. Порівнявши швидкість травлення опроміненого матеріалу із швидкістю травлення вихідного матеріалу у слабкому розчині соляної кислоти, встановили, що в опроміненому матеріалі вона на два порядки більша. Цей факт указує на наявність в останньому сильного розупорядкування. Причому висока швидкість травлення реалізується до глибини h_1 , яка значно перевищує h . Таким чином, шар глибиною $h+h_1$ вважається шаром сильного радіаційного розупорядкування, а величина $\Delta = h/h+h_1$ характеризує зміну ефективної густини матеріалу при опроміненні. Значення $\Delta < 1$ свідчить про незворотність структурних перетворень в опроміненому матеріалі. З'ясовано, що відпал опроміненого InSb до $T \sim 480$ °С практично не впливає на h . Дослідженнями за допомогою електронного мікроскопа розупорядкованого шару, імплантованого іонами Mg⁺ з енергією 100 кеВ до доз $2 \cdot 10^{15}$ см⁻², показано, що кристалічна структура InSb не змінювалась. При збільшенні дози до $3 \cdot 10^{15}$ см⁻² на дифракційних картинах електроннограм поряд з точковими рефlekсами спостерігались дуги, що свідчить про формування в глибині текстурованого шару InSb. При

дозах $\Phi > 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ спостерігалась розорієнтація кристалітів. Аналогічний ефект було виявлено при енергії іонів $> 100 \text{ кеВ}$. Крім того, було встановлено, що при $\Phi = 6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ і енергії іонів 100 кеВ на електронограмах поряд з рефlekсами, які відповідають структурі сфалериту, присутні рефlekси, характерні для структури вюртциту. Дослідження морфології поверхні, опромієної іонами Mg^+ , показало, що вона стає більш шорсткою, а колір поверхні набуває спочатку матового, а зі збільшенням дози коричнево-сірого вигляду, зумовленого зміною коефіцієнта відбиття у сильно розупорядкованому InSb . Після термовідпалів, призначених для анігіляції структурних дефектів, суттєвих змін в імплантованій поверхні не відбувається. Величина h при значних енергіях та дозах у декілька разів перевищує проєкційний пробіг іонів \bar{R}_p . Вважається [16, 17], що основні відмінності у поведінці імплантованого InSb від інших матеріалів, таких як Si , Ge , GaAs , зумовлено фізико-механічними властивостями вихідного матеріалу, внаслідок яких у InSb при опромієнні по всьому об'єму досить однорідно утворюються ефективні стоки точкових радіаційних дефектів, які не дозволяють досягти високого рівня цих дефектів. Формування при опромієнні пружних деформацій та їх трансформація шляхом пластичної деформації призводить до утворення ефективних стоків вакансій, які зумовлюють виникнення пор та викликають зростання рівня пружних механічних деформацій. У подальшому трансформація таких напружень відбувається через стадії формування мозаїчного, а далі текстурованого кристала та полікристала. Таким чином, при імплантації приповерхневий шар може являти собою суміш аморфної і полікристалічної фаз InSb , який не можна відновити шляхом відпалу до структури монокристала. Як показали дослідження, аморфна фаза складається із сполук In та Sb нестехіометричного складу, а також продуктів їх реакцій з адсорбованими чужорідними атомами. Інтєнсивність та ступінь розвитку стадій трансформації опромієної приповерхневої області InSb , пошаровий розподіл концентрацій мікроскопічних пор, ступінь мозаїчності та розміри кристалітів визначаються умовами імплантації. Імплантація іонів магнію з енергією 200 кеВ і дозою $3,1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ на поверхню InSb крізь анодний оксид товщиною $0,03\text{--}0,06 \text{ мкм}$ призводить до зменшення h з $0,1 \text{ мкм}$ на незахищеній поверхні до $0,06 \text{ мкм}$ на захищеній. Таке значення h відповідає дозі $\Phi = 2,1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ [17], що важливо з точки зору способу проведення імплантації при формуванні p - n переходів. Для зменшення глибини розупорядкованого шару в InSb перед іонною імплантацією доцільно захищати поверхню тонким шаром дієлектрика з використанням високоенергетичних іонів. Подальше дослідження структурних властивостей розупорядкованого іонною імплантацією шару в InSb викладено в роботах [18, 19]. Використання просвічуючої електронної мікроскопії в дослідженні розупорядкованих імплантацією шарів InSb дозволило встановити: 1) наявність двошарової розупорядкованої структури, у якій верхній шар сильно розупорядкований і збагачений нанопорами з глибиною залягання $\sim \bar{R}_p$, причому структурні порушення у верхньому шарі є незворотними і не зникають майже до $450 \text{ }^\circ\text{C}$; у нижньому розупорядкованому шарі спостерігаються дислокаційні петлі міжвузлового та вакансійного типу, ділянки дислокаційних сіток, окремі дислокації, що генеруються джерелами Франка–Ріда, а товщина цього шару становить $\sim 10\bar{R}_p$, причому його структурні і фізичні властивості значно покращуються при термовідпалах; 2) формування пор сфероїдальної форми незалежно від сорту та енергії іонів; відсутність полів пружних деформацій на завершальній стадії формування розупорядкованого шару; 3) наявність інкубаційного періоду у формуванні пор; причому доза (Φ_i), що відповідає завершенню цього періоду, залежить від сорту іонів, зростаючи за інших рівних умов із зменшенням маси прониклого іона; 4) густина пор досягає насичення при майже двократному перевищенні Φ_i ; при подальшому зростанні дози спостерігається збільшення розміру пор, але не їх густини, тобто рієт об'єму, який займають пори, відбувається за рахунок збільшення їх розмірів; 5) при порівняно невеликих дозах центри сфероїдальних пор локалізовані приблизно в одній площині, паралельній

площині опроміненої поверхні зразка; спостерігалась варіація густини пор в інтервалі $2 \cdot 10^{10}$ – 10^{11} см^{-2} від ділянки до ділянки в одному і тому ж зразку; 6) на інкубаційній стадії формування, тобто у відсутності пор в опромінених зразках і полів пружних деформацій, але при дозах $\Phi \geq 2\Phi_i$, напруження в основному зникають; причому закінчення інкубаційного періоду у формуванні пор збігається з початком процесу аморфізації опроміненої поверхні; 7) центри пор спочатку локалізуються на глибині пробігу іонів \bar{R}_p , а при досить значних енергіях іонів Mg^+ та дозах $6,2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ у розупорядкованому шарі InSb виявляють наскрізні пори циліндричної форми діаметром від ~ 10 до 200 нм при їх густині $\sim 10^8 \text{ см}^{-2}$; 8) крім пороутворення та аморфізації опроміненої поверхні InSb, спостерігається часткове перетворення сфалеритної фази у вюртцитну; 9) після опромінення поверхні InSb іонами Mg^+ з енергією 35 кеВ та дозою $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ при температурі поверхні 20°C , а також наступного термовідпалу при $T=350^\circ \text{C}$ із захищеною SiO_2 поверхнею у верхньому розупорядкованому шарі виявлено дислокаційні петлі розміром $0,025$ – $0,073$ мкм з концентрацією $\sim 4 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, а зі зміною енергії іонів до 180 кеВ і $\Phi = 10^{14} \text{ см}^{-2}$ спостерігаються дислокаційні петлі розміром до $0,11$ мкм з концентрацією $\sim 9 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, причому подальше збільшення дози до $2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ спричиняє формування неперервної дислокаційної сітки з густиною дислокацій $\sim 1,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-3}$; 10) установлено, що при масі імплантованих іонів $M \leq 14$ свелінг в InSb не спостерігається, що може слугувати критерієм їх вибору для реалізації конверсії типу провідності і для суттєвого зменшення товщини розупорядкованої області, особливо верхнього шару.

Згідно з [16-19] формування вакансійних комплексів, а також пор в InSb при іонній імплантації здійснюється внаслідок об'єднання вакансій, утворених при опроміненні. Цей процес можливо розглядати як вакансійно-міжвузловий розчин з випаданням другої фази – пори. Для розпаду розчину необхідне повне пересичення, що пояснює наявність інкубаційного часу у пороутворенні. При розпаді такого розчину точкових дефектів міжвузлові атоми прямують до стоків, а саме до поверхні зразка, а більша частина вакансій формує вакансійні комплекси й пори, після зародження яких рівень пересичення знижується. Наявність інкубаційного часу, що передує часу пороутворення, вказує на необхідність досягнення розчином точкових дефектів певного рівня пересичення. Відомо, що концентраційний профіль розподілу радіаційних дефектів в InSb має дзвоноподібну форму, тому максимального пересичення слід очікувати у максимумі генерації дефектів, що узгоджується з фактом локалізації нанорозмірних пор на глибині $\sim \bar{R}_p$ на початковій стадії їх формування. Пори, які зародились, гетерують вакансії з усієї глибини імплантованого шару, перешкоджаючи формуванню нових пор шляхом збільшення їх розміру. Цей факт підтверджується відсутністю залежності густини пор від доз опромінення та істотного зменшення механічних напружень після завершення їх інкубаційного періоду формування. Видовжена, а не сферична форма пор пояснюється недостатньою кількістю первинних радіаційних точкових дефектів (вакансій) у міжпорових проміжках, а тому пори збільшуються анізотропно з верхнього та нижнього шарів, що зумовлює формування витягнутої форми, близької до еліпсоїдальної. Сильний прояв свелінгу в InSb пояснюється його малою поверхневою енергією у порівнянні з іншими напівпровідниками групи A^3B^5 , а також суттєвим утрудненням анігіляції радіаційних пар вакансія – міжвузловий атом внаслідок наявності енергетичного бар'єра. Утворення верхнього розупорядкованого шару при іонній імплантації, який не трансформується при термовідпалах, може суттєво вплинути на якість InSb фотодіодів. Так, наприклад, при формуванні p^+ - n переходів імплантацією магнію з енергією 200 кеВ і дозою $5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ n -InSb автори робіт [20, 21] були змушені стравлювати з імплантованою поверхні шар глибиною $0,4$ – $0,6$ мкм для уникнення шунтування струму по поверхні фотодіода, що підтверджує висновки робіт [16-19] щодо ролі верхнього розупорядкованого шару.

2.2. Конверсія типу провідності InSb при іонній імплантації

Для виготовлення InSb фотодіодів методом іонної імплантації, як правило, використовують два технологічні маршрути: 1) імплантація іонів акцепторних домішок в InSb *n*-типу провідності, таких як берилій, магній і цинк [5, 20-30]; 2) імплантація іонів донорних домішок в InSb *p*-типу провідності, таких як сірка [31, 32]. Для цього використовується InSb приладної якості з концентрацією основних носіїв заряду 10^{14} – $5 \cdot 10^{15}$ см^{-3} при $T = 77$ К з метою зменшення тунельних струмів у *p-n* переходах, забезпечення їх високої фоточутливості завдяки значній довжині дифузії неосновних носіїв заряду (ННЗ) у базовій області фотодіодів при достатньому значенні дифузійного потенціалу *p-n* переходу. Збільшення концентрації основних носіїв заряду в InSb звужує область просторового заряду *p-n* переходу та збільшує ймовірність тунелювання, що зумовлює надлишкові струми. Крім того, збільшення концентрації сприяє міжзонній оже-рекомбінації ННЗ, зменшуючи час життя та довжину дифузії ННЗ. Використання *n*-InSb з концентрацією нижчою за $1 \cdot 10^{14}$ см^{-3} зумовлює зменшення дифузійного потенціалу і напруги холостого ходу фотодіода. Починаючи з 1975 року, найбільш поширеним способом виготовлення іонно-імплантованих InSb *p-n* переходів є імплантація іонів берилію в об'ємний матеріал InSb *n*-типу провідності [20]. Як було показано раніше [16-19], при масовому числі $M = 9$ розупорядкована область при енергіях іонів <50 кеВ не повинна мати верхнього невідновлюваного поровмісного шару. Позитивно впливає на вибір іонів берилію їх висока активність безпосередньо в процесі іонної імплантації при кімнатній температурі, яка при термовідпалі $T \cong 350$ °С становить майже 100%. Профілі імплантованого Be^+ в InSb та їх поведінку при термовідпалах детально розглянуто у роботах [33-38]. Локалізацію атомів берилію в кристалічній ґратці *n*-InSb при іонній імплантації досліджували методом зворотного розсіювання каналюваних іонів He^+ в [37]. Для цього використовували зразки *n*-InSb, кристалографічно орієнтовані у площинах (100), (110) та (111). Імплантація Be^+ здійснювалась з енергією 30 та 100 кеВ в інтервалі доз $3 \cdot 10^{14}$ – $1 \cdot 10^{15}$ см^{-2} при кімнатній температурі. Встановлено, що при імплантації іонів Be^+ з $E = 30$ кеВ та $\Phi = 4,2 \cdot 10^{14}$ см^{-2} і відпалу при $T = 350$ °С упродовж 30 хв, в InSb незалежно від кристалографічної орієнтації опроміненої поверхні більшість атомів Ве активовано відразу після імплантації і локалізовано безпосередньо у вузлах підґратки індію. Конверсія типу провідності з *n* у *p* спостерігається лише після відпалу радіаційних дефектів донорного типу. При двостадійній імплантації берилію з енергією $E = 100$ кеВ і дозою $\Phi = 9,6 \cdot 10^{14}$ см^{-2} , а також з $E = 30$ кеВ і $\Phi = 4,2 \cdot 10^{14}$ см^{-2} активація перевищує 90%. Цьому сприяє велика кількість вакансій In, які утворюються у процесі імплантації, висока рухливість нерівноважних точкових дефектів, а також малий іонний радіус Be^+ . Тобто конверсія типу провідності імплантованого шару полягає в анігіляції радіаційних дефектів і їх комплексів донорного типу. Дослідження розподілу берилію в InSb марки ИСЭ-0 (див. табл. 1, 2) при імплантації іонів з $E = 200$ кеВ, $\Phi = 10^{15}$ см^{-2} та стаціонарним термічним відпалом при $T = 450$ °С викладено в [33]. Відпал здійснювався під капсулюючим (захисним) шаром SiO_2 товщиною $\sim 0,2$ мкм. Зразки при відпалі швидко вводились у піч з атмосферою азоту, а після тридцятихвилинного відпалу при $T = 450$ °С швидко виводились з активної зони і охолоджувались на повітрі. Розподіл берилію досліджували методом мас-спектроскопії вторинних іонів (ВІМС). Експериментальний профіль мав дзвоноподібну форму з двома максимумами, один з яких розташований на відстані $\sim 0,2$ мкм від опроміненої поверхні з концентрацією атомів берилію у цьому максимумі $\sim 1 \cdot 10^{18}$ см^{-3} , а другий, більш плоский, локалізований на відстані $\sim 0,6$ – $0,7$ мкм з концентрацією атомів берилію у максимумі $\sim 1,5 \cdot 10^{19}$ см^{-3} . Безпосередньо на поверхні опромінення концентрація атомів берилію становила $\sim 5 \cdot 10^{17}$ см^{-3} , а на відстані 2 мкм – $\sim 2 \cdot 10^{16}$ см^{-3} . При термовідпалі профіль берилію не змінився, незважаючи на досить високу температуру, що пояснюється закріпленням

берилію на дефектах структури радіаційного походження. Відсутність перерозподілу берилію унеможливує реалізацію ефекту розгонки легуючої домішкою і виведення межі p - n переходу із зони радіаційних дефектів. Наявність ще одного приповерхневого максимуму у профілі берилію на глибині $\sim 0,2$ мкм пояснюється їх закріпленням на першому неупорядкованому шарі, характерному при опроміненні InSb високоенергетичними іонами, який проявляє гетеруючу властивість стосовно атомів берилію. Трансформацію профілів берилію в n -InSb з концентрацією електронів $(3-4) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ та їх рухливістю $5 \cdot 10^5 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ($T = 77 \text{ К}$) при імпульсних фотонних відпалах розглянуто в роботі [36]. Енергія іонів становила 100 кеВ, а доза $\Phi = 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Фотонний відпал відбувався при 350 °С упродовж 60 с та 450 °С упродовж 30 с. Як джерело випромінювання використовували кварцово-галогенні лампи, а процес фотонного відпалу відбувався в атмосфері азоту. Дослідження профілів берилію здійснювали методом ВІМС. На відміну від роботи [33], профіль берилію має лише один максимум, локалізований на глибині $\sim 0,2$ мкм з концентрацією атомів берилію в максимумі $\sim 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ у невідпалених зразках. Розподіл берилію має дзвоноподібну форму, при якій на опроміненій поверхні концентрація берилію становить $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, а на глибині 0,64 мкм – $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$. Виявлено такі тенденції у зміні профілів берилію при фотонному відпалі імплантованого зразка: 1) зменшення концентрації атомів берилію у максимумі від $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ у невідпаленого зразка до $1,2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ у відпаленого при 450 °С за 30 с; 2) положення максимуму розподілу атомів берилію не змінювалось з глибиною в залежності від режимів фотонного відпалу; 3) на відстані $\sim 0,6$ мкм концентрація атомів берилію майже не змінилася при фотонних відпалах; а на поверхні концентрація атомів зменшується майже у 2 рази при фотонному відпалі 450 °С за 30 с у порівнянні з вихідним зразком. Трансформація профілів берилію після іонної імплантації і фотонних відпалах пояснюється відсутністю верхнього розупорядкованого шару при енергії опромінення іонами берилію в два рази меншою, ніж у роботі [18], а незмінність профілю при фотонних відпалах – закріпленням берилію на радіаційних дефектах, що спостерігалось у [33]. Встановлено закономірності зміни стехіометрії атомів індію та сурми при фотонних відпалах упродовж 30 с в інтервалі температур 300–500 °С. Показано, що стехіометрія індію на поверхні імплантованого шару зберігається майже до температури 400 °С, а сурми – до $T = 350$ °С. Таким чином, отримано два технологічні маршрути конверсії типу провідності в n -InSb при іонній імплантації берилію: 1) стаціонарний термічний відпал зразків із захищеною поверхнею при температурі 370–380 °С упродовж 30 хв в атмосфері з переважаючим $\sim 95\%$ складом аргону з воднем; 2) імпульсний фотонний відпал (ІФВ). Подальше вдосконалення умов проведення ІФВ викладено в [5, 22-25, 38-43]. Основні технологічні маршрути виготовлення іонно-імплантованих InSb фотодіодів включають: 1) імплантацію іонів Be^+ для створення планарного p^+-n переходу в одностадійному ($E = 30 \text{ кеВ}$, $\Phi = 6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$) і двостадійному ($E_1 = 100 \text{ кеВ}$, $\Phi_1 = 3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$; $E_2 = 40 \text{ кеВ}$, $\Phi_2 = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$) режимах; 2) конверсію типу провідності іонно-імплантованого шару в стаціонарному режимі термовідпалу, що здійснюється в дифузійній печі в потоці суміші газів $\text{H}_2 + \text{Ag}$ при $T = 375$ °С упродовж 30 хв під захисною плівкою SiO_2 товщиною 0,2 мкм; 3) захист поверхні p^+-n переходу двошаровим діелектриком – власною анодною окисною плівкою товщиною 0,05 мкм та термічно напиленим у вакуумі шаром SiO_x товщиною 0,5 мкм; 4) металізацію з використанням двошарових металевих плівок Cr товщиною 0,08 мкм та Au товщиною 0,5 мкм; 5) формування охоронного кільця навколо чутливої області, що є додатковим короткозамкненим p^+-n переходом; 6) удосконалення базової технології виготовлення InSb фотодіодів, яка полягала в заміні стаціонарного термічного відпалу іонно-імплантованих структур імпульсним фотовідпалом.

Таблиця 1. Маркування та параметри об'ємного монокристалічного InSb, виготовленого в СРСР [55].

Марка	Тип	Концентрація носіїв заряду, n , см^{-3} ($T=77\text{ К}$)	ρ , Ом·см ($T=77\text{ К}$)	μ , $\text{см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ ($T=77\text{ К}$)	N_D (см^{-2}), густина дислокацій не більша ніж	Діаметр зливка, мм
ИСД-1	p	$1\cdot 10^{12}-5\cdot 10^{13}$	50–500	$3\cdot 10^3$	$1\cdot 10^3$	не реглам.
ИСД-2	p	$3\cdot 10^{12}-5\cdot 10^{13}$	50–300	$4\cdot 10^3$	$1\cdot 10^3$	не реглам.
ИСД-3	p	$5\cdot 10^{12}-3\cdot 10^{13}$	50–250	$5\cdot 10^3$	$1\cdot 10^3$	не реглам.
ИСД-4	p	$5\cdot 10^{13}-1\cdot 10^{15}$	<50	–	$5\cdot 10^3$	не реглам.
ИСД-5	p	$1\cdot 10^{15}-1\cdot 10^{18}$	<50	–	$5\cdot 10^3$	не реглам.
ИСЭ-0	n	$8\cdot 10^{13}-2\cdot 10^{14}$	–	$(7-8)\cdot 10^5$	$1\cdot 10^3$	не реглам.
ИСЭ-1	n	$(0.8-2)\cdot 10^{14}$	–	$5\cdot 10^5$	$1\cdot 10^3$	50–60
ИСЭ-2	n	$1\cdot 10^{15}-1\cdot 10^{18}$	–	$2\cdot 10^4$	$5\cdot 10^3$	не реглам.
ИСЭ-4	n	$5\cdot 10^{12}-5\cdot 10^{18}$	0,1–10	$1\cdot 10^5$	$1\cdot 10^3$	не реглам.
ИСЭ-1в	n	$2\cdot 10^{14}-2\cdot 10^{15}$	–	$6\cdot 10^5$	$2\cdot 10^2$	40

Примітки. Марки: ИСД – індій сурма діркова, ИСЭ – індій сурма електронна. Для марки ИСЭ-1в час життя дірок не менший за $5\cdot 10^{-7}$ с, а для марки ИСЭ-2в – не менший за $1\cdot 10^{-6}$ с.

Таблиця 2. Легуючі домішки в InSb [53-55].

Домішка	Тип	Енергія іонізації, меВ
Li	n	–
Na	n	–
Cu	p	23
Cu	p	64
Ag	p	20
Ag	p	39
Au	p	66
Au	p	27
Be	p	–
Mg	p	–
Zn	p	8
Cd	p	28
Cd	p	9,8
C	–	–
Si	амфотерна	–
Ge	амфотерна	106
Sn	n	–
O	–	–
S	n	–
Se	n	–
Te	n	–
Mn	p	–
Fe	–	–
Co	–	–
Ni	–	–
Al	n	40
F	p	–

2.3. Термовідпал іонно-імплантованих структур

Метою роботи [24] було з'ясування впливу режимів ІФВ на ефективність відпалу радіаційних дефектів, створених імплантацією іонів Be^+ . Поверхня пластин InSb марки ИСЭ-2в (див. табл. 1) з концентрацією донорів $\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ($T = 77 \text{ K}$) і орієнтацією (100) готували шляхом обробки хіміко-механічним шліфуванням та хіміко-динамічним поліруванням. Імплантація іонів Be^+ була одностадійною з енергією 30 кеВ та дозою $6 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. ІФВ здійснювався інфрачервоним випромінюванням кварцово-галогенних ламп в атмосфері інертного газу з використанням кремнієвого фільтра, призначеного для поглинання короткохвильової ділянки спектра випромінювання ламп і використання випромінювання з $\lambda > 1,1 \text{ мкм}$. Товщина імплантованого шару становила $\sim 0,3 \text{ мкм}$ при використовуваних режимах імплантації, середня концентрація атомів берилію в імплантованому шарі $\sim 2,1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Досліджувалась ефективність конверсії в імплантованому шарі при ІФВ зразків з незахищеною поверхнею в інтервалі температур 200–390 °С, під час якого температура відпалу у наступній стадії збільшувалась на 20–40 °С. Показано, що найбільш ефективна конверсія типу провідності шарів відбувається в двох інтервалах температур $\Delta T_1 = 290\text{--}330 \text{ °C}$ та $\Delta T_2 = 360\text{--}390 \text{ °C}$, що, на думку авторів, пояснюється двома типами дефектів, які відрізняються енергією зв'язку. Для інтервалів ΔT_1 та ΔT_2 оцінено енергії активації відпалів, які відповідно становили $\Delta E_1 = 2,96 \text{ еВ}$ і $\Delta E_2 = 6,21 \text{ еВ}$. Оскільки ΔE_1 відповідає енергії активації руху вакансій індію в InSb, зроблено висновок, що дефекти, які відпалюються в інтервалі температур ΔT_1 , є скупченням вакансій індію, а швидкість їх анігіляції обмежується швидкістю руху до стоків об'ємної природи або на поверхню. В інтервалі температур ΔT_2 відбувається відпал більш складних асоціатів (комплексів) точкових дефектів, у склад яких можуть входити вакансії індію з міжвузловими атомами берилію, сурми та інших домішок. Зникнення таких дефектів при відпалі обмежено швидкістю руйнування асоціатів. Установлено, що найбільш ефективні ІФВ реалізуються при двостадійному режимі: на першій стадії відпалу температура зразка становить 300–330 °С упродовж 40–120 с; друга стадія відбувається при температурі 385–400 °С упродовж 10–20 с. Ефективність такого двостадійного ІФВ пояснюється тим, що послідовно здійснюється відпал спочатку скупчень вакансій, а потім асоціатів. Конверсія типу провідності у режимі двостадійного ІФВ більш ефективна, ніж у режимі одностадійного відпалу і може досягати майже 90% активації атомів берилію.

У літературі існують суперечливі дані відносно якості InSb $p^+ - n$ переходів, виготовлених методом іонної імплантації берилію з використанням стаціонарного термовідпалу та ІФВ [14]. Так, у [23] підтверджено високу металургійну якість $p^+ - n$ переходів, виготовлених при одностадійній імплантації іонів Be^+ з $E = 40 \text{ кеВ}$ і $\Phi = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ у пластини з концентрацією електронів $\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$ та ІФВ радіаційних дефектів у порівнянні з базовим двостадійним стаціонарним термічним відпалом. Дослідження якості $p^+ - n$ переходів здійснювались методом струму, наведеного електронним пучком (ЕВІС метод). Було встановлено, що при виготовленні $p^+ - n$ переходів на пластинках InSb з концентрацією електронів $2 \cdot 10^{13}\text{--}3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ одностадійним методом іонної імплантації з $E = 40 \text{ кеВ}$ і однаковою дозою при фотонному відпалі довжина дифузії дірок у базі переходів змінюється у межах 8–10 мкм, тобто практично не залежить від концентрації основних носіїв заряду у базі. У роботі [14] показано, що при стаціонарному термовідпалі довжина дифузії нерівноважних дірок у базі $p^+ - n$ переходів така ж, як у вихідному матеріалі. При ІФВ довжина дифузії дірок у базі $p^+ - n$ переходів, як правило, менша у порівнянні з такою вихідного матеріалу, що пояснюється недостатністю відпалу в базі $p^+ - n$ переходів радіаційних дефектів. Таким чином, автори роботи [14] однозначно віддають перевагу стаціонарному термічному відпалу InSb $p^+ - n$ переходів, імплантованих іонами берилію, а не імпульсному фотонному при виготовленні матричних фотодіодних структур на основі

антимоніду індію формату 320×256. У [5] також вивчали вплив режимів імплантації іонів Be^+ з $E_1 = 100$ кеВ, $\Phi_1 = 3 \cdot 10^{14}$ см^{-2} та $E_2 = 40$ кеВ, $\Phi_2 = 1 \cdot 10^{14}$ см^{-2} у n -InSb базовим двостадійним методом у порівнянні з одностадійним з енергією іонів Be^+ 40 кеВ і дозою $1 \cdot 10^{14}$ см^{-2} на рівень темнових струмів у малорозмірних 50×50 мкм фоточутливих елементах 128-елементних лінійок InSb фотодіодів. При цьому пасивуючі і захисні покриття були однаковими: пасивуючий шар основного окислу товщиною 0,05 мкм формувався в електроліті, виготовленому на основі Na_2S в гальваностатичному режимі, а захисний шар наносився термічним напиленням SiO_x при температурі зразків 70–80 °С товщиною 0,5 мкм. Контактна металізація здійснювалась напиленням структури Cr/Au.

У [22] продемонстровано доцільність контролю оптичними методами важливих параметрів InSb на всіх етапах виготовлення підкладок та p - n переходів. Детальне дослідження впливу стаціонарного термічного відпалу на електрофізичні властивості імплантованої іонами Be^+ вихідної області InSb наведено в [21]. Вивчення еволюції зміни параметрів розупорядкованої поверхні InSb, імплантованої іонами Be^+ з $E = 200$ кеВ у діапазоні доз 10^{14} – 10^{15} см^{-2} та інтервалі температур 100–400 °С упродовж 30 хв, проводились на високоомних підкладках p -InSb з концентрацією дірок 10^{12} – 10^{13} см^{-3} ($T = 77$ К). Для експерименту були вибрані підкладки p -InSb, не леговані домішкою германію, оскільки при термовідпалі спостерігалась конверсія його типу провідності внаслідок амфотерного характеру поведінки домішки. Перед відпалом зразки захищались шаром SiO_2 . Методом Вандер-Пау вимірювали поверхневу концентрацію p_s^+ при $T = 77$ К. Установлено, що при термовідпалі при $T = 350$ °С поверхнева концентрація відповідає активації легуючої домішки близькій до 100%, а при $T \cong 400$ °С спостерігалось зростання поверхневої провідності за рахунок забруднення приповерхневих шарів неконтрольованими домішками акцепторного типу, наприклад міді. Раніше, в роботах [44–48] досліджувався вплив стаціонарного термічного відпалу на конверсію типу провідності n -InSb зі спеціально захищеною поверхнею, де ефект конверсії типу провідності пов'язувався з присутністю на поверхні n -InSb тонкого шару міді, яка при термовідпалах переносилась з кварцових ампул. Оскільки для ефективної анігіляції радіаційних дефектів та активізації імплантованої домішки стаціонарний термічний відпал, як правило, проводиться для іонно-імплантованих зразків із захисним шаром SiO_2 , то виникає питання про з'ясування впливу відпалу на властивості неопроміненої, але захищеної поверхні InSb. Його важливість полягає у встановленні глибини трансформації вихідних параметрів підкладки: концентрації та рухливості основних носіїв заряду, можливої зміни типу провідності, а також часу життя ННЗ. Суттєва зміна цих параметрів може зумовлювати виникнення надлишкових струмів у p^+ - n переході, зменшення його ампер-ватної чутливості, підвищення рівня і характеру шумів, що погіршує виявлювальну здатність фотодіода. Для дослідження цього ефекту використано МДН структури InSb/ SiO_2 [49], завдяки чому вдалося встановити наступне. В інтервалі температур термовідпалу 200–250 °С, в умовах вакууму ($\sim 10^{-4}$ Па) відбувається суттєва зміна параметрів МДН структур, а зі збільшенням температури відпалу ≥ 300 °С – катастрофічна, це пояснювалось зміною властивостей приповерхневого шару, що зумовлено втратою сурми у цій області в процесі термовідпалу. На незахищеній поверхні цей факт доведено мас-спектроскопічними дослідженнями, а також впливом (дифузіїєю) неконтрольованих домішок з поверхні у процесі термовідпалу. У структурах, у яких термовідпал відбувався в атмосфері інертних газів (азот, аргон), спостерігались аналогічні зміни, але при вищих на 50–100 °С температурах у порівнянні з відпалом у вакуумі, що пояснювалось пригніченням атмосферою реєпарування сурми з поверхні. При стравлюванні термовідпаленої поверхні до $\sim 0,6$ мкм властивості повторно сформованих МДН структур були такі ж, як і на вихідній, нетермообробленій поверхні InSb, що свідчило про стабільність об'ємних параметрів матеріалу. Ґрунтуючись на цих результатах, встановили, що оптимізованими умовами

стаціонарного термічного відпалу іонно-імплантованих зразків є: відпал в інтервалі температур 300–375 °С із захищеною SiO₂ поверхнею, який здійснювався в атмосфері аргону, а стравлювання поверхневого шару до глибини ~0,6 мкм – необхідна операція, яка забезпечує якість $p^+ - n$ переходів.

Зауважимо, що механізм зміни властивостей у вихідному n -InSb із захисною плівкою SiO₂ товщиною 0,2–0,3 мкм, на нашу думку, може мати інше пояснення, ніж у роботі [21]. Якщо для незахищеної поверхні гіпотеза про вплив неконтрольованих швидко дифундуючих домішок, генерованих з кварцових ампул, є припустимою [44-48], то для захищеної поверхні вона викликає сумнів. У такому випадку дифузійний спосіб виготовлення якісних планарних InSb $p - n$ переходів з використанням акцепторної домішки кадмію, який реалізується при температурі дифузії ~430 °С, був би неможливим [7]. Тому гіпотеза впливу акцепторної домішки міді або інших неконтрольованих домішок на фізичні властивості приповерхневої області не є коректною у випадку захищеної SiO₂ поверхні n -InSb. Можна висловити таку версію пояснення процесів, які відбуваються у захищеній шаром SiO₂ приповерхневій області n -InSb при термовідпалі. Оскільки параметри кристалічної ґратки InSb сильно не узгоджуються з параметрами близького порядку аморфного SiO₂, а також існує значна неузгодженість коефіцієнтів термічного розширення, на гетеромежі InSb/SiO₂ існують значні механічні напруження. При температурі термовідпалу ~250–300 °С відбувається їх релаксація з утворенням дислокацій невідповідності, що спричиняє зміну властивостей приповерхневій області n -InSb. Якщо припустити, що дислокації утворюють донорні центри (див. нижче), можна очікувати формування приповерхневого шару із більшою, ніж в об'ємі, концентрацією електронів, тобто формування структури a -SiO₂/ $n^+ - n$ -InSb. Можливе пояснення результатів відпалу може полягати у наступному. При подальшому збільшенні температури відпалу атоми більш легкої компоненти (сурми) сегрегують на гетеромежі, утворюючи вакансії у приповерхневій області. Міжвузлові атоми індію, займаючи положення атомів сурми, утворюють антиструктурний дефект акцепторного типу. При температурі відпалу ≥ 300 °С складається ситуація, коли антиструктурні дефекти InSb разом з вакансіями індію та активованою акцепторною домішкою берилію зумовлюють формування суцільного шару p -типу на імплантованому InSb.

Про донорну природу дислокацій та їх утворення в InSb можуть свідчити такі факти. Після імплантації іонів Be⁺ та Mg⁺ в n -InSb конверсія типу провідності не відбувається, тому що генеровані імплантацією радіаційні дефекти мають донорну природу. У розупорядкованому шарі методами електронної мікроскопії було встановлено значну концентрацію кільцевих дислокацій, а також сіток дислокацій [16-19] донорної природи. Опромінення наносекундними лазерними імпульсами поверхні p -InSb без додаткового термовідпалу спричинило формування провідного n^+ -шару [50]. Аналогічний ефект виявлено і при опроміненні наносекундними лазерними імпульсами поверхні високоомного детекторного матеріалу p -CdZnTe, а дослідженням механізму струмопроходження при низьких температурах встановлено його дислокаційну природу [51]. Крім того, опромінення поверхні p -InSb протонами [52] призводить до конверсії типу провідності з формуванням $n^+ - p$ переходу, який не зникає при термовідпалі до 150 °С.

2.4. Удосконалення базової технології

У роботах [5, 22-25] досліджується вплив різних технологічних операцій виготовлення іонно-імплантованих InSb $p^+ - n$ переходів на їх основні технічні параметри та оптимізацію цих операцій у порівнянні з базовою технологією. Цільовий параметр, за яким відбувається вдосконалення, – рівень густини струму зворотних ВАХ у діапазоні напруг зміщення 0,01–1,0 В при $T = 77$ К з метою досягнення цими ВАХ відповідності режиму, обмеженому фоновим випромінюванням (BLIP режим) [5]. Вимірювання ВАХ відбувалось у рідкому азоті за відсутності попадання ІЧ випромінювання на зразки.

Удосконаленню підлягали: 1) режими імплантації і відпалу для поліпшення межі p - n переходів; 2) вибір режимів розварювання необхідних з'єднань за допомогою золотих провідників діаметром 35 мкм термокомпресійним методом з метою уникнення внесення дефектів в активну область переходів; 3) оптимізація відстані розташування охоронного кільця відносно краю фоточутливої площадки фотодіода.

Для вирішення цих завдань було проведено три серії експериментів. У першій серії при збереженні таких елементів базової технології, як відстань від краю фоточутливої площадки до краю охоронного кільця, яка дорівнювала 30 мкм. Незмінними залишились пасивація і захист переходів, які відповідно проводилися формуванням захисної окисної і пасивуючої плівки товщиною 0,05 мкм з використанням електроліту, виготовленого на основі Na_2S , та напиленням термовакуумним способом захисного шару SiO_x товщиною 0,5 мкм. В експериментах порівнюється ВАХ для чотирьох технологічних схем формування p^+ - n переходів зі зміною умов їх відпалу: 1) базова схема, яка включає двостадійну імплантацію іонів Be^+ з $E_1 = 100$ кеВ, $\Phi_1 = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (перша стадія) та $E_2 = 40$ кеВ, $\Phi_2 = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (друга стадія) з наступним стаціонарним термічним відпалом зразків із захисним шаром SiO_2 товщиною 0,2 мкм при температурах $T = 375$ °С упродовж 30 хв у потоці суміші газів $\text{Ar} + \text{H}_2$; 2) базова одностадійна імплантація іонів Be^+ з $E_1 = 100$ кеВ, $\Phi_1 = 10^{14} \text{ см}^{-2}$ з наступним ІФВ з використанням нагрівання ІЧ випромінюванням кварцово-галогенних ламп в умовах форвакууму при $T = 375$ °С упродовж 30 с; 3) удосконалювався також режим відпалу ІФВ при одностадійній імплантації іонів Be^+ з $E_1 = 100$ кеВ, $\Phi_1 = 10^{14} \text{ см}^{-2}$ на зразках з незахищеною поверхнею в потоці $\text{Ar} + \text{H}_2$ при $T = 280$ °С упродовж 15 хв; 4) удосконалювався відпал одностадійної імплантації InSb p^+ - n переходів з подальшим ІФВ на зразках з незахищеною поверхнею при $T = 375$ °С упродовж 30 хв.

Перша серія дослідів, спрямована на з'ясування режимів імплантації і відпалу зразків, показала, що найбільші зворотні темнові струми утворюються при реалізації умов четвертої технологічної схеми. При зворотному зміщенні 0,1 В густина струму $J_4 = 3,6 \cdot 10^{-3} \text{ А/см}^2$ є високою. Нижній індекс указує на технологічну схему відпалу. Для двостадійної базової схеми виготовлення p^+ - n переходів $J_1 = 2,8 \cdot 10^{-5} \text{ А/см}^2$ при тій же напрузі, а найкращий результат отримано для другої та третьої технологічних схем виготовлення переходів, у яких $J_2 = J_3 = 1,2 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$ при $U = -0,1$ В. Зазначимо, що для реалізації InSb фотодіодом реєстрації ІЧ випромінювання у VLIP режимі рівень густини темного струму при зворотній напрузі $U = -0,2$ В повинен бути $J = 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ А/см}^2$ [5]. Таким чином, експериментально доведено, що другий та третій етапи одностадійного режиму формування переходів за рівнем струму дозволяють виготовляти InSb фотодіоди, здатні реалізувати VLIP режим. Друга серія експериментів спрямована на оптимізацію технологічного маршруту розварювання золотих з'єднувальних провідників, які сполучають контактні площадки чутливої області планарного p^+ - n переходу з контактними площадками корпусу фотодіода та контактними площадками операційного підсилювача. Метод з'єднання – термокомпресія, яка може здійснюватись як при малих механічних навантаженнях на золотий провідник діаметром 35 мкм («м'яке» з'єднання), так і при більших струмах крізь електрод і більших механічних навантаженнях («жорстке» з'єднання). Досліджувався вплив трьох схем з'єднання провідників: 1) контакт корпусу («жорстке») з контактними площадками чутливої області планарного p^+ - n переходу («м'яке»), при цьому спочатку здійснюється з'єднання загального виводу з бази фотодіода («м'який» режим) з корпусом фотодіода («жорсткий» режим); 2) контактні площадки чутливої області планарного p^+ - n переходу («м'який» режим) з контактними площадками операційного підсилювача («середній» режим з'єднання); 3) контактні площадки чутливої області планарного p^+ - n переходу («м'який» режим) з контактними площадками корпусу фотодіода («жорсткий» режим). Дослідження впливу схем з'єднання фотодіода на рівень густини темного струму при $U = -0,1$ В показали, що густина зворотного струму найменша у технологічній схемі з'єднання №1, при цьому

$J_1 = 1,6 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$, а найбільша – при технологічній схемі з'єднання за схемою №3 $J_3 = 3,2 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$ за умову рівності вихідної густини струму у фотодіоді $J = (1,2-1,3) \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$. Таким чином, другою серією дослідів указано на доцільність використання першої схеми з'єднання кристала фотодіода з контактними площадками корпусу. Крім того, досліджували вплив способу відпалу структур (стаціонарний термічний чи фотонний) на якість p^+-n переходів. З метою зменшення рівня шумів у малорозмірних p^+-n переходах запропоновано використовувати охоронне кільце, яке являє собою короткозамкнений p^+-n перехід, що виготовляється в єдиному технологічному процесі іонної імплантації, але розміщений на відстані, яка приблизно дорівнює довжині дифузії ННЗ (дірок) у базі діода (~15–20 мкм). Наявність охоронного кільця виконує основну функцію – стандартизує (урівнює) значення довжини дифузії ННЗ навколо фоточутливої площадки діода, що приводить до зменшення рівня вибухових шумів [58] і збільшення його основного порогового параметра – виявлювальної здатності. Кращі значення густини струму при зворотному зміщенні $U = -0,1 \text{ В}$ становили $J = 2,7 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$ ($T = 77 \text{ К}$) у фотодіодах, виготовлених за третьою технологічною схемою з використанням ІФВ, що майже на порядок перевищує верхню межу темного струму ($J = 1,2 \cdot 10^{-6} \text{ А/см}^2$) в InSb фотодіодах, здатних реєструвати ІЧ випромінювання у BLIP режимі. Зворотна ВАХ таких діодів апроксимується степеневою залежністю $J \sim U^m$, де $m \cong 0,67$ – показник степеня, а пряма ВАХ – залежністю $J = J_0 \exp(eU/\beta kT)$, де $\beta \cong 1,5$ – коефіцієнт неідеальності. Значення m та β однозначно вказують на реалізацію темного струму у виготовлених за третьою технологічною схемою p^+-n переходів, що складається з генераційно-рекомбінаційної та дифузійної компоненти приблизно рівного значення. Для вдосконаленої другої технологічної схеми виготовлення переходів, у якій ІФВ замінено стаціонарним відпалом при температурі $280 \text{ }^\circ\text{C}$, густина струму при $U = -0,2 \text{ В}$ кращих фотодіодів становить $J = 6,8 \cdot 10^{-7} \text{ А/см}^2$, і це відповідає умові експлуатації у BLIP режимі. Значення $m = 0,5$ та $\beta \approx 1,5$ свідчать про реалізацію у p^+-n переходах темного струму, що складається з генераційно-рекомбінаційної та дифузійної компонент приблизно рівного вкладу у порівнянні з p^+-n переходами, виготовленими за третьою технологічною схемою. Ці параметри (m та β) дещо кращі, що вказує на високу якість виготовлених переходів. На основі проведених експериментів з удосконалення базової технології з метою виготовлення низькофонових InSb фотодіодів було запропоновано наступне: 1) імплантація іонів Be^+ з енергією 40 кеВ та дозою 10^{14} см^{-2} при ІФВ $T = 380 \text{ }^\circ\text{C}$ упродовж $10-30 \text{ с}$ або стаціонарному відпалі при $T = 280 \text{ }^\circ\text{C}$ упродовж 15 хв без захисної плівки SiO_2 ; 2) зменшення відстані від краю охоронного кільця до краю фоточутливої площадки з 30 до 10 мкм ; 3) збільшення товщини підконтактного діелектричного шару SiO_2 до товщини $\sim 1 \text{ мкм}$; 4) реалізація термокомпресійного з'єднання золотих провідників з контактами корпусу та операційного підсилювача за схемою: з контактними площадками фоточутливої області та підсилювача – «м'який» режим термокомпресії, а з контактними площадками корпусу фотодіода – «жорсткий». При цьому спочатку виконували операцію заземлення, далі провідник приєднували до контактів корпусу, а потім до контактних площадок фоточутливої області.

2.5. Обробка поверхні підкладок InSb

2.5.1. Абразивна обробка поверхні підкладок

Для виготовлення InSb фотодіодів на основі об'ємного матеріалу використовуються пластинки, вирізані із зливок, поверхню яких необхідно підготувати для формування приладних структур, наприклад $p-n$ переходів, які є чутливим елементом фотодіодів. Процес підготовки поверхні пластин зазвичай базується на технологічних маршрутах, які раніше були розроблені для підготовки поверхні Si, Ge або GaAs. Такий стандартний технологічний маршрут включає операції механічного (абразивного) розрізання зливка на пластини, прецизійного багатостадійного механічного шліфування та полірування

із застосуванням надтвердих матеріалів. Порушений шар, що утворюється на поверхні пластини після механічної обробки, видаляється методами хіміко-механічного та хіміко-динамічного полірування [56, 60-62]. Одне з основних завдань сукупності абразивних і хімічних обробок поверхні напівпровідникових пластин – забезпечення незмінності електрофізичних (концентрація і рухливість основних носіїв заряду) та фотоелектричних (час життя нерівноважних носіїв заряду) параметрів в об'ємі підкладки та у приповерхневій області. Термін підкладка прийнято вживати для пластин напівпровідникового матеріалу, які придатні для безпосереднього використання на стадії виготовлення приладних структур, крім фінішної хімічної обробки. Використання стандартної (кремнієвої) підготовки поверхні пластин вузькощілинних матеріалів A^2B^6 , наприклад, сполук кадмій-ртуть-телур або A^3B^5 (InAs, InSb та їх твердих розчинів), які мають нижчі механічні характеристики, ніж Si або Ge, зумовлює відсоток виходу придатних InSb фотодіодів $\leq 20\%$ [40]. Проблема підготовки поверхні підкладок InSb ускладнюється ще й тим, що через особливості дефектоутворення при абразивних обробках та низькі механічні характеристики InSb у приповерхневій області ~ 50 мкм виникають зони механічних напружень [63]. У подальшому при формуванні $p-n$ переходів ці напруження релаксують, утворюючи систему точкових і лінійних (дислокації) дефектів. Зміна структурних властивостей вихідного матеріалу у приповерхневій області впливає на час життя нерівноважних носіїв заряду. До того ж зміна параметрів підкладки відбувається також під час підготовчих технологічних операцій виготовлення чутливого елемента – $p-n$ переходу. Слід зауважити, що глибина залягання іонно-імплантованих $p-n$ переходів становить ≤ 1 мкм, тому зміна електрофізичних і фотоелектричних параметрів у приповерхневій області підкладок суттєво впливає на робочі характеристики $p-n$ переходів [1, 4, 71], зменшує довжину дифузії ННЗ та ампер-ватну чутливість [14, 39, 59]. Актуальною є проблема зменшення товщини базової області InSb до значень 15–20 мкм, на якій з протилежного боку вже сформовано матрицю фотодіодів, без внесення дефектів в активну область. Товщина бази лімітується довжиною дифузії ННЗ, яка в n -InSb приладної якості становить 15–20 мкм [14, 23]. Надалі така структура з матрицею фотодіодів і тонкою базою приєднується за допомогою індієвих стовпчиків на спеціальному обладнанні-гібридизаторі методом «фліп-чип» до кремнієвих мікросхем зчитування сигналу з фотодіодів. У таких гібридних фокальних матрицях освітлення здійснюється з боку тонкої базової області.

Згідно з [56, 60], у процесі обробки поверхні пластин напівпровідникового матеріалу вирішуються такі завдання: 1) виготовлення геометрично довершених поверхонь підкладок певної кристалографічної орієнтації, на яких відсутня хвилястість з високим ступенем дзеркальності і плоскопаралельності по всій поверхні пластини, що зумовлено вимогами фотолітографії; 2) відсутність у приповерхневій області порушеного або механічно напруженого шару, що виникає при абразивних обробках поверхні з максимальною густиною дефектів; 3) виготовлення поверхні стехіометричного складу, що сприяє відсутності потенціального бар'єра на гетеромежі власний оксид – підкладка InSb; 4) відсутність на поверхні забруднень, зумовлених адсорбцією продуктів хімічних реакцій, а також оксидних плівок. Якість обробки поверхні контролюється такими параметрами: 1) шорсткістю R_z (сукупність мікронерівностей поверхні на певній базовій довжині, що утворюють мікрорельєф поверхні), яка для робочої сторони підкладки повинна бути $R_z \leq 0.05$ мкм, а для неробочої – $\leq 0,1$ мкм; 2) відсутністю механічно порушеного шару, що контролюється за напівшириною кривих коливання рентгенівського дифракційного відбивання або сталістю швидкості травлення у глибину підкладки; 3) неплоскостістю, яка не повинна перевищувати ≤ 2 мкм за діаметром (або за найбільшим розміром підкладки); 4) точністю кристалографічної орієнтації робочої сторони підкладки, що знаходиться в межах $\pm 1-2^\circ (\pm 30')$; 5) густиною дислокацій на поверхні підкладки, яка не повинна перевищувати об'ємного значення; 5) стехіометрією поверхні. Детальну інформацію щодо структури порушеного шару, зумовленого абразивними обробками поверхні, наведено

в [56, 60]. Під порушеним шаром розуміють локалізований у приповерхневій області пластини шар, в якому структурні і фізичні параметри відрізняються від об'ємних параметрів пластини. Розрізання монокристалічних зливків на пластини за допомогою алмазних дисків або струн з абразивом зумовлюють появу порушеного шару як результат взаємодії більш твердих частинок абразиву з напівпровідниковим матеріалом. Причина появи порушеного шару після шліфування і полірування така ж, як і при відрізанні пластини. У [60] пропонується зображати порушений шар як такий, що складається з чотирьох умовних зон: 1) рельєфно-полікристалічної зони, товщина якої простягається на глибину 0,3–0,5 середньої висоти нерівностей, для якої характерні тріщини, виколи, виступи, впадини; 2) тріщинуватої зони, що має протяжність у 3–6 раз більшу у порівнянні з рельєфно-полікристалічною; у тріщинуватій зоні зосереджено кінці тріщин, виходи дислокацій, дислокаційні петлі, сітки дислокацій, точкові дефекти та їх асоціати; 3) зони механічних напружень і дислокацій, у якій в основному зосереджена область механічно напруженого матеріалу, і як результат релаксації цих напружень – дислокації та їх сітки, які зумовлені верхньою тріщинуватою зоною; протяжність зони механічних напружень у 2–3 рази менша, ніж тріщинуватої зони; 4) зони високої густини дислокацій, протяжність якої майже в 3 рази менша, ніж зони механічних напружень; у дислокаційній зоні в основному зосереджені дислокації та їх утворення, що виникають у результаті релаксації пружних деформацій верхньої зони. Різниця у порушених шарах, що зумовлено розрізанням і шліфуванням, полягає у локалізації дефектів після операції розрізання абразивним (алмазним) диском або струною з нанесеним на неї абразивом: дефекти розміщуються у вигляді паралельних ліній внаслідок механічного контакту абразиву ріжучого інструмента з матеріалом. При шліфуванні всі дефекти рівномірно розподілені по поверхні пластини. При механічному поліруванні структура порушеного шару дещо інша і умовно складається із трьох зон: аморфно-рельєфної, аморфної зони з тріщинами, зони пружних деформацій з високою густиною дислокацій. В аморфно-рельєфній зоні зосереджено поверхневі нерівності, які значно менші, ніж при шліфуванні. Ця зона має аморфну, а не полікристалічну структуру.

Усереднені дані з глибини порушеного шару InSb у залежності від технологічних умов механічної обробки наведено в табл. 3 [60]. Дослідження структурно порушеного шару та його товщини слід проводити різними методами. Найбільш інформативними є рентгенодифракційний та рентгено топографічний методи [76]. Корисну інформацію про вплив дефектів порушеного шару на час життя ННЗ і їх профіль у порушеному шарі при пошаровому стравлюванні можна отримати із вимірювань імпульсної фотопровідності, спектрів fotocутливості і фотомагнітного ефекту, а також спектрів фотолюмінесценції [77, 78]. Вимірювання вигину підкладки з порушеним шаром, мікротвердості та спектрів електровідбивання [79] дозволять встановити глибину рельєфно-полікристалічної і механічно напруженої зон при пошаровому стравлюванні підкладки, кількісний і якісний контроль стану забрудненості поверхні як між операціями, так і на фінішній стадії очищення підкладки можна здійснювати, використовуючи оже-спектроскопію та ВІМС [80]. Корисні методи і рекомендації з очищення поверхні напівпровідникових матеріалів в електроніці наведено у [81]. Методами вимірювання швидкості травлення і просвічуючої електронної мікроскопії було встановлено глибину порушеного шару і дефекти, локалізовані в ньому при різних обробках поверхні [68]. Досліджено вплив механічної обробки поверхні підкладок InSb орієнтації (111)В вільним і зв'язаним абразивом діаметром ~14 мкм, поліруванням алмазними пастами АСМ-1, АСМ-2 та хіміко-механічним поліруванням. В основу методики покладено залежність швидкості травлення матеріалу від його стану. Після кожного травлення визначалась товщина стравленого шару та швидкість травлення і будувалась залежність $V_{mp} = f(d)$, де V_{mp} – швидкість травлення, d – товщина стравленого шару. За глибину порушеного шару автори взяли товщину стравленого шару, на якому спостерігається зміна швидкості травлення і не спостерігаються дефекти. На цих же зразках

було вивчено дефектний стан порушеного шару і розподіл дефектів з глибиною методом просвічуючої електронної мікроскопії за допомогою мікроскопа JEM-150. Для цього готувались тонкі зразки, у яких сторона із порушеним шаром захищалась парафіном. Для механічно обробленої поверхні пастою АСМ-1 залежність $V_{mp} = f(d)$ мала V-подібну форму; спочатку швидкість травлення становила ~ 20 мкм/хв і була сталою до 10 мкм стравленого шару. З 10 до 20 мкм V_{mp} зменшувалась до ~ 6 мкм/хв на глибині ~ 25 мкм. Із подальшим стравлюванням приповерхневої області від 20 до 40 мкм підкладки V_{mp} зростала до $\cong 18$ мкм/хв. При наступному травленні швидкість травлення не змінювалась до глибини 65 мкм. Висока швидкість травлення на початковій ділянці пояснювалась існуванням сильно порушеного шару у верхній області підкладки з концентрацією дислокацій $10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$, який утворюється в результаті безпосередньої взаємодії абразиву з поверхнею, і саме висока густина дислокацій при пластичній деформації матеріалу на глибині ~ 10 мкм є причиною високої швидкості травлення. Зменшення V_{mp} до глибини 25 мкм пояснюється суттєвими змінами структури порушеного шару. Саме в ньому виявлено переважно тріщини, оточені дислокаціями та їх скупченнями, концентрація яких спадає з глибиною стравлюваного шару, що зменшує швидкість травлення шару. На глибині 25 мкм тріщини зникають, але вони є джерелом механічних напружень, локалізованих у більш глибокому шарі, а тому після стабілізації швидкості травлення до мінімального значення спостерігається її зростання до $\cong 18$ мкм/хв на глибині ~ 40 мкм. При подальшому стравлюванні до 60 мкм швидкість травлення не змінювалась, що свідчить про досить глибоку зону пружних деформацій, у якій присутність дислокацій не виявлена просвічуючою електронною мікроскопією. Таким чином, автори експериментально виявили наявність існування принаймні трьох зон з різними фізико-механічними властивостями при механічному поліруванні алмазною пастою АСМ-1: 1) зона пластичної деформації матеріалу, в якій досить рівномірно зосереджена велика кількість дислокацій та їх скупчень; 2) тріщиновмісна з оточуючими тріщини скупченнями дислокацій, густина яких з глибиною спадає; 3) зона пружних деформацій. Особливо підкреслимо, що полірування поверхні InSb навіть алмазною пастою з середнім розміром зерна ~ 1 мкм призвело до утворення порушеного шару глибиною ~ 60 мкм, який необхідно стравлювати при виготовленні робочої поверхні підкладки. Результати дослідження порушеного шару, зумовленого хіміко-механічним поліруванням, аналогічні результатам досліджень при механічній обробці поверхні матеріалу.

Таблиця 3. Параметри порушеного шару в залежності від способу обробки поверхні InSb [60].

Вид обробки	Умови	Глибина порушеного шару поверхні (111)В, мкм			
		InSb	InAs	GaAs	Si
Розрізання зливка алмазним диском	Зернистість абразиву 60/53, швидкість обертання $\omega = 4 \cdot 10^3 \text{ хв}^{-1}$	100–150	50–70	34–42	20–30
Шліфування на скляному шліфувальнику	Вільний абразив суспензії порошку M10 M5	28–32	20–25	25	11–15
		20–26	12–15	10	7–9
Шліфування на верстаті	Зв'язаний абразив АСМ-28	20–24	17–20	17–19	14–16
Полірування на верстаті	Алмазна паста АСМ-3 АСМ-1 АСМ-0,5	25–30	10–40	11–13	6–9
		17–20	7–11	8–9	5–6
		15–17	4–6	5–6	1–2
Хіміко-механічне полірування	Суспензія аеросилу SiO ₂ (зерно 0,04–0,3 мкм)	10–15	2–3	2–3	1–1,5
	Суспензія ZrO ₂ (зерно 0,1–0,2 мкм)	10–12	–	1	–
	Суспензія α -Al ₂ O ₃ (зерно 0,05–1,0 мкм)	–	–	–	–

Таблиця 4. Глибина порушеного шару InSb [68].

Спосіб обробки	Глибина порушеного шару, мкм
Шліфування порошком КЗМ-14	58
Шліфування зв'язаним абразивом	39
Механічне полірування алмазною пастою АСМ-2	37
Механічне полірування алмазною пастою АСМ-1	35
Хіміко-механічне полірування	14

Автори роботи [68] наводять значення глибини порушеного шару в залежності від способу обробки поверхні (табл. 4). В авторському свідоцтві [82] розкрито склад полірувального протравлювача, за допомогою якого виконане пошарове травлення InSb (111)В. Його склад (в об'ємних процентах): плавикова кислота 40% – 2–4, винна кислота 20% – 54–60, та перекис водню 30% – 38–42. Саме такого складу полірувальний протравлювач використано для дослідження залежності $V_{mp} = f(d)$, а також для виготовлення тонких фольг з об'ємного матеріалу InSb для вивчення дефектної структури порушеного шару методом просвічуючої електронної мікроскопії в роботі [68]. Показано, що полірувальний протравлювач СР-4 складу $\text{NH}_3:\text{HF}:\text{CH}_3\text{COOH} = 5:3:3$ для InSb має значну швидкість полірування і це унеможливує фіксування появи тонкої фольги InSb, придатної для проведення структурних досліджень методом просвічуючої електронної мікроскопії. Крім того, поверхня InSb після протравлювання має вигляд «апельсинової шкірки», тобто значного мікрорельєфу, що утруднює інтерпретацію картин дифракції та унеможливує коректний аналіз експериментальних результатів просвічуванням електронами досліджуваної ділянки зразка. Для поліпшення якості обробки поверхні зразків малої товщини в розчин введено винну кислоту та перекис водню, що забезпечило стабільність і надійність отриманих результатів. Поверхня зразків InSb (111)В була вільною від мікрорельєфу типу «апельсинової шкірки». Дзеркально-гладка поверхня пов'язана зі згладжувальними властивостями винної кислоти. При травленні поверхні (111)А відбувається селективне травлення, зумовлене наявністю дислокацій, і тому протравлювач можна використовувати для ідентифікації полярних сторін (111)А та (111)В в InSb. Наклеювання зразків на несучі підкладки рекомендується здійснювати парафіном, оскільки інші захисні матеріали, такі як піцеїн, лак ХСЛ, призводять до розтріскування зразків внаслідок підвищеної крихкості InSb. Використання несучих фторопластових підкладок є неприпустимим для InSb, тому що спричиняє вигин і розтріскування тонких зразків InSb. Стоншення зразків рекомендується проводити наступним чином. Досліджувану поверхню захищають лаком ХСЛ для запобігання утворення на ній подряпин при абразивній обробці тильної сторони зразка. Шліфуванням тильної сторони порошком КЗМ-4-7 доводять зразок до товщини 120–100 мкм. Зі шліфованої сторони здійснюють розрізання пластин алмазною голкою на окремі зразки потрібного розміру. Потім їх відмивають у гарячому толуолі і наклеюють парафіном на поліровані до 12 класу чистоти сапфірові несучі підкладки шліфованою стороною доверху. Краї зразків захищають парафіном так, щоб вільною залишилась центральна частина зразка, і проводять операцію його хімічного стоншення.

2.5.2. Безабразивний спосіб підготовки підкладок

У роботах [22, 56, 59-62] розглянуто фізико-хімічний та матеріалознавчий аспекти підготовки поверхні InSb для формування діодних структур. Так, наприклад, у [56, 59, 60] наголошено на тому, що через особливості дефектоутворення при абразивних операціях обробки поверхні підкладок (механічне розрізання, шліфування і полірування) та

низькі міцнісні характеристики InSb, засоби підготовки поверхні пластин InSb для виготовлення p - n переходів за аналогією з обробкою кремнієвих пластин і з використанням того ж технологічного обладнання не забезпечують збереження їх електрофізичних параметрів, характерних для зливкового матеріалу. Наявність механічних напружень у приповерхневій області InSb, як правило, призводить до генерації протяжних дефектів (дислокацій) внаслідок процесу термоциклювання, що є звичайним режимом охолоджуваного фотодіода. Дислокації зумовлюють зміну вихідних параметрів фотодіода, тобто деградацію. Особливо небезпечним є генерація зон механічних напружень на ростових дефектах підкладок InSb при їх механічній обробці завдяки впливу ефекту дальності [44, 59]. Використання іонів масою до 14, малих доз $\leq 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ та енергій іонів $\leq 50 \text{ кеВ}$ дозволяє суттєво знизити явище свелінгу в InSb, зменшити рівень механічних напружень та густину протяжних дефектів, що виникають при термообробці іонно-легованих структур. Для з'ясування впливу способів підготовки поверхні підкладок InSb, призначених для іонної імплантації берилію або магнію, було реалізовано два технологічні маршрути їх виготовлення. Один з них включав відрізання пластин товщиною 0,8 мм від зливка алмазним диском. У подальшому підготовка поверхні здійснювалась шляхом використання традиційних стадій абразивного шліфування, полірування алмазними пастами, хіміко-механічного полірування (ХМП) та хімічного травлення або хіміко-динамічного полірування. Інший – безабразивний маршрут виготовлення поверхні підкладок InSb [59], абразивною операцією була лише операція відрізання пластин товщиною 1,5 мм алмазним диском, потім здійснювалося глибоке хіміко-динамічне травлення з обох боків із зняттям шару товщиною 150–200 мкм. Наступна операція – хіміко-механічне (без застосування абразиву) полірування зі зняттям шару 25–30 мкм. Фінішну обробку поверхні проводили хіміко-динамічним поліруванням (ХДП) з використанням полірувального протравлювача, виготовленого на основі перекису водню, плавикової та винної кислот [60, 61], із зняттям шару ~ 20 мкм з кожного боку пластини. Імплантація іонів Be^+ або Mg^{++} проводилась при охолодженні підкладок InSb до температури рідкого азоту або при кімнатній температурі. Енергія іонів змінювалась в межах $E = 40\text{--}80 \text{ кеВ}$, а доза в межах $\Phi_1 = 9,6 \cdot 10^{12}\text{--}1,9 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Процес відпалу був стаціонарним при $T = 350\text{--}375 \text{ }^\circ\text{C}$ упродовж 25 хв у квазібоксі з порошком InSb. Для з'ясування механізму генерації дефектів при безабразивному маршруті виготовлення підкладок InSb, імпантованих іонами Mg^+ з $E = 80 \text{ кеВ}$, $\Phi = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ при 77 К, травленням створювались сходинки до глибини 80 мкм з подальшим формуванням анодного оксиду товщиною 0,1 мкм і нанесених методом напилення у вакуумі алюмінієвих контактних площадок діаметром 0,5 мм. Вольт-фарадні характеристики МДН структур вимірювались на частотах 1 МГц як на сходинках опромінених зразків, так і на неопроміненій підкладці за методикою знаходження параметрів центрів, викладеною в [49]. Установлено, що після термовідпалу глибокі рівні радіаційного походження рееструються на відстані від поверхні $\sim 3,5$ мкм. У підкладках, поверхня яких готувалася з використанням абразивних операцій за традиційними маршрутами, глибокі рівні радіаційного походження виявляються на глибині 8,5 мкм. Показано, що p^+ - n переходи, виготовлені імплантацією поверхні InSb за кімнатної температури, гірші, ніж у випадку охолодженої мішені (InSb) до азотної температури. Такий висновок зроблено при вимірюванні напруги пробою 3–5 В та ~ 1 В за температури мішені 77 та 300 К відповідно. Суттєво погіршується також коефіцієнт неідеальності ВАХ переходів зі значення $\beta = 1,4$, характерного для діодів, сформованих при температурі мішені 77 К, у порівнянні з $\beta = 1,7$ у діодах з температурою мішені 300 К. Така відмінність у ВАХ пояснюється збільшенням концентрації глибоких рівнів в області просторового заряду (ОПЗ) p^+ - n переходів, виготовлених іонною імплантацією при 300 К. Показовими є результати дослідження часу життя ННЗ у підкладках n -InSb з концентрацією електронів $n = (1,8\text{--}2,0) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ при $T = 77 \text{ К}$ і різних технологічних маршрутах їх виготовлення: традиційний з використанням

абразивного матеріалу в процесі планаризації поверхні та безабразивний, при якому абразив використовується лише на стадії відрізання пластин від зливка. Час життя ННЗ визначався за релаксацією кривої фотопровідності, збудженої лазерним наносекундним імпульсом з $\lambda = 0,8$ мкм. Для традиційної абразивної планаризації поверхні пластини після ХМП час життя ННЗ становив $\tau = 0,37$ мкс, а після ХДП – $0,22$ мкс. Тобто фінішна операція не покращила значення τ після обробки пластини ХМП. При планаризації поверхні пластини за безабразивним маршрутом час життя після обробки ХМП становив $0,51$ мкс, а після фінішного ХДП $\sim 0,42$ мкс. Це майже у два рази більше, ніж при традиційному способі планаризації. Безабразивний маршрут підготовки поверхні підкладок InSb закладає основи для реалізації іонно-імплантованих переходів з високою ампер-ватною чутливістю. Зауважимо, що час життя ННЗ обернено пропорційний до концентрації дефектів у досліджуваній приповерхневій області на глибині $d = 1/\alpha$, де α – коефіцієнт поглинання лазерного випромінювання. При кімнатній температурі для довжини хвилі $0,8$ мкм $\alpha \cong 2 \cdot 10^4$ см⁻¹ [1], тоді інформаційна глибина становить $d \cong 0,5$ мкм. Тобто вимірювання τ при різних технологічних маршрутах дає можливість контролювати кожну операцію маршруту і проводити його оптимізацію. У табл. 5 наведено параметри ВАХ InSb фотодіодів при $T = 77$ К, виготовлених на основі підкладок *n*-InSb кристалографічної орієнтації (100) при різних технологічних режимах. Обробка підкладок здійснювалася лише за безабразивним маршрутом. Параметри, наведені у табл. 5, знаходили з графічних результатів роботи [22]. Відмітимо, що технологічні операції виготовлення іонно-імплантованих діодів суттєво відрізняються від аналогічних операцій базової технології, а саме: енергією імплантації, відсутністю захисного (капсулюючого) шару SiO₂, способом проведення стаціонарного відпалу та температурою мішені для № 4 (див. табл. 5). Щодо енергії імплантації, вона менша за типові значення для іонів Mg⁺ 100–200 кеВ, але більша за енергію імплантації іонів Be⁺ (типове значення становить 30–40 кеВ). Параметри прямих ВАХ фотодіодів, виготовлених дифузійним способом, є найкращі – реалізується переважно дифузійний струм. Іншим способом за якістю виготовлення є імплантація іонів Be⁺. Найгірші значення параметрів J_0 та R_0A є у діодах, виготовлених імплантацією іонів Mg⁺ при температурі мішені 300 К. Аналогічний висновок зроблено також для струму J_1 . Дифузійний спосіб виготовлення діодів дозволяє реалізувати темнові струми, що відповідають критерію VLIP режиму. Це також стосується діодів, виготовлених імплантацією берилію. При цьому велике значення m для зворотних ВАХ у діапазоні напруг зміщення $0,1$ – $1,0$ В однозначно вказує на реалізацію передпробійного режиму, що не повинно бути для вихідних концентрацій електронів у підкладці *n*-InSb. У випадку дифузійного струму при зворотному зміщенні для діодів, виготовлених дифузією Cd, зворотна ВАХ мала б вийти на насичення у дослідженому діапазоні напруг [1]. Різке зростання зворотної ВАХ може зумовлюватись локальними ділянками в ОПЗ діода, крізь які протікають надлишкові струми, що спостерігалось, наприклад, у дифузійних InAs *p-n* переходах [63–65]. Додатковим підтвердженням цієї версії є значення ефективної напруги пробою U_B^* . Вона характеризує локальний пробій по площі переходу в місцях підвищеної концентрації електронів, наприклад дислокацій з домішковими атмосферами або інших протяжних дефектів, що пронизують ОПЗ переходу. Ці факти вказують на недосконалість межі дифузійного *p-n* переходу. Мала напруга пробою U_B^* для іонно-імплантованих фотодіодів, виготовлених за технологічними режимами №2 та №3 (див. табл. 5), а також значення $m > 0,5$ свідчать про те, що темновий струм при зворотному зміщенні може визначатись локальними дефектними ділянками в ОПЗ. Для таких неоднорідних *p-n* переходів, як це показано в [57, 66], характерним є надлишковий темновий шум типу $1/f$, що унеможливує реалізацію VLIP режиму.

Таблиця 5. Параметри ВАХ InSb фотодіодів при 77 К [22].

№ пп	Режими виготовлення	J_0 , А/см ²	R_0A , Ом·см ²	β	J_1 , А/см ²	m	U_B^* , В
1.	Дифузія кадмію. Режим дифузії не наведено	$9,0 \cdot 10^{-11}$	$8,2 \cdot 10^7$	1,1	$2,3 \cdot 10^{-7}$	4,2	~1,0
2.	Імплантація іонів Ве. $E_1 = 80$ кеВ, $\Phi_2 = 1 \cdot 10^{14}$ см ⁻² при стаціонарному відпалі $T = 375$ °С упродовж 25 хв. $T_M = 300$ °С	$1,1 \cdot 10^{-7}$	$9,7 \cdot 10^4$	1,5–1,7	$1,4 \cdot 10^{-6}$	0,7	~1,0
3.	Імплантація іонів Mg ⁺⁺ за тими ж режимами, що і у № 2 при $T_M = 300$ °С.	$4,4 \cdot 10^{-7}$	$2,6 \cdot 10^4$	1,7	$4,4 \cdot 10^{-6}$	0,8	~0,5
4.	Імплантація іонів Mg ⁺⁺ за тими ж режимами, що у № 2 при $T_M = 77$ К	$8,9 \cdot 10^{-7}$	$1,0 \cdot 10^4$	1,4	$4,4 \cdot 10^{-6}$	0,5	5,0

Примітка. Параметри J_0 та β для прямої ВАХ $J = J_0 \exp(eU/\beta kT)$. Параметр R_0A визначено за формулою $R_0A = (\beta kT/eJ_0)$. Для зворотної ВАХ m – показник степеня в діапазоні зворотних напруг 10–100 мВ. J_1 – густина зворотного струму при $U = -0,1$ В, U_B^* – напруга пробою, яка визначалась при $J = 4,4 \cdot 10^{-4}$ А/см². Відмітимо, що напруга пробою U_B , як правило, визначається при $J = 1,0$ А/см² [67], але експериментальні дані для таких значень J в роботі [22] не наведено. Активна площа діодів становила $A = 150 \times 150$ мкм² = $2,25 \cdot 10^{-4}$ см².

Таким чином, впливає, що значення густини темного струму при нарузі зворотного зміщення $U = -0,2$ В є необхідним, але недостатнім параметром контролю якості переходів. Для більш надійного їх відбору з метою реалізації BLIP режиму слід вимірювати як шумові характеристики, так і напруги пробою p^+ - n переходів. Значення параметрів для зворотної ВАХ переходів, виготовлених імплантацією іонів Mg⁺ в охолоджувану мішень, свідчать, що механізм проходження струму як при прямих, так і зворотних напругах зміщення є переважно генераційно-рекомбінаційним. Високе значення ефективної напруги пробою $U_B^* = 5$ В вказує на малу концентрацію протяжних дефектів в ОПЗ переходів, генерованих іонною імплантацією іонів Mg⁺. Оскільки стаціонарні термовідпали для технологічних режимів №2–№4 були однаковими, це свідчить про доцільність їх використання при відпалі радіаційних дефектів. Для іонної імплантації Ве та Mg при кімнатній температурі в ОПЗ переходів генеруються протяжні та точкові дефекти значно більшої концентрації, що зумовлено зміною фізико-механічних властивостей.

3. АЛЬТЕРНАТИВНІ ДЖЕРЕЛА ІОННОЇ ІМПЛАНТАЦІЇ

Оскільки берилій та його сполуки є сильно токсичними речовинами, особливо у газовій фазі, всі роботи з його використанням згідно з вимогами техніки безпеки повинні проводитись в ізольованих одноповерхових приміщеннях. Технологічні операції при роботі з берилієм повинні бути максимально герметизованими, а обслуговуючий персонал повинен мати спецодяг (пневмокостюми). Перераховані вище особливості берилієвої іонної імплантації суттєво впливають на вартість виробів, що зумовлює пошук інших методів виготовлення InSb фотодіодів. Як альтернативу використовують імплантацію іонів магнію і цинку як акцепторів для формування p^+ - n переходів, а також іонів сірки, хлору для виготовлення n^+ - p переходів. У роботах [20, 22, 59] повідомлялось про виготовлення якісних InSb фотодіодів імплантацією іонів магнію. У табл. 5 наведено їх електрофізичні параметри при використанні різних температур мішені. Аналіз даних для прямої ВАХ вказує на певну перевагу імплантації при 300 К, проте коефіцієнт випрямлення та ефективна напруга пробою майже в чотири рази гірші, ніж у p^+ - n -переходах, виготовлених при температурі мішені 77 К. Одним із суттєвих технологічних недоліків у виготовленні InSb p^+ - n переходів методом іонної імплантації берилію є стабільність профілю імплантованої домішки при порівняно високих (~450 °С) температурах термовідпалу, що унеможливорює виведення межі переходу

із зони радіаційних дефектів. У той же час термовідпал іонно-імплантованих берилієм p^+-n переходів в інших матеріалах групи A_3B_5 призводить до суттєвої залежності його профілю від температури термовідпалу [35]. Імплантаційний профіль цинку n -InSb залежить від термовідпалу [26-28]. Термовідпал зразків проводили при 350 або 400 °C упродовж 15 хв при захищеній поверхні зразків. Установлено, що в інтервалі температур мішені 20–200 °C не виявлено впливу на ефективність активації легуючої домішки. З подальшим збільшенням температури мішені спостерігається різке зменшення концентрації, що свідчило про суттєве зменшення її активації і пояснювалось ревіпаруванням цинку з приповерхневої області підкладки при температурах мішені >200 °C. Експериментально було показано, що термовідпал підкладок без іонно-легованого цинком шару не призводить до конверсії типу провідності у досліджуваному інтервалі температур мішені.

У роботах [31, 32] розглянуто інший підхід у виготовленні методом іонної імплантації InSb фотодіодів – формування n^+-p переходу в p -InSb імплантацією іонів сірки, хлору або фтору. Як підкладки для імплантації іонів сірки використовувався монокристалічний матеріал p -InSb:Ge орієнтації (111) з концентрацією дірок $p \sim 10^{12} - 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Дослідження процесу формування n^+ -шарів було проведено на високоомному матеріалі з $p \cong 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$, а для формування n^+-p переходів використовувався матеріал з $p = 2 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Поверхня підкладок виготовлялась за стандартним технологічним маршрутом механічного шліфування і полірування, а порушений шар стравлювався хімічним поліруванням [31]. Після фінішної хімічної обробки поверхні підкладок захищались шаром SiO_2 . Захисний шар покривався тонкою металевою плівкою, яка виконувала роль маски із сформованими в ній і захисному шарі методами фотолітографії вікнами, крізь які здійснювалась імплантація. Енергія іонів сірки становила 40 кеВ, а доза змінювалась у межах $1,25 \cdot 10^{16} - 5,25 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ при температурі мішені 290 °C. Електрофізичні властивості n^+ -шарів досліджувались методом Ван-дер-Пау. Установлено, що малий ступінь розупорядкування імплантованих n^+ -шарів відповідає дозам $(1,25 - 6,25) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Значення коефіцієнта неідеальності $\beta \cong 1,23$ прямої ВАХ близький до дифузійного, у той же час зворотний струм характеризується степеневою залежністю $J \sim U^m$ з $m = 0,52$, що вказує на реалізацію генераційного струму. Високе значення напруги пробою $U_B = 10 - 12 \text{ В}$ однозначно свідчить про високу якість електричної межі n^+-p переходів. Вимірювання ВФХ переходів показало різкий характер розподілу легуючої домішки сірки в ОПЗ, тобто експериментальні ВФХ апроксимувались прямою в координатах C^2-U . Малі значення зворотних темнових струмів указують на несуттєвий внесок струмів поверхневого витоку у загальний темновий струм n^+-p переходів. Щодо критерію відповідності значення зворотного струму ВЛІР режиму, кращі зразки при $U = -0,2 \text{ В}$ мають густину струму $8 \cdot 10^{-8} \text{ А/см}^{-2}$ при 77 К, що майже на два порядки менша за густину струмів, необхідних для реєстрації ВЛІР режиму [5]. У роботі [32] досліджується імплантація іонів сірки, хлору та фтору в підкладки p -InSb з метою виготовлення n^+-p переходів та можливість регулювати тип заряду у діелектричному шарі ZnS або SiO_2 і його вплив на струми витоку МДН структур. Іонна імплантація зазвичай проводиться крізь плівку ZnS з енергією більшою ніж 100 кеВ і дозою $(1,25 - 6,25) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Іонно-імплантовані зразки відпалювались при температурі 350–360 °C упродовж 30 хв. Установлено, що безпосередньо після імплантації іонів тип провідності не конвертується, а лише термовідпал зразків призводить до конверсії імплантованих шарів. Установлено, що в діелектричних шарах ZnS, SiO_2 після імплантації іонів сірки та кремнію формується позитивно заряджений вбудований заряд, але тільки після термовідпалу структур. Опромінення діелектричних шарів ZnS та SiO_2 іонами хлору та фтору, а також їх відпал формують вбудований негативний заряд. Таким чином, установлено можливість регулювати тип вбудованого заряду на межі МДН структур ZnS/InSb або SiO_2 /InSb, що дозволяє зменшувати струми витоку у n^+-p переходах, які виникають внаслідок формування небажаних інверсних шарів. У табл. 6 наведено основні технічні параметри фотодіодів, виготовлених імплантацією берилію в n -InSb приладної якості.

Таблиця 6. Параметри InSb фотодіодів при 77 К, виготовлених іонною імплантацією берилію. $T_{\text{АЧТ}}$ – температура абсолютно чорного тіла.

№ п/п	Режими імплантації	A , см ²	J_0 , А/см ²	β	R_0A , Ом·см ²	$J(U = -0,2 \text{ В})$, А/см ²	m	U_B^* , В	S_b , А/Вт	D_{λ}^* , см·Гц ^{1/2} ·Вт ⁻¹	Виробник
1.	Енергія 200 кеВ, доза $5 \cdot 10^{14}$ см ⁻² , n -InSb(100), $n \cong 3 \cdot 10^{14}$ см ⁻³ , стаціонарний, відпал 375 °С, 30 хв	$2 \cdot 10^{-3}$, планар.	$6 \cdot 10^{-7}$	1,7	$1,9 \cdot 10^4$	$6,5 \cdot 10^{-6}$	0,8	~4,0	–	$2 \cdot 10^{12}$, $\lambda_{\text{max}} = 5,3$ мкм, $\Theta = 20^\circ$, $T_{\text{АЧТ}} = 500$ К, $f = 500$ Гц	Lincoln. Labor., США, 1975, [20]
2.	Енергія 100 кеВ, доза $5 \cdot 10^{14}$ см ⁻² , n -InSb(100), $n \cong 2 \cdot 10^{14}$ см ⁻³	$7,9 \cdot 10^{-3}$, планар.	$1,2 \cdot 10^{-6}$	1,7	$2,2 \cdot 10^3$	$3 \cdot 10^{-6}$	0,8	7,0–8,0	–	–	Новосибирский Институт физики полу- проводников, Россия, 1990, [21]
3.	Енергія 40 кеВ, доза 10^{14} см ⁻² , n -InSb(100), $n \cong (1-2) \cdot 10^{14}$ см ⁻³	$2,5 \cdot 10^{-5}$, планар.	$8,0 \cdot 10^{-8}$	1,5	$1,3 \cdot 10^5$	$2,7 \cdot 10^{-7}$	0,6	6,0–7,0	3,0	$2,5 \cdot 10^{11}$, $\lambda_{\text{max}} = 5,2$ мкм $\Theta = 60^\circ$, $T_{\text{АЧТ}} = 500$ К, $f = 800$ Гц	ОАО «Московский з-д «Сапфир», Россия, 1999, [5, 41, 42]
4.	Енергія 100 кеВ, доза 10^{14} см ⁻² , n -InSb, $n \cong (1-1,6) \cdot 10^{15}$ см ⁻³	$9 \cdot 10^{-6}$, планар.	$3,3 \cdot 10^{-7}$	1,33	$5 \cdot 10^4$	$1,1 \cdot 10^{-5}$	–	–	–	–	Kidron MRC, Israel, 1993, [74]

4. НОВІ НАПРЯМИ ВИГОТОВЛЕННЯ ФОТОДІОДІВ

Аналіз літератури з перспективних розробок InSb методом іонної імплантації виявив принаймні два принципово нових напрями. Один із них пов'язаний з розробкою матричних фотоприймальних пристроїв, що освітлюються крізь прозору для ІЧ випромінювання 3,6–5,4 мкм підкладку [69]. Прозорість підкладки пояснюється реалізацією ефекту Бурштейна–Мосса в сильнолегованих підкладках, у яких оптична ширина забороненої зони збільшується до значення, яке можна оцінити за відомим виразом $\lambda_{0,1} = 1,24/F_{\text{опт}}$, де $\lambda_{0,1}$ – значення лівої межі спектральної fotocутливості діода, що відповідає лівій межі пропускання підкладки. На такій сильнолегованій підкладці кристаліграфічної орієнтації (111)А методом рідкофазної епітаксії було вирощено монокристалічний шар *n*-InSb товщиною ~16 мкм з концентрацією електронів $n = (3-4) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$. Товщина підкладки становила 350 мкм з концентрацією електронів $n^+ = 1,5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Поверхня підкладки оброблялась за стандартним технологічним маршрутом. Вихідна поверхня шару мала дзеркально-гладкий вигляд після вирощування, а основними дефектами поверхні були сходинок росту висотою 0,3–0,5 мкм. Крім того, на окремих ділянках шару спостерігались дефекти протяжністю ~10 мкм і густиною ~10 см⁻², що дозволило провести процеси іонної імплантації берилієм і фотолітографії без спеціальної хімічної обробки поверхні, крім травлювання власних оксидів. Були виготовлені 64-елементні лінійки розміром 150×150 мкм і кроком 180 мкм за серійною технологією ВАТ «Московский завод «Сапфир». У подальшому лінійки фотодіодів збирали у капсули і досліджували їх основні параметри. Результати випробувань ВАХ вказували на ідентичність їх поведінки до ВАХ зразків, серійно виготовлених на основі об'ємного матеріалу InSb марки ИСЭ-2 (див. табл. 1) з кристаліграфічною орієнтацією (100). Струмова напруга відсічки була 0,12 В, диференціальний опір перевищував 10⁷ Ом, а напруга пробою становила 3,5 В. Значення порогової чутливості в максимумі спектральної fotocутливості ($\lambda_{\text{max}} = 4,2-4,6$ мкм) як при освітленні чутливих елементів з боку підкладки, так і при фронтальному освітленні з боку fotocутливих елементів було майже однаковим і становило $P_{\text{пор}} = (0,8-0,9) \cdot 10^{-11}$ Вт, що відповідало середньому значенню у серійних лінійках. Досліджувались спектральні характеристики fotocутливості у трьох варіантах освітлення чутливих елементів – з боку чутливих елементів, крізь сильнолеговану підкладку та з використанням охолодженого фільтра InAs, який розміщено з боку fotocутливих елементів. Установлено, що спектр fotocутливості фотодіодів був ідентичним у 2-му та 3-му варіантах освітлення. Короткохвильовий край fotocутливості по рівню 0,1 від максимальної зростає від $\lambda_{0,1} = 3,8$ мкм до $\lambda_{\text{max}} = 4,3$ мкм і спадає від $\lambda_{\text{max}} = 4,6$ мкм до $\lambda_{0,1} = 5,4$ мкм довгохвильової області спектра fotocутливості. Положення максимальної fotocутливості знаходилось у діапазоні $\lambda_{\text{max}} = 4,3-4,6$ мкм. При освітленні з боку fotocутливих елементів (варіант 1) короткохвильова fotocутливість мала постійну складову у діапазоні $\Delta\lambda = 1,2-2,4$ мкм довжин хвиль, а при $\lambda > 2,4$ мкм спостерігався плавний ріст fotocутливості до $\lambda_{\text{max}} = 4,3$ мкм. Положення максимуму fotocутливості в його довгохвильовій області $\lambda > \lambda_{\text{max}}$ було таким же, як і у випадку освітлення фотодіодів у варіантах 2 і 3. Використання сильнолегованої підкладки дає можливість регулювати спектр пропускання ІЧ випромінювання, що дозволяє повністю замінити InAs охолоджувальний фільтр і значно спростити технологію збирання та конструкцію капсульованих лінійок фотодіодів. Збільшення товщини структури *n*⁺-*n* типу за рахунок *n*⁺-області суттєво підвищить процент виходу придатних гібридизованих fotocутливих пристроїв завдяки механічному зміцненню структури з фотодіодами (лінійок, матриць). Суттєво зменшується ймовірність генерації дефектів механічного походження в активній області фотодіодів, що зумовить також і покращення їх робочих характеристик, оскільки відсутня необхідність стоншення базової області з використанням механічних абразивних обробок. Таким чином, робота [69] вказує на нові можливості виготовлення

гібридизованих лінійок і матриць InSb фотодіодів з поліпшеними параметрами і більш спрощеної конструкції.

Другим перспективним напрямом виготовлення InSb фотодіодів є використання методу молекулярно-пучкової епітаксії (МВЕ) для виготовлення монолітних матриць фотодіодів [6, 9, 70-73, 75]. Основна ідея полягає у вирощуванні InSb на альтернативних підкладках Si або GaAs, що відкриває можливість освітлювати фоточутливі елементи крізь прозору для ІЧ випромінювання 3–5 мкм підкладку. Основний недолік методу – неузгодження за параметрами кристалічних ґраток InSb та GaAs або Si, яке становить 14,5 і 19% відповідно. Безпосереднє вирощування шарів InSb на цих підкладках приводить до виникнення дефектів в активній області фотодіодів, що суттєво погіршує їх технічні характеристики. Тому методом МВЕ в одному технологічному процесі вирощується буферний шар, далі на ньому формується перехідний шар сильнолегованого InSb і тільки після цього виготовляються шари активної області фотодіода: нелегованого InSb n -типу з $n = (0,5-6,0) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ і тонкого шару сильнолегованого p^+ -типу. У [73] повідомляється про отримання параметра $R_0A = 100 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$ (77 К) в InSb $p^+ - n$ переходах, вирощених методом МВЕ на підкладках GaAs, причому автоепітаксійні переходи, виготовлені на підкладках n -InSb, мали значення $R_0A = 2,5 \cdot 10^5 \text{ Ом} \cdot \text{см}^2$.

5. ВИСНОВКИ

1. Узагальнено літературні дані з технології InSb фотодіодів, виготовлених методом іонної імплантації берилію в підкладки n -InSb. Проаналізовано вплив основних технологічних операцій при іонній імплантації берилію та магнію в n -InSb, а також способи обробки поверхні підкладок n -InSb, режими імплантації іонів (енергію, дозу, температуру мішені), термовідпал радіаційних дефектів та активацію легуючих домішок.

2. Запропоновано модель конверсії типу провідності n -InSb при термообробці.

3. Розглянуто методи виготовлення фотодіодів з використанням альтернативних джерел іонної імплантації (магнію, цинку, сірки) та наведено їх основні параметри.

4. Проаналізовано перспективні напрями виготовлення InSb фотодіодів.

A.V. Sukach, V.V. Tetyorkin, I.M. Matiyuk, A.I. Tkachuk

InSb Photodiodes (Review, Part I)

The current state of development of InSb photodiodes prepared using ion implantation method has been considered. Specific features of formation of disordered layer depending on the mass of ions, their energy and dose radiation have been analyzed. The conclusions on the effectiveness of stationary and pulsed photon annealings of radiation damages have been made. The results of studying the annealing on transformation of electrical and photoelectric properties and characteristics of the initial InSb have been presented. A model of the conductivity type conversion caused by thermal annealing of n -InSb has been proposed. The carrier transport mechanisms in InSb photodiodes produced using ion implantation have been analyzed, and conclusions on the nature of excessive currents has been made.

Keywords: InSb photodiode, ion implantation, damage layer, excessive tunneling current, $p-n$ heterojunction.

1. Рогольский А. *Инфракрасные детекторы*. Новосибирск: Наука, 2003. 636 с.
2. *Indium Antimonide Detectors. Catalog Teledyne Judson Technologies*. 2015. P. 12–15.
3. *InSb Photovoltaic Detectors. Catalog Hamamatsu Photonics K. K.* 2015. P. 1–5.
4. Tetyorkin V.V., Sukach A.V., Tkachuk A.A. Infrared photodiodes on II-VI and III-V narrow gap semiconductors. In: *Photodiodes – from Fundamentals to Applications*. Ed. prof. Ilgu Yun. Vienna: InTechopen, 2012. P. 403–426.

5. Астахов В.П., Гиндин П.Д., Карпов В.В. и др. Результаты разработки фотодиодов на InSb с ультранизкими темновыми токами для высокочувствительных ПЗС. *Прикладная физика*. 1999. №2. С. 73–79.
6. Ashley T., Dean A.B., Elliott C.T. et al. Molecular-beam of homoepitaxial InSb photovoltaic detectors. *Electron. Lett.* 1988. **24**, No. 20. P. 1270–1272.
7. Sun Tai-Ping, Lee Si-Chen, Yang Cheng-Jeen. The current leakage mechanism in InSb $p^+ - n$ diodes. *J. Appl. Phys.* 1990. **67**, No. 11. P. 7092–7097.
8. Лазарев Ф.П. *Опτικο-электронные приборы наведения летательных аппаратов*. М.: Машиностроение, 1984. 480 с.
9. Koichiro Ueno, Edson G. Camargo, Yoshifumi Kawakami, Yoshitaka Moriyasu, Kazuhiro Nagase and Naohiro Kuze, A novel InSb photodiodes infrared sensor operating at room temperature. *Mater. Res. Symp. Proc.* 2006. **891**. P. 0891-EE06-03.1–03.6.
10. Александров С.Е., Гаврилов Г.А., Капралов А.А. и др. Моделирование характеристик газовых сенсоров на основе диодных оптопар среднего ИК-диапазона спектра. *ЖТФ*. 2009. **79**, №2. С. 112–118.
11. Горелик Л.И., Кортиков М.В., Полесский А.В. и др. Тепловизионный прибор для спектрального диапазона 3–5 мкм на основе фотоприемного устройства из антимонида индия. *Прикладная физика*. 2010. №2. С. 116–119.
12. *Физика визуализации изображений в медицине*. Под ред. С. Уэбба. М.: Мир, 1991. 408 с.
13. Болтарь К.О., Власов П.В., Ерошенков В.В., Лопухин А.А. Исследование фотодиодов с токами утечки в матричных фотоприемниках на основе антимонида индия. *Прикладная физика*. 2014. №4. С. 45–50.
14. Лопухин А.А., Степанюк В.Е., Таубкин И.И. и др. Исследование влияния светового отжига на свойства матричных фотоприемных структур на основе антимонида индия. *Прикладная физика*. 2014. №6. С. 56–59.
15. Балиев Д.Л., Болтарь К.О., Власов П.В. и др. Матричное фотоприемное устройство на основе антимонида индия формата 640×512 с шагом 15 мкм. *Прикладная физика*. 2014. №2. С. 41–44.
16. Павлов П.В., Данилов Ю.А., Туловчиков В.С. Морфологические и структурные изменения InSb при ионной бомбардировке. *Доклады АН СССР*. 1979. **248**, №5. С. 1111–1113.
17. Данилов Ю.А., Туловчиков В.С. Аномальное радиационное разупорядочение антимонида индия при ионной имплантации. *ФТП*. 1980. **14**, №1. С. 197–200.
18. Герасимов А.И., Михеева Е.В., Павлов П.В., Тетельбаум Д.И. Структурно-фазовые изменения в антимониде индия при ионной бомбардировке. *Физика и химия обработки материалов*. 1984. №2. С. 49–54.
19. Данилов Ю.Ф., Максимов С.К., Павлов П.Б. и др. Связь структурных изменений в антимониде индия с условиями процесса ионного внедрения. *Электронная техника*. Серия 7 ТОПО. 1982. Вып. 1 (110). С. 15–17.
20. Hurwitz C.E. and Donnelly I.P. Planar InSb photodiodes fabricated by Be and Mg ion implantation. *Solid-State Electron.* 1975. **18**, No. 9. P. 753–756.
21. Герасименко Н.Н., Гузев А.А., Курьшев Г.В. и др. Применение методов ионного легирования p-n-переходов на InSb и InAs. Новосибирск: Институт физики полупроводников СО АН СССР, 1991. 40 с. (Препринт-2. Институт физики полупроводников СО АН СССР.)
22. Астахов В.П., Туловчиков В.С., Перевошиков В.А. и др. Материаловедческие особенности создания ионно-планарных фоточувствительных структур на монокристаллах InSb. *Прикладная физика*. 2002. №1. С. 118–128.
23. Астахов В.П., Астахов М.В., Карпов В.В., Якимов Е.Б. Исследование планарных фотодиодных структур на кристаллах InSb методом наведенного тока. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2007. №1. С. 50–54.
24. Максимов А.Д. Усовершенствование и унификация базовой имплантационной технологии фотодиодов из антимонида индия: автореф. дис. канд. хим. наук. М., 2012. 25 с.
25. Астахов В.П., Карпов В.В., Крапучин В.В. и др. Исследование планарных фотодиодных структур на пленках InSb, полученных на сапфире методом продольной кристаллизации. *Прикладная физика*. 2008. №3. С. 144–117.
26. Богатырев В.А., Качурин Г.А., Смирнов Л.С. Диффузия цинка из имплантированных слоев антимонида индия. *ФТП*. 1978. **12**, №5. С. 878–880.
27. Богатырев В.А., Качурин Г.А. Отжиг дефектов в антимониде индия после ионной бомбардировки. *ФТП*. 1977. **11**, №7. С. 1360–1363.
28. Богатырев В.А., Гаврилов А.А., Качурин Г.А. и др. Электрические и фотоэлектрические свойства p-n-переходов на InSb, полученные внедрением ионов цинка с последующей диффузионной разгонкой. *ФТП*. 1978. **12**, №11. С. 2106–2109.
29. Богатырев В.А., Качурин Г.А., Смирнов Л.С. Внедрение ионов в антимонид индия при повышенных температурах. *ФТП*. 1978. **12**, №1. С. 102–105.

30. Бирюлин П.В., Туринов В.И., Якимов Е.Б. Исследование фотодиодных линеек на InSb. *ФТП*. 2004. **38**, №4. С. 498–503.
31. Белотелов С.В., Коршунов А.Б., Смирницкий В.Б. и др. „Горячее” ионное легирование *p*-InSb серой (свойства *p-n*-переходов). *ФТП*. 1983. **17**, №11. С. 1923–1925.
32. А.с. 1563510 СССР. МПК 6: H01L 21/2565. Способ изготовления полупроводниковых приборов на антимониде индия. С.В. Белотелов, А.Б. Коршунов. № 4402911/25; заявл. 05.04.1988; опубл. 20.09.2001. Бюл. №26.
33. Курышев Г.Л., Мясников А.М., Ободников В.И. и др. Перераспределение бериллия в InSb и InAs при внедрении ионов и последующем отжиге. *ФТП*. 1994. **28**, №3. С. 439–442.
34. Скакун Н.А., Стоянова И.Г., Дикий Н.П. и др. Влияние интенсивности и дозы имплантированных ионов Mg на радиационные нарушения в InSb. *ФТП*. 1981. **15**, №10. С. 1910–1915.
35. Кольцов Г.И., Макаров В.В., Юрчук С.Ю. Профили распределения имплантированного бериллия в полупроводниковых соединениях $A^{III}B^V$. *ФТП*. 1996. **30**, №10. С. 1907–1916.
36. Jialu Liu, Tingting Zhang. Rapid thermal annealing characteristics of Be implanted into InSb. *Appl. Surf. Sci.* 1998. **126**, No. 2. P. 231–234.
37. Трохин А.С., Скакун Н.А., Стоянова И.Г. и др. Локализация атомов бериллия в кристаллической решетке антимонида индия при ионной имплантации. *Поверхность. Физика, химия, механика*. 1988. №8. С. 144–146.
38. Патент RU №2056671 С1. МПК7: H01L 21/265. Способ изготовления *p-n*-переходов на кристаллах антимонида индия. В.П. Астахов, В.Е. Барбон, В.В. Карпов и др.; №93033629/25; заявл. 28.06.1993; опубл. 20.03.1996.
39. Астахов В.П., Карпов В.В., Словчева Г.С., Талимов А.В. О возможностях увеличения токовой чувствительности фотодиодов на основе InSb. *Прикладная физика*. 2003. №3 С. 68–71.
40. Астахов В.П., Гиндин П.Д., Карпов В.В., Талимов А.В. Повышение термостойкости фотодиодов на InSb. *Прикладная физика*. 2002. №1. С 56–62.
41. Патент RU №2331950 С1. МПК7: H01L 31/18, H01L 21/265. Способ изготовления фотодиодов на кристаллах антимонида индия *n*-типа проводимости. В.П. Астахов, П.Д. Гиндин, Н.И. Евстафьева и др. № 2007105172/28; заявл. 13.02.2007; опубл. 20.08.2008.
42. Патент RU №2324259 С1. МПК7: H01L031/102. Фотодиод на антимониде индия. В.П. Астахов, П.Д. Гиндин, В.П. Ежов и др.; № 2006137783/28; заявл. 26.10.2006; опубл. 10.05.2008.
43. Артамонов А.В., Астахов В.П., Карпов В.В., Максимов А.Д. Особенности импульсного фотонного отжига дефектов, введенных в кристаллы InSb при имплантации ионов Be^+ . *Вестник МИТХТ*. 2012. **7**, №3. С 47–51.
44. Харахорин Ф.Ф., Полубояринова М.Ф., Виноградова В.Г. Влияние некоторых факторов на процесс изменения знака проводимости при термообработке *n*-InSb. *Изв. АН СССР. Неорганические материалы*. 1966. **2**, №1. С. 32–36.
45. Харахорин Ф.Ф., Аксенов В.В., Гомбарова Д.А. и др. К вопросу о механизме изменения знака проводимости при термообработке *n*-InSb. *Изв. АН СССР. Неорганические материалы*. 1966. **2**, №7. С. 1200–1205.
46. Stocker H.J. Diffusion solubility and electrical properties of copper in indium antimonide. *Phys. Rev.* 1963. **130**, No. 10. P. 2160–2167.
47. Верневиев Ф.Д., Голованов В.В. О природе термоакцепторов в InSb. *Изв. АН СССР. Неорганические материалы*. 1974. **10**, №6. С. 935–939.
48. Блаут-Блачев А.Н., Ивлева В.С., Пепик Н.И. и др. Изменение свойств *n*-InSb в процессе термообработки. *Изв. АН СССР. Неорганические материалы*. 1976. **12**, №9. С. 1663–1667.
49. *Свойства структур металл-диэлектрик-полупроводник*. Под ред. А.В. Ржанова. М.: Наука, 1976. 280 с.
50. Богатырев В.А., Качурин Г.А. Формирование низкоомных *n*-слоев на *p*-InSb импульсным лазерным облучением. *ФТП*. 1977. **11**, №1. С. 100–102.
51. Tetyorkin V., Sukach A., Krolevac N.M. Conductivity type conversion in *p*-CdZnTe under pulsed laser irradiation. *Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics*. 2014. **17**, No. 3. P. 281–294.
52. Foyt A.G., Lindey W.T. and Donnelly J.P. *n-p*-junction photodetectors in InSb fabricated by proton bombardment. *Appl. Phys. Lett.* 1970. **16**, No. 9. P. 335–337.
53. Madelung O. *Semiconductor-Basis Data*, 2nd resisted Edition. Berlin: Springer, 1996. 317 p.
54. <http://www.ioffe.ru/SVA/NSM/semicond/>
55. Стрельченко С.С., Лебедев В.В. *Соединения A^3B^5* . Справочник. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
56. Перевощиков В.А., Скупов В.Д. *Особенности абразивной и химической обработки поверхности полупроводников*. Нижний Новгород: ННГУ. 1992. 206 с.
57. Иващенко А.И., Слободчиков С.В. Об избыточных токах в *p-n*-переходах. *ФТП*. 1977. **11**, №10. С. 2010–2012.

58. Астахов В.П., Дудкин В.Ф., Кернер Б.С. и др. Механизмы взрывного шума *p-n*-переходов. *Микроэлектроника*. 1989. **18**, №5. С. 455–463.
59. Туловчиков В.С., Жарков Е.С. Спектры фотопроводимости монокристаллов InSb, легированного имплантацией ионов магния. *Неорганические материалы*. 2001. **37**, №11. С. 1313–1316.
60. Луфт Б.Д., Перевошиков В.А., Возмилова Л.Н. и др. *Физико-химические методы обработки поверхности полупроводников*. М., Радио и связь: 1982. 136 с.
61. Перевошиков В.А. Процессы химико-динамического полирования поверхности полупроводников. *Высокочистые вещества*. 1995. №2. С. 5–29.
62. Даниленко С.Г. Розробка травильних композицій та технологічних процесів формування полірованих поверхонь підкладок арсеніду та антимоніду індію для приладів ІЧ-техніки: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Київ, 2000. 15 с.
63. Сукач А.В., Тетеркин В.В. Трансформация электрических свойств InAs *p-n*-переходов в результате ультразвуковой обработки. *Письма в ЖТФ*. 2009. **35**, №11. С. 65–75.
64. Сукач А.В., Тетеркин В.В., Ворошенко А.Т. та ін. Зворотні ВАХ та механізми протікання струму в InAs фотодіодах. *ОПТ*. 2011. Вып.46. С. 107–114.
65. Tetyorkin V., Sukach A. and Tkachuk A. InAs Infrared Photodiodes. Chapter 20. In: *Advances in Photodiodes*. Ed. Gian Franco Dalla Betta. INTECH, 2011. P. 427–446.
66. Лукьянчикова Н.Б. *Флуктуационные явления в полупроводниках и полупроводниковых приборах*. М.: Радио и связь, 1990. 296 с.
67. Зи С.М. *Физика полупроводниковых приборов*. М.: Энергия, 1973. 656 с.
68. Ольховикова Т.И., Приходько Е.П., Хашимов Ф.Р. Нарушения, возникающие в процессе подготовки подложек InSb к эпитаксиальному выращиванию. *Электронная техника*. Сер. Материалы. 1975. №9. С. 84–87.
69. Астахов В.П., Карпов В.В., Крапунин В.В. и др. Фотодиоды из антимонида индия с эффектом Мосса–Бурштейна на основе жидкофазных гомоэпитаксиальных структур. *Прикладная физика*. 2012. №4. С.79–82.
70. Kimukin I., Biyikli N. and Ozban E. InSb high-speed photodetector grown on GaAs substrate. *J. Appl. Phys.* 2003. **94**, No. 8. P. 5414–5416.
71. Войцеховский А.В. Давыдов В.Н. Фотоэлектрические МДП-структуры из узкозонных полупроводников. Томск: Радио и связь, 1990. 328 с.
72. Lee G.S., Thompson P.E., Davis I.L. et al. Characterization of molecular beam epitaxially grown InSb layer and diode structures. *Solid-State Electron*. 1993. **36**, No. 3. P. 387–389.
73. Tevke A., Besinsi C., Hoof Ch.V. et al. InSb infrared *p-i-n* photodetectors grown on GaAs coated Si substrates by molecular beam epitaxy. *Solid-State Electron*. 1998. **42**, No. 6. P. 1039–1044.
74. Bloom I. and Nemirovsky Y. Surface passivation of backside-illuminated indium antimonide focal plane array. *IEEE Trans. Electron. Devices*. 1993. **40**, No. 2. P. 303–313.
75. Ashley T., Baker J.M., Burce T.M. et al. InSb focal plane arrays (FPA's) grown by molecular beam epitaxy. *Proc. SPIE*. 2000. **4028**. P. 398–403.
76. Бублик В.Г., Дубровина А.Н. *Методы исследования структуры полупроводников и металлов*. М.: Металлургия, 1978. 272 с.
77. Павлов Л.П. *Методы измерения параметров полупроводниковых материалов*. М.: Высшая школа, 1987. 239 с.
78. Батавин В.В., Концевой Ю.А., Федорович Ю.В. *Измерение параметров полупроводниковых материалов и структур*. М.: Радио и связь, 1985. 264 с.
79. Тягай В.А., Снитко О.В. *Электроотражение света в полупроводниках*. Киев: Наукова думка, 1980. 304 с.
80. Черепин В.Т. *Ионный микронзондовый анализ*. Киев: Наукова думка, 1992. 344 с.
81. Полтавец Ю.Г., Князев А.С. *Технология обработки поверхностей в микроэлектронике*. Киев: Техника, 1990. 206 с.
82. А.с. №521620 СССР. МПК2: H01L 21/30, C23F 1/00. Полирующий раствор для антимонида индия. Е.Н. Приходько, Т.И. Ольховикова, Ф.Р. Хашимов и Н.В. Козлова. № 2018216/25, заявл. 26.02.74; опубл. 15.07.76. Бюл. №26.

Інститут фізики напівпровідників
ім. В.Є. Лашкарьова НАН України
41, проспект Науки,
03680 Київ, Україна

Отримано 18.09.2016

¹Кіровоградський державний педагогічний
університет ім. Володимира Винниченка
1, вул. Шевченка,
25006 м. Кропивницький, Україна