

О. С. ПОЛУХІН<sup>1</sup>, к. т. н. В. В. КРАВЧИНА<sup>2</sup>

Україна, м. Запоріжжя, <sup>1</sup>ТОВ «Елемент-Перетворювач»,  
м. Миколаїв, <sup>2</sup>Миколаївський політехнічний фаховий коледж  
E-mail: kravchina\_vv@ukr.net

## ТЕРМОМІГРАЦІЯ ДОВІЛЬНО ОРІЄНТОВАНИХ РІДКИХ ЛІНІЙНИХ ЗОН Al–Si КРІЗЬ ПЛАСТИНИ КРЕМНІЮ (110)

*Проведено пошук умов стабільної міграції лінійних зон крізь кремнієві пластини з орієнтацією (110), дослідження впливу товщини зон, технологічних режимів їх занурення й інших супутніх чинників на стабільність міграції. Проаналізовано причини фасетування лінійних зон і чинники, які дозволяють цього уникнути. Показано, що при виготовленні чипів напівпровідникових структур з великим периметром зі зворотною напругою 2000 В необхідним для створення областей ізоляції в кремнії з орієнтацією, відмінною від (111), є формування ансамблю лінійних зон методом високотемпературного вибіркового примусового змочування, виконання низки вимог до фотошаблону «термоміграція», до процесу занурювання зон за високої температури під час термоміграції. Об'єднання визначених чинників дозволяє проводити стабільну термоміграцію на пластинках кремнію з орієнтацією (110) навіть в стаціонарному полі градієнта температури.*

*Ключові слова:* ізоляція, кристалографічна орієнтація, рідкі лінійні зони Al+Si, силові напівпровідникові прилади, термоміграція, температура.

Застосування термоміграції (ТМ) лінійних зон [1–6] для створення периферійної наскрізної ізоляції відокремлювальних областей (ВО) по периметру кристалів силових напівпровідникових приладів (СНП) виведенням нижнього випрямного високовольтного  $p$ – $n$ -переходу на верхню сторону пластини дозволяє формувати чипи з плоскою поверхнею під пайку і односторонньою пасивацією високовольтних випрямних  $p$ – $n$ -переходів ВО з величиною напруги електричного пробоя на рівні теоретично можливої [3, 4, 6]. У порівнянні з традиційною двосторонньою дифузійною термоміграція дозволяє значно скоротити час створення ВО і зменшити периферійні втрати корисної площі чипів завдяки зменшенню дифузійного розширення цих областей. Електрофізичні властивості створених термоміграцією ВО, на відміну від дифузійних, є однаковими по всій товщині пластини. Технології ТМ є привабливими і постійно удосконалюються [7].

Зазвичай як вихідні використовують пластини кремнію з кристалографічною орієнтацією (111), що забезпечує стабільну міграцію лінійних зон необхідної топології [1, 5, 8, 9] без попередньої орієнтації ліній. Оскільки площа (111) є ретикулярною, а щільність упакування атомів кремнію в ній найвищою, швидкість ТМ для неї — найменша. У пластинках з іншою кристалографічною орієнтацією, (100) та (110), зона ТМ рухається набагато швидше.

Автори висловлюють щиру подяку головному конструкторові ТОВ «Елемент — Перетворювач» А. О. Кириченку за повсякчасну підтримку досліджень.

Для міграції лінійних зон у кремнії з кристалографічною орієнтацією (100) стабільними вважалися тільки два взаємно перпендикулярних напрями:  $\langle 011 \rangle$  та  $\langle 0\bar{1}1 \rangle$ . Лінії, орієнтовані в інших напрямках, фасетувалися (як це й відповідає теорії) в ламану лінію, фрагменти якої були орієнтовані саме в цих напрямках. Це обмежувало можливості розробників чипів, оскільки ВО мали тільки прямокутну форму. Було встановлено [8], що за однакового питомого електроопору на пластинках з орієнтацією (100) досягається більш високий, порівняно з (111), рівень напруги пробоя  $U_p$   $p$ – $n$ -переходу ВО. До того ж, периферійні чипи на пластині за рівнем  $U_p$  не поступаються чипам, розташованим в центрі пластини. Ця обставина є важливою при виготовленні чипів, що мають порівняно великий периметр і здатні комутувати струм 100–250 А, для яких однорідність і відтворюваність властивостей ВО по площі пластин мають бути максимальними.

Проведення термоміграції на пластинках з орієнтацією (100) дозволяє значно знизити час технологічного процесу через те, що швидкість міграції лінійних зон в цьому випадку є набагато більшою, ніж для кремнію (111) [3, 8]. Додатковими перевагами є значно менший розкид значень швидкості міграції зон різної товщини. Це дозволяє оптимізувати технологічний процес і знизити загальні енергетичні втрати термоміграції. Важливим є також отримання більш рівномірного розподілу електрофізичних властивостей ВО по площі пластин, що є особливо важливим для чипів силових напівпровідникових приладів

з порівняно великим периметром ВО (40—92 мм). Подібні переваги мають бути властивими й для термоміграції на кремнії з орієнтацією (110).

Задачею цієї роботи було дослідження можливостей та характеристик процесу термоміграції на кремнії з орієнтацією (110) і передусім — можливості та умов стабільної міграції лінійних зон.

### Огляд літератури

Перші позитивні результати застосування термоміграції довільно орієнтованих лінійних зон на пластинках кремнію (100) були отримані завдяки застосуванню нестационарного температурного поля, де тангенціальна складова градієнта температури  $\nabla T_t$  змінювалася за напрямком у часі, але середнє значення  $\nabla T_t$  дорівнювало нулю. Впровадження подібних методик у використовуване у серійному виробництві СНП устаткування ТМ з резистивним відпадом є досить складним.

Також невіддільним чинником стабільної міграції лінійних зон на пластинках кремнію (100) без попередньої їх орієнтації є застосування технології формування лінійних зон методом вибіркового високотемпературного примусового змочування (ВВЗ) [3, 4, 10].

Світовий досвід ґрунтується на тому, що фасетування зон при термоміграції розпочинається одразу ж після занурення їх у кремній. Також відомо, що у разі розчинення кремнію розплавом зони вплив анізотропії зменшується зі збільшенням температури міграції. Важливу роль має і чинник стартової затримки утворення та занурення зон за наявності плівки власного окислу і включень, що виникають між кремнієм і металом зони, якщо зони створюються за допомогою напилення з наступною фотолітографією. Така плівка є причиною стартової затримки зони й фасетування. При застосуванні ВВЗ такі чинники відсутні, а лінійна зона вже заздалегідь насичена алюмінієм у кількості, що визначається температурою її формування. Тому для розв'язання задачі створення процесу стабільної ТМ на пластинках кремнію (110) є сенс дослідити таку можливість зміни стартових умов, наприклад, шляхом підвищення температури занурення лінійних зон, сформованих ВВЗ.

При дослідженнях стабільної міграції довільно орієнтованих лінійних зон крізь кремній (110) можна вважати, що тут наявні ті ж чинники, що й у разі кремнію (100) [8]. Відмінність полягає в тому, що для кремнію (100) існують два взаємно перпендикулярних напрямки стабільної міграції, а для кремнію (110) — тільки один [1, 2]. Тобто зони будь-якого напрямку фасетуються на паралельні лінійні фрагменти, що на фініші будуть орієнтовані у напрямку стабільної міграції  $\{0\bar{1}1\}$ .

При дослідженні умов стабільної міграції лінійних зон у кремнії з кристалографічною орієнтацією (100) в стаціонарних умовах було встановлено [8], що

важливими чинниками стабільної міграції неорієнтованих лінійних зон є спосіб формування зон, ВВЗ, та технологічний режим занурення зон. Останній містить в собі температурно-часовий регламент процесу, за якого створюються сприятливі умови для швидкого й одночасного занурення усього ансамблю зон і початку міграції вже зануреної зони після зарощування термоміграційного сліду (область поверхні формування зони та початку процесу ТМ) хоча б на відстань у дві-три товщини зони. Звичайно, важливим чинником є і топологія рисунку шаблону «ТМ» [3, 8]. Складовими рисунку шаблону є захисні, поєднувальні та відокремлювальні області. Саме така конструкція зон забезпечує рівномірну їх міграцію єдиним ансамблем за умови однакової ширини їхніх шарів на поверхні з можливим компенсуючим топологічним їх звуженням в місцях перетину.

Зони, отримані за допомогою розповсюдженої в світі технології — вакуумного напилення товстого шару зоноутворюючого металу-розчинника (зазвичай алюмінію) з наступною фотолітографією [9, 11—13] розпадаються на фасети одразу ж після занурення навіть у разі застосування нестационарного тангенціального теплового поля. Висновки щодо стабільності міграції лінійних зон [1, 2] варто доповнити уточненням — *отриманих напиленням*. Невдовзі після появи статті [8] висновки щодо можливості стабільної міграції неорієнтованих лінійних зон в кремнії з орієнтацією (100) були теоретично обґрунтовані в деяких розрахункових роботах, наприклад [14, 15].

Порівняння особливостей процесів ТМ, досліджуваних в цій роботі, з технологічними аналогами, зазначеними у літературі, вказує на певні відмінності в застосованому обладнанні. Якщо в аналогах зазвичай використовуються газонаповнені установки з одностороннім інфрачервоним нагрівом системою кварцових галогенних ламп [9, 11—13], то в нашому випадку це багатопозиційна вакуумна установка з резистивним нагрівом [3, 4, 8]. Процес за досліджуваною технологією проводиться у вакуумі близько  $10^{-4}$  мм. рт. ст., й алюміній, досягнувши в процесі ТМ фінішної сторони пластини, починає випаровуватися. Завдяки цьому тут відсутні операції з подальшого його вилучення з поверхні, як це має місце у газонаповнених установках. Суттєві відмінності між цими видами обладнання полягають також у величині  $\nabla T$ , який у вакуумних установках є значно меншим, що дозволяє проводити занурення зон в умовах високих температур. У галогенних установках для цього потрібно на стадії занурення штучно зменшувати величину  $\nabla T$ , наприклад за допомогою зсувного екрана зі стартової («холодної») сторони пластини. Галогенні установки мають набагато меншу теплову інерцію, і механічний рух пластин відносно ламп або пофазна модуляція потужності ламп дозволяє реалізувати нестационарні теплові умови зміни тангенційної скла-

дової  $\nabla T_r$ . Стабільність ТМ лінійних зон в нестационарних умовах є набагато вищою.

Стосовно конкретних умов експерименту важливими обставинами є те, що зростання коефіцієнта теплопровідності рідкої фази  $\lambda_p$  стосовно коефіцієнта теплопровідності твердої фази  $\lambda_t$  збільшує нестійкість зони, а також те, що зростання  $\nabla T$  збільшує нестійкість зони [14, 15]. З підвищенням температури на стартовій поверхні пластин візуально помітно, що лінійні зони спочатку світліші за кремній, потім колір пластини зливається з кольором зон, і нарешті зони стають темнішими. Це може свідчити про те, що  $\lambda_p$  стає меншим (зона з підвищенням температури насичується кремнієм), ніж  $\lambda_t$ , тобто стійкість її має підвищуватися. Хоча зростання температури супроводжується збільшенням  $\nabla T$ , все одно величина  $\nabla T$  у вакуумних установках зазвичай є значно меншою, ніж в газонаповнених. Критичною для захисту зон від фасетування є відстань приблизно в три товщини зони [14] — розрахунки свідчать, що саме на цій відстані відбувається еволюція форми зони, і вона в перетині стає такою, в якій і просувається крізь кремній далі.

#### Матеріали і методи

В роботі було використано технологічні маршрути, описані у [3, 4]. Вихідні пластини кремнію електронного типу провідності діаметром 76 мм з питомим опором 70 і 100 Ом·см спочатку шліфували до товщини 340 мкм. Надалі за стандартним процесом на протилежних сторонах пластин проводилася дифузія Al + В та Р. Глибина плоского  $p-n$ -переходу складала 60—70 мкм. Слідом на пластині вирощувалася захисна плівка  $\text{SiO}_2$  та проводилася фотолітографія ТМ, вікна під лінійні зони ТМ відкривалися на пластинках або з  $n^+$ , або з  $p^+$ -сторони.

В основному маршруті ТМ використовується метод ВВЗ для формування зон розплавом Al-Si на Si в області вікон  $\text{SiO}_2$ . Плівка  $\text{SiO}_2$  забезпечує захист робочої поверхні Si від дії розплаву алюмінію. Для формування розплаву використовувався алюміній особливої чистоти А999 (А6N). Досліджувана топологія шару ТМ містить відокремлювальні області, а також поєднувальні та захисні лінійні зони, які в комплексі створюють як рисунок на шаблоні, так і нерозривний об'єднаний ансамбль ТМ при формуванні лінійних зон. Кристали приладів, як правило, мають форму квадрата, по периметру яких створюються ВО у вигляді восьмикутника (квадрата зі зрізаними кутами). Ширину ліній змінювали з метою знаходження оптимальної величини для пластин (110). Зони в перехрестях, наприклад при перетині ВО та об'єднувальних лінійних зон, мають розширення. Відносно збільшення відстані між краями зон може погіршувати процес затягування сліду зони під час занурення, який протікає від країв зони до центру. Внаслідок такої неоднорідності або у разі надто широкої зони в процесі рекристалізації можуть утворю-

ватися порушення у вигляді заглиблень у центрі перехрестя або посередині зони.

Як виявилось із попередніх калібрувальних дослідів, товщина зон має бути близько 20 мкм. Річ у тім, що збільшення товщини призводить не тільки до поліпшення процесу міграції, але й до суттєвого зменшення блокувальної здатності вертикального  $p-n$ -переходу ВО, про що свідчать результати замірів  $U_r$  [16]. Це спостерігалось як для кремнію з кристаліграфічною орієнтацією поверхні пластин (111), так і (100). Отже, максимально допустимою можна вважати товщину лінійних зон 23—26 мкм.

Для визначення оптимального режиму процесу ТМ досліджувалися зони товщиною 18 та 23 мкм, при цьому на шаблонах формувалися також контрольні зони більшої та меншої товщини. Технологія ТМ складається із двох основних етапів: формування лінійних зон та високотемпературного процесу ТМ. Перший етап формування лінійних зон, в експерименті — ВВЗ, проводився на автоматі формування зон ОН.1878 за температури  $T_\phi = 770 \pm 5^\circ\text{C}$  [4]. Досліджувалося два режими з різною температурною дозою  $D$ , яка визначається температурою  $T$  та часом обробки  $t$  в розплаві:  $D = Tt$ . В нашому експерименті температура була постійною, змінювався час взаємодії пластин з розплавом Al шляхом зміни швидкості рухомого утримувача пластин — шибера. Для зон шириною 18 мкм обирався режим зі стандартним часом. У більш інтенсивному режимі для формування зон шириною 23 мкм час збільшувався на 25%. В цьому режимі збільшується як товщина шару силуміну, утвореного із залученого до поверхні зони Al та розчиненого в ньому Si, так і, відповідно, відносна маса залученого Al.

Після формування зон проводилося селективне травлення та видалення плівки  $\text{SiO}_2$ . Потім на установці ОН.1944 з резистивним нагрівом проводився другий етап — процес ТМ: занурення зон і власне міграція. Температура занурення зон у підготовчому процесі дорівнювала  $1140^\circ\text{C}$ . Дослідження основних процесів занурення проводилося за температури  $1240 \pm 10^\circ\text{C}$ . Контроль ТМ структур проводився як візуально, так і за допомогою оптичного мікроскопа Neofot. При стартовому зануренні зон особлива увага приділялась фіксації можливого фасетування з метою його подальшого унеможливлення завдяки коректуванню режиму ТМ.

Для порівняння крім дослідних пластин з орієнтацією (110) тим самим маршрутом проводили також і контрольні пластини з орієнтацією (111). При цьому тривалість другої, високотемпературної стадії обиралася з огляду на час, необхідний для завершення більш повільного процесу ТМ на кремнії (111).

Для порівняння особливостей формування ВО етап формування зон проводився різними методами:

ВВЗ та традиційним вакуумним напиленням алюмінію в канавки (для пластин (111)). Для виготовлення дослідних зразків кристалів використовувалися процеси локального рідинного травлення пластин кремнію в області поверхні зон ТМ за стандартною технологією, описаною в [4, 16]. Для цього після проведення ТМ і формування зон на пластинах (111) виконувалося двостороннє травлення канавок із застосуванням методів фотолітографії в стандартному травнику CP ( $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{CH}_3\text{COOH} = 1:4:0,5$ ) протягом 12 хвилин.

Дослідження форми канавок після процесів травлення шарів ВО структур проводилося на електронному автоемісійному мікроскопі SUPRA 40WDS. Фотографії мікрорельєфу поверхні травлення (МІПТ) виконувались в режимі відбитих електронів.

### Експеримент

Процес термоміграції проводився за температури  $1240 \pm 10^\circ\text{C}$ . На декількох пластинах (110) були сформовані зони товщиною 18 мкм, що відповідає товщині зон, які зазвичай використовуються для ТМ на пластинах (100) при створенні чипів СНП: діодів прямої полярності, тиристорів і триаків [4, 8, 16]. Для пластин (110) зони такої товщини не забезпечували стовідсотково стабільну міграцію. На частині зон спостерігалася фасетування на паралельні прямі відрізки згідно з визнаною теорією. Ці фасетовані фрагменти межували з незануреними фрагментами — тобто порушувалася вимога міграції зон єдиним ансамблем. Незанурені фрагменти, своєю чергою, розташовувалися там, де товщина зон згідно з попередніми замірами була меншою за 15 мкм. При цьому на контрольних пластинах (111) також спостерігалася порушення процесу ТМ у вигляді часткового невиходу зон на фінішну поверхню. Зовнішній вигляд стартової поверхні теж свідчив про те, що там, де зони промігрували стабільно, не змінюючи конфігурації ліній елементів, занурення відбулося без ускладнень на пластинах обох орієнтацій. Через неповне видалення оксидної маски після операції ВВЗ мала місце небажана взаємодія розплаву зони з  $\text{SiO}_2$ , в результаті чого утворився помітний слід по краях зон перед зануренням, а також спостерігалися розриви зон і деякі не занурені фрагменти.

Той факт, що на пластинах (110) були фрагменти, де міграція зон проходила стабільно, вказувало на можливість отримання позитивного результату за умови зміни режиму формування і занурення зон. Товщину зон було збільшено, а їх занурення проводилося за температури  $1240 \pm 10^\circ\text{C}$ .

Контроль термоміграції зон товщиною 23—25 мкм показав, що за час ТМ всі вони промігрували повністю, й алюміній, який по закінченню процесу досягнув фінішної сторони пластин (110), встиг випаритися задовго до завершення високотемпературної стадії міграції на пластинах (111). Дослідження пока-

зали, що товщина зони 23—25 мкм є оптимальною. З даних контролю видно, що занурення ліній відбулося структурно, топологічно вірно, швидко й одночасно за винятком деяких потрійних перехресть, де однорідність зон порушується внаслідок більшої товщини. В таких місцях спостерігалися характерні поглиблення трикутної форми для пластин (111) і більш складної форми для (110).

Для міграції з використанням високотемпературного ( $1240 \pm 10^\circ\text{C}$ ) режиму занурення зон окрім пластин, що мали зони підвищеної товщини, також було завантажено в камеру декілька пластин з товщиною зон 18 мкм і окремими елементами меншої товщини, а також контрольні пластини з орієнтацією (111). Проведений після ТМ контроль показав, що всі зони оптимальної товщини промігрували повністю, і алюміній встиг випаритися задовго до завершення високотемпературної стадії міграції (її тривалість обирається з огляду на час, необхідний для завершення ТМ на кремнії (111)). Результати досліджень процесів ТМ зведено в таблицю.

*Особливості процесу ТМ за різної температури занурення зон та їхньої топологічної ширини*

Орієнтація, тип провідності стартової поверхні пластин Si	Температура занурення при ТМ, °C	Характеристика зони ТМ товщиною	
		18 мкм	23 мкм
(110), $p^+, n^+$	1140	Часткове фасетування, незанурення на витонченнях	—
(110), $p^+, n^+$	1240	Здебільшого стабільна, незанурення на витонченнях	Стабільна
(111) $p^+, n^+$	1140	Часткове незанурення на витонченнях	Здебільшого стабільна
(111) $p^+, n^+$	1240		

На зонах зменшеної товщини (<18 мкм) занурення також було успішним, за винятком тих ділянок, де товщина була набагато меншою від оптимальної, там лінії випарилися повністю ще до занурення. Фігури поглиблень в перехрестях також спостерігалися, хоча їхня глибина й ширина були меншими. При цьому найменшу ширину і глибину мали фігури в перехрестях на краях пластин, особливо в місцях перехрещення поєднувальних зон з контурними. Це є ознакою оптимальності як товщини зон і режиму ТМ, так і режиму занурення, що в сукупності забезпечило успішну технологію ТМ на пластинах (110).

Отже, зони товщиною 23—25 мкм на усіх пластинах промігрували повністю, рівномірно, без ви-

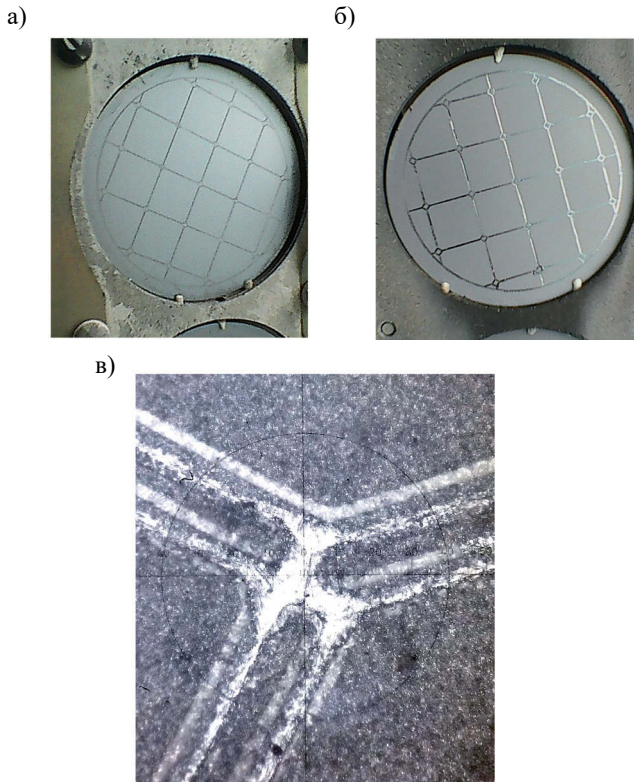


Рис. 1. Пластини (110) в касеті після термоміграції:

*a* — стартова поверхня; *б* — фінішна поверхня; *в* — збільшене зображення зон в перехресті, де на стартовій поверхні в місцях занурення зон залишилися сліди взаємодії алюмінію з рештками нетравленого двооксиду кремнію, а в місцях локального розширення зон утворюються фігури складної форми

кривлення й фасетування (рис. 1). На стартовій поверхні спостерігалися сліди взаємодії розплаву зон з оксидом по границях зон, проте це не вплинуло на якість процесу ТМ, на відміну від того, що спостерігалося на пластинках (111). На деяких перехрестях, де були завеликі локальні розширення зон, занурення проходило складно, спостерігались утворення мікрорельєфу у вигляді ямок без чіткого огранювання (як це властиво для кремнію (111) і (100)) — у вигляді заокруглених прямокутників. Але в більшості випадків зона усіх складових елементів топологічного шару занурювалася як єдине ціле, одночасно, без утворення рельєфу поглиблень. Треба відмітити, що на тих самих пластинках, де були ямки в перехрестях, були і перехрестя без ямок. Ямки відповідали місцям, де на шаблоні були надмірні локальні розширення ліній в перехрестях. Тож оптимальний режим занурення відзначається й оптимальним рельєфом поверхні рекристалізації після занурення зон. У порівнянні з кремнієм (111) швидкість міграції лінійних зон крізь кремній (110), вочевидь, є вищою (приблизно на 50%). Результати ТМ також показали, що на якість занурення не впливає і тип провідності прошарку кремнію, тобто на пластинках (110)

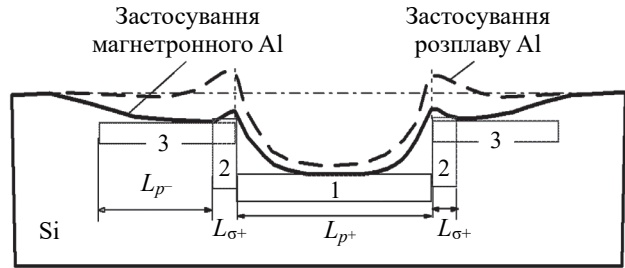


Рис. 2. Порівняння профілів травлення ТМ структур, де зони формувалися з використанням напиленого Al та ВВЗ Al з розплаву

зручно формувати як чипи тиристорної групи, так і діоди прямої полярності.

В ході роботи були отримані фотографії профілів (сколів) та зображень поверхні ямок травлення в області ТМ, де зони формувалися як з використанням напиленого Al, так і ВВЗ Al з розплаву. Особливості профілів ямок травлення ТМ структур за різними технологіями формування зони показано на рис. 2.

Швидкість травлення Si залежить від концентрації легуючої домішки, Al, та наявності й величини механічних напружень [4]. Напруження стискування, які виникають у межах зони ТМ по периметру, призводять до сповільнення швидкості травлення Si. Легування кремнію алюмінієм спричинює утворення механічних напруг розтягу і збільшення швидкості травлення. Ямки травлення ТМ структур з технологією ВВЗ Al з розплаву мають дві характерні області (рис. 2): область 1 ( $L_{p+}$ ) з максимальною швидкістю травлення легованого кремнію зони ТМ і область 2 ( $L_{\sigma+}$ ) з мінімальною швидкістю травлення вихідного кремнію з механічним напруженням стискування на межі зони ТМ. Область 2 відповідає локальній максимум рівня МПТ, де і спостерігається утворення виступу поверхні кремнію у вигляді горбка. Для ямок травлення ТМ структур за технологією з використанням напиленого Al додається ще одна чітко виражена область 3 ( $L_{p-}$ ) змінної глибини, що розташовується за межами зони ТМ і характеризується підвищеною, у порівнянні з структурами ВВЗ, швидкістю травлення вихідного кремнію.

Аналіз умов проведення процесу ТМ дозволяє пояснити відмінності профілів травлення структур на рис. 2 таким чином. В процесі ТМ (1240°C) відбувається випаровування Al і його переосадження. Так, легування Si пересадженим Al в області 3 призводить до підвищення швидкості травлення. Аналізуючи наведені профілі травлення структур, можна сказати, що порівняно з напиленим Al у разі ВВЗ кількість переосадженого Al є набагато меншою, що пояснюється набагато меншим тиском пружких парів Al на початку процесу ТМ. Також свою роль відіграє більш швидке занурення зон, сформованих ВВЗ, що зменшує час випаровування алюмінію. В процесі переосадження Al відбувається нерівномірне, із максимумом

мом біля границі легування. Відповідно, й підвищення швидкості травлення є максимальним біля границі. Саме цим і пояснюється утворення заглиблень в області 3 структур з напиленням Al. Заглиблення, подібні областям 3, можуть спостерігатися і в інших випадках, наприклад на фініші процесу ТМ при виході Al на поверхню Si та наступного його випаровування й переосадження. Якщо такі процеси підлегуювання структур є недопустимими, використовують захист їхньої поверхні плівками SiO<sub>2</sub>, а для їх післяопераційного видалення застосовують процеси травлення, описані, наприклад, у [7].

Межа зони ТМ чітко визначається за дислокаційними слідами і проходить вздовж вершини області 2, як це показано на фотографії МПТ на **рис. 3**. Дислокаційні сліди в області ТМ біля межі мають витягнуту трикутну форму, причому кут їхньої спрямованості залежить від кристалографічної орієнтації межі і, відповідно, напрямку направленості механічних напружень. Так, кут між напрямками спрямованості дислокаційних слідів у бокових сторін канавок ТМ областей близький до 60°.

Деякі особливості процесу ТМ можна пояснити утворенням механічних напружень.

Процеси рідинного травлення Si та розчинення Si в розплаві Si+Al мають певну подібність. Можна припустити, що вплив механічних напружень залежно від кристалографічного напрямку їх спрямування також є подібним. У [17] показано, що напрямки [110] і [100] мають екстремальні збільшення та зменшення швидкості травлення, відповідно, для напружень розтягу та стиску. Так само за наявності механічних напружень в цих напрямках можуть спостерігатися відповідні збільшення та зменшення швидкості руху зон розплаву для процесів ТМ. Зменшення швидкості ТМ [110] може викликати ускладнення процесу ТМ. Для [111] залежність від спрямування

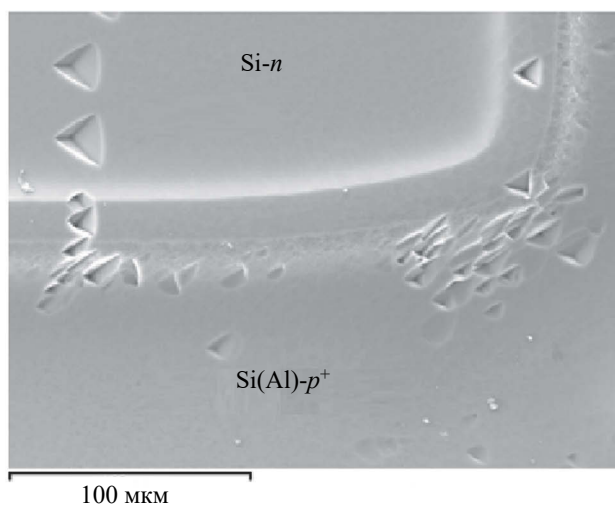


Рис. 3. Фотографія поверхні травлення межі ТМ області Si(Al)-p<sup>+</sup> та Si-n для зразків, сформованих за технологією BV3 Al з розплаву

механічних напружень не є значною як для травлення, так і для процесів ТМ, тому тут і не виникає критичних ускладнень процесів ТМ через нерівномірне занурення зон на етапі стартового занурення. У випадку ТМ [110] зі застосуванням вакуумного напилення Al наявність структурних включень на поверхні Si може призводити до нерівномірного розчинення кремнію. При нерівномірному стартовому зануренні сусідні локальні фронти, що знаходяться на різних рівнях, можуть утворювати вертикальні напруження стиску, які сповільнюють процес ТМ [110], тобто є бар'єром. Відповідно, локальний фронт зони, який рухається із відставанням, вибирає шлях найменших енергетичних втрат і оминає подібні бар'єри, і тому може відділятися і зміщуватися від фронту, який рухається з випередженням. Разом всі такі локальні відхилення можуть призводити до макропорушень топології і виникнення паралельних зон. Таким чином, нерівномірне утворення зон на старті різко посилює ймовірність фасетування. Через локальність розглянуті вертикальні напруження стискання, які накладаються на макронапруження температурного вигину пластини, можуть мати переважний вплив на локальні ТМ-процеси розчинення кремнію, але завдяки оптимально вибраному способу формування, геометрії лінійних зон і режиму їх занурення вдалося уникнути фасетування на старті й отримати стабільну міграцію ансамблю лінійних зон надалі.

### Висновки

Таким чином, показана можливість стабільної міграції довільно орієнтованих лінійних зон на кремнії з орієнтацією (110), причому зроблено це вперше в світовій практиці. Результат був досягнутий на обладнанні зі стаціонарним градієнтним полем при ретельному виконанні наведених у [8] умов.

Це стало можливим, по-перше, завдяки формуванню дискретних зон методом вибіркової примусової високотемпературної взаємодії (змочування) розплаву алюмінію з відкритим немаскованим кремнієм. По-друге, важливим було ретельне виконання температурно-часового регламенту ТМ, особливо на стадії занурення зон. Застосування більш інтенсивного, ніж для кремнію (100) і (111), режиму занурення теж відіграло позитивну роль. І, насамкінець, успішному технологічному розв'язанню задачі сприяло те, що міграція лінійних зон відбувалася єдиною сукупністю усіх складових елементів (ансамблем). Це досягалось як технологічними режимами, так і по можливості однаковими топологічними умовами, в тому числі завдяки створенню допоміжних зон, рівномірному розміщенню зон по площині шару ТМ, з'єднанню зон між собою, завданню необхідної ширини зони.

Порівняно з кремнієм (100), всі ці вимоги й умови мають виконуватися ще більш ретельно. Товщина зон, можливо, має бути дещо більшою, ніж для крем-

нію (100). Це може викликати певні перестороги щодо погіршення випрямних властивостей високовольних  $p-n$ -переходів ВО, але збільшення кількості матеріалу зон на старті міграції компенсується випаровуванням «надлишкового» алюмінію за підвищеної температури занурювання. Оптимізація в цьому випадку, вочевидь, є можливою.

Сліди занурення зон і вихід їх без розривів і викривлень, особливо на периферії, дозволяють припустити, що і в цьому випадку периферійні  $p-n$ -переходи ВО також не будуть мати погіршення  $U_r$ , порівняно з центральними, отже це дасть можливість створення чипів з великим периметром ВО.

Отримані результати наводять на думку, що у випадку дотримання зазначених вище обмежень і правил кристалграфічна орієнтація вихідної пластини кремнію не має критичного значення.

Єдиний чинник, який залишився в дослідженні поза увагою, — розподіл блокуючої властивості по площі пластин (110) — міг би висвітлити перспективу використання пластин такої орієнтації діаметром 100 мм і більше. З огляду на відсутність даних щодо електрофізичних властивостей отриманих вертикальних відокремлювальних  $p^+$ -областей на кремнії з орієнтацією (110), можна зауважити, що всі описані технологічні процеси необхідно в подальшому експериментально випробувати при виготовленні кристалів силових напівпровідникових приладів, як це мало місце з десятками тисяч чипів, успішно виготовлених на кремнії з кристалграфічною орієнтацією (100) і з довільно орієнтованими лінійними зонами для створення ВО. Так, переваги практичного використання кремнію (100) порівняно з кремнієм (111) підтверджуються результатами виготовлення діодів прямої полярності на струм 10—250 А та напругу до 2,5 кВ. Для Si (110) подібних результатів ще немає, і висновки щодо електрофізичних властивостей  $p-n$ -переходів ВО, а також розподілу останніх по пластині робити ще зарано.

#### ВИКОРИСТАНІ ДЖЕРЕЛА

1. Лозовский В. Н., Лунин Л. С., Попов В. П. *Зонная перекристаллизация градиентом температуры полупроводниковых материалов*. Москва, Металлургия, 1987.
2. Cline H. E., Anthony T. R. Thermomigration of aluminum-rich liquid wires through silicon. *J. Appl. Phys.*, 1975, vol. 47, no 6, pp. 2332–2336.
3. Полухин А. С. Анализ технологических факторов процесса термомиграции. *Силовая электроника*, 2013, № 5, с. 118–120.
4. Кравчина В.В., Полухин О. С. Використання термоіміграції в технології силових напівпровідникових приладів. *Радіоелектроніка, інформатика, управління*, 2018, № 3, с. 16–24.
5. Лозовский В. Н., Лунин Л. С., Середин Б. М. Особенности легирования кремния методом термомиграции. *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники*, 2015, т. 18, № 3, с. 179–188.
6. Лозовский В. Н., Ломов А. А., Середин Б. М. и др. Термомиграционные  $p$ -каналы: реальная структура и электрические свойства. *Электронная техника. Серия 2. Полупроводниковые приборы*, 2017, вып. 2 (245), с. 29–38
7. Lu B., Gautier G., Valente D. и др. Etching optimization of post aluminum-silicon thermomigration process residues. *Microelectronic Engineering*, 2016, vol. 149, p. 97–105. <https://dx.doi.org/10.1016/j.mee.2015.10.004>
8. Полухин А.С. Термомиграция неориентированных линейных зон в кремниевых пластинах (100) для производства чипов силовых полупроводниковых приборов. *Компоненты и технологии*, 2008, №11, с. 97–100.
9. Chang M., Kennedy R. The application of temperature gradient zone melting to silicon wafer processing. *J. Electrochem. Soc.*, 1981, vol. 128, iss. 10, pp. 2193–2198.
10. Майстренко В. Г. Исследование кристаллизационных процессов при погружении жидких включений в условиях интенсивного испарения. *Межвуз. сб. «Кристаллизация и свойства кристаллов»*, 1985, с. 72–78.
11. Morillon B., Dilhac J.-M, Auriel G. et al. Realization of a SCR on an epitaxial substrate using Al thermomigration. *13<sup>th</sup> European Solid-State Device Research Conference*, 2002, pp. 327–330. <https://dx.doi.org/10.1109/ESSDERC.2002.194935>
12. Morillon B. Etude de la thermomigration de l'aluminium dans le silicium pour la réalisation industrielle de murs d'isolation dans les composants de puissance bidirectionnels. *Rapport LAAS N°02460*, 2002.
13. Chung C. C., Allen M. G. Thermomigration-based junction isolation of bulk silicon MEMS devices. *J. Microelectromechanical Systems*, 2006, vol. 15, no. 5, p.1131–1138.
14. Лозовский В. С. *Моделирование эволюции межфазных границ при термомиграции жидкой зоны в кристалле методом точечных источников*. Автореф. дисс. ... канд. тех. наук, Новочеркасск, 2012.
15. Лунин Л. С., Князев С. Ю., Середин Б. М. и др. Исследование стабильности термомиграции ансамбля линейных зон с помощью трехмерной компьютерной модели, построенной на основе метода точечных источников поля. *Вестник Южного научного центра*, 2015, т. 11, № 4, с. 9–15.
16. Полухин А. С. Исследование технологических факторов процесса термомиграции. *Силовая электроника*, 2009, № 2, с. 90–92.
17. Горбань А. Н., Кравчина В. В. Анизотропия травления монокристаллического кремния  $n$ - и  $p$ -типа проводимости с направленными упругими напряжениями. *Известия РАН. Серия физическая*, 2002, № 7, т. 66, с. 1036–1041.

Дата надходження рукопису  
до редакції 29.09 2021 р.

## THERMOMIGRATION OF NON-ORIENTED ALUMINIUM-RICH LIQUID ZONES THROUGH (110) SILICON WAFERS

*The paper analyzes the reasons and factors that allow avoiding faceting of non-oriented linear zones. It is shown that in the manufacture of semiconductor chips with a large perimeter and a reverse voltage of 2000 V, the conditions sine qua non to create isolating walls on silicon wafers with an orientation different from (111) are to form an ensemble of linear zones by the method of high-temperature selective forced wetting (HSV) and to fulfill a number of requirements to the “thermomigration” photomask and zones immersion stage during TM at high temperatures. It is shown that these factors provide a stable migration of an ensemble of linear zones through wafers (110) even in a stationary temperature gradient field.*

*For the first time in the world, the authors practically demonstrate the possibility of stable migration of an ensemble of non-oriented linear zones through silicon (110) in a stationary temperature gradient conditions, outlining the conditions and factors necessary for this process. It is assumed that when the conditions for the formation of linear zones and their immersion are met, the crystallographic orientation of the silicon wafers does not matter at all.*

*Keywords: temperature gradient, through insulation, liquid linear zones Al + Si, power semiconductor devices, thermomigration.*

## REFERENCES

1. Lozovsky V. N., Lunin L. S., Popov V. P. *Zonnaya perekristalizatsiya gradiyentom temperatury poluprovodnikovykh materialov* [Temperature-Gradient Zone Recrystallization of Semiconductor Materials]. Moscow, Metallurgiya, 1987, 232 p. (Rus)
2. Cline H. E., Anthony T. R. Thermomigration of aluminum-rich liquid wires through silicon. *J. Appl. Phys.*, 1975, vol. 47, no 6, pp. 2332-2336.
3. Polukhin A. S. [Analysis of technological factors of the thermomigration process]. *Power Electronics*, 2013, no. 5, pp. 118-120. (Rus)
4. Kravchina V. V., Polukhin O. S. [Thermomigration for technology of powerful semiconductor appliances]. *Radio Electronics, Computer Science, Control*, 2018, no. 3, pp. 16-24. <https://doi.org/10.15588/1607-3274-2018-3-2> (Ukr)
5. Lozovsky V. N., Lunin L. S., Seredin B. M. [Features of silicon doping by the thermomigration method]. *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Materialy Elektronnoi Tekhniki*, 2015, vol. 18, no. 3, pp. 179-188. <https://doi.org/10.17073/1609-3577-2015-3-179-188> (Rus)
6. Lozovsky V. N., Lomov A. A., Seredin B. M. et al. [Thermomigration p-channels: real structure and electrical properties]. *Electronic Engineering. Series 2. Semiconductor Devices*, 2017, iss. 2 (245), pp. 29-38. (Rus)
7. Lu B., Gautier G., Valente D. et al. Etching optimization of post aluminum-silicon thermomigration process residues. *Microelectronic Engineering*, 2016, vol. 149, pp. 97-105. <https://dx.doi.org/10.1016/j.mee.2015.10.004>
8. Polukhin A. [Thermomigration of non-oriented linear zones in silicon wafers (100) to manufacture chips of power semiconductor devices]. *Komponenty i Tekhnologii*, 2008, no. 11, pp.1197-100. (Rus)
9. Chang M., Kennedy R. The application of temperature gradient zone melting to silicon wafer processing. *J. Electrochem. Soc.*, 1981, vol. 128, iss. 10, pp. 2193-2198.
10. Maystrenko V. G. [Study of crystallization processes during immersion of liquid inclusions under conditions of intense evaporation]. *Crystallization and Properties of crystals. Interuniversity Collection of Scientific Works (of the NSTU)*, 1985, pp. 72-78. (Rus)
11. Morillon B., Dilhac J.-M., Auriel G., Ganibal C., Anceau C. Realization of a SCR on an epitaxial substrate using Al thermomigration. *13<sup>th</sup> European Solid-State Device Research Conference*, 2002, pp. 327-330. <https://dx.doi.org/10.1109/ESSDERC.2002.194935>
12. Morillon B. Etude de la thermomigration de l'aluminium dans le silicium pour la réalisation industrielle de murs d'isolation dans les composants de puissance bidirectionnels. *Rapport LAAS N°02460*, 2002.
13. Chung C. C., Allen M. G. Thermomigration-based junction isolation of bulk silicon MEMS devices. *J. Microelectromechanical Systems*, 2006, vol. 15, no. 5, pp. 1131-1138.
14. Lozovskii V. S. [Modeling the evolution of inter phase boundaries during thermomigration of a liquid zone in a crystal by the method of point sources]. PhD (tech. sci.) diss. abstr., Novocheerkassk, 2012. (Rus)
15. Lunin L. S., Knyazev S. Yu., Seredin B. M. et al. [The study of stability of thermomigration of an ensemble of linear zones using a three-dimensional computer model constructed on the basis of the field point sources method]. *Vestnik Yuzhnogo Nauchnogo Tsentra*, 2015, vol. 11, iss. 4, pp. 9-15. (Rus)
16. Polukhin A. S. [Study of the technological factors of the thermomigration process]. 2009, *Power Electronics*, no. 2, pp. 90-92. (Rus)
17. Gorban O. N., Kravchina V. V. [Anisotropy of etching of monocrystalline silicon of n- and p-type conductivity with directed elastic stresses]. *Izvestiya Rossiiskoi Akademii Nauk. Seriya Fizicheskaya*, 2002, no. 7, vol. 66, pp. 1036-1041. (Rus)

## Опис статті для цитування:

Полухін О. С., Кравчина В. В. Термоміграція довільно орієнтованих рідких лінійних зон Al-Si крізь пластини кремнію (110). Технологія і конструювання в електронній апаратурі, 2021, № 5-6, с. 33-40. <http://dx.doi.org/10.15222/TKEA2021.5-6.33>

## Cite the article as:

Polukhin O. S., Kravchina V. V. Thermomigration of non-oriented aluminium-rich liquid zones through (110) silicon wafers. *Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoi Apparature*, 2021, no. 5-6, pp. 33-40. <http://dx.doi.org/10.15222/TKEA2021.5-6.33>