

PACS numbers: 61.43.Gt, 61.46.-w, 68.37.Ps, 68.55.J-, 81.05.Rm, 81.16.Nd, 81.65.Cf

Дослідження морфології макропористого Si, одержаного металом стимульованим щавленням за допомогою Au

М. С. Кукурудзяк^{1,2}

¹АТ «Центральне конструкторське бюро Ритм»,
вул. Головна, 244,
58032 Чернівці, Україна

²Чернівецький національний університет імені Юрія Федьковича,
вул. Коцюбинського, 2,
58002 Чернівці, Україна

В статті досліджено морфологію пористого кремнію, одержаного методом металостимульованого щавлення за допомогою Au. Обрано селективний щавівник Сіртля зі складом HF — 100 см³, CrO₃ — 50 г, H₂O — 120 см³. Нанесення плівки Au проводилося термічним напорошенням у вакуумі. Товщина плівки склала 400–600 нм. Для контакту власне Si із щавівником попередньо проводили фотолітографію для щавлення вікон в Au. Після процесу щавлення на поверхні пластин було побачено хаотичну макропористу структуру із неоднорідним розміщенням пор різних розмірів внаслідок високої товщини плівки та, відповідно, великої кількості металу-каталізатора. Нами вирішено не зменшувати товщину металевого шару, а наносити плівку Au по периферії активних областей і відмежовувати поверхню із золотом, нелегованим кремнієм, за допомогою фотолітографії. Досліджено морфологію пористого n^+ -Si та p^+ -Si за однакової тривалості щавлення. На поверхні n^+ -Si сформовано макропористу пірамідоподібну структуру із глибиною пор до 1–1,1 мкм і розміром сторони трикутної піраміди у 5–8 мкм. На поверхні p^+ -Si спостерігалася хаотична пориста структура із меншими порами, ніж на поверхні n^+ -Si. Морфологія поверхні була пікоподібна із глибиною пор до 15 нм і діаметром у 100–800 нм. За одночасного структурювання на одній пластині n^+ -Si та p -Si спостерігалася неоднорідність розміру пор на межі поверхневого поділу n^+ - p . Також нами побачено, що за здійснення на плівку золота зі зворотньої сторони підкладки до щавлення механічний вплив шляхом дряпання на лицевій стороні після щавлення утворюється проекція зробленої подряпини, сформована порами значно меншого розміру, ніж пори за її межами. Виявлено, що місця виходу дислокацій на поверхню кремнію за селективного щавлення в розчині Сіртля за допомогою Au проявляються набагато яскравіше, ніж за щавлення без металу-каталізатора.

The article examines the morphology of porous silicon obtained by metal-assisted etching using Au. Selective Sirtle's etchant with the composition of $100 \text{ cm}^3 \text{ HF}$, of 50 g CrO_3 , $120 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ is chosen. The deposition of the Au film is carried out by means of the thermal sputtering in a vacuum. The thickness of the film is of $400\text{--}600 \text{ nm}$. In order to contact the actual Si with the etchant, photolithography is previously carried out to etch windows in Au. After the etching process, a chaotic macroporous structure is seen on the surface of the plates with a heterogeneous arrangement of pores of different sizes due to the high thickness of the film and, accordingly, a large amount of metal catalyst. We decide not to reduce the thickness of the metal layer, but to apply an Au film on the periphery of the active areas and demarcate the surface with gold undoped with silicon using photolithography. The morphology of porous n^+ -Si and p^+ -Si with the same etching duration is studied. On the n^+ -Si surface, a macroporous pyramid-like structure with a pore depth of $1\text{--}1.1 \mu\text{m}$ and a triangular pyramid side size of $5\text{--}8 \mu\text{m}$ is formed. A chaotic porous structure with smaller pores is observed on the p^+ -Si surface than on the n^+ -Si surface. The morphology of the surface is peak-like with a pore depth of up to 15 nm and a diameter of $100\text{--}800 \text{ nm}$. During simultaneous structuring on one plate of n^+ -Si and p -Si, heterogeneity of the pore size is observed at the boundary of the n^+p surface interface. We have also seen that, when mechanical impact is applied to the gold film from the reverse side of the substrate before etching by scratching, then, a projection of the scratch formed on the front side after etching is formed, formed by pores much smaller than the pores outside it. As found, the places, where dislocations appear on the silicon surface during selective etching in Sirtle's solution with the use of Au, are much brighter, than when etching without a metal catalyst.

Ключові слова: пористий кремній, металостимульоване цавлення, селективний щалівник.

Key words: porous silicon, metal-assisted etching, selective etching.

(Отримано 20 грудня 2022 р.)

1. ВСТУП

З розвитком науки та технологій все більшу цікавість у науковців викликають малорозмірні структури, їхні властивості та технологічні процеси одержання. Одним із найрозповсюдженіших об'єктів із малорозмірною морфологією є пористий кремній (ПК). Завдяки можливості створення пористих структур із заданими оптичними властивостями ПК використовується в сонячній енергетиці в якості противідбивальних текстурованих покриттів [1]. В медицині ПК використовується як противірусні адсорбційні наночастинки [2]. В технології кремнієвих інтегральних мікросхем або фотоприймачів ПК може використовуватися для гетерування генераційно-рекомбінаційних центрів порушеним шаром [3]. Також ПК актив-

но застосовують для виготовлення мембран, здатних до сепарації молекул за розмірами [4] та ін.

Існує багато методів одержання ПК. Часто в технології мікроелектронних процесів використовується метод реактивного йонного щавлення. Дана технологія уможливіє одержати упорядковані пористі структури з контрольованими параметрами, але вимагає складного технологічного виконання [5]. Також відомі методи плазмохімічного щавлення, але найбільш поширеними є електрохімічне та хімічне щавлення монокристалічних пластин Si, зокрема металостимульоване [6]. Найчастіше використовуваними елементами для металостимульованого щавлення є Au і Ag завдяки їхній високій технологічності. Метали можуть бути нанесені на підкладинку Si за допомогою вакуумних процесів напорошення чи хімічними способами осадження з розчинів. Вакуумне напорошення уможливіє сформувати упорядковані структури, тоді як хімічний метод нанесення є більш простим і дешевим та застосовується, коли морфологія кінцевої підкладинки не має значення.

Під час дослідження нами утворення ПК шляхом хімічного щавлення за допомогою Au побачено деяку неоднорідність утворення пор, спричинених різними чинниками. Це явище потребувало додаткового дослідження для встановлення механізмів впливу на рівномірність пороутворення. Під час огляду наукових джерел побачено, що питанню утворення ПК металостимульованим щавленням за допомогою Au присвячено багато робіт. Зокрема, даний метод був запропонований ще у 2000 році Лі та Бонном [7], а ними було представлено щавлення в розчині HF/H₂O₂ за допомогою Ag, Au та Pt. В [6, 8] досліджено, що наночастинки Ag і Au, що утворюються в розчині, приводять до утворення прямих пор під час щавлення, в той час як прямі або спіральні пори можуть бути одержані за допомогою Pt-катализатора. А в [9] автори повідомили, що наночастинки Pt хаотично переміщуються під час щавлення, що приводить до викривлення пор без рівномірного напрямку щавлення. Однак інформації про нерівномірний розподіл пор по поверхні підкладинки під час щавлення за допомогою Au не знайдено.

Тому метою даної роботи є дослідження морфології ПК, одержаного шляхом хімічного щавлення за допомогою Au, а також механізмів неоднорідного утворення пор.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для експериментів використовувався монокристалічний кремній *p*-типу орієнтації [111] із питомим опором $\rho \approx 18$ кОм·см, що відповідає концентрації акцепторів $N_A \approx 7,7 \cdot 10^{11}$ см⁻³. З метою дослі-

дження структури пористого ПК на поверхні легованого кремнію різного типу провідності проводилася дифузія Фосфору [10] та Бору [11] з планарних твердотільних джерел термічним способом. Для цього підкладинки попередньо окиснювалися, проводилася фотолітографія для одержання довільної топології та власне дифузія. Концентрація внесеного Фосфору складала $N_P = (4,3-4,7) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ($R_S = 2,1-2,7 \text{ Ом}/\square$). Концентрація внесеного Бору складала $N_B = (2,9-3,9) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ($R_S = 16-25 \text{ Ом}/\square$). Далі наносилися плівки Au термічним напорошенням у вакуумі за $P = 10^{-5}$ мм рт.ст. і температури підкладинок $T = 200^\circ\text{C}$ з подальшим випалюванням. Оскільки золото проявляє погану адгезію до кремнію [12], то Au наносили із підшаром Cr для забезпечення стабільності металевого шару під час хемічних оброблянь і щавлення. Товщини плівок складала $d_{Cr} = 10-40 \text{ нм}$ і $d_{Au} = 400-600 \text{ нм}$.

Далі, після хемічного оброблення в кип'ячих суміші Каро та аміачно-перекисному розчині проводили щавлення поверхні кремнієвих підкладинок для утворення ПК. Обрано було селективний щалівник Сіртля зі складом: $\text{HF} - 100 \text{ см}^3$, $\text{CrO}_3 - 50 \text{ г}$, $\text{H}_2\text{O} - 120 \text{ см}^3$. Для контакту власне Si із щалівником попередньо проводили фотолітографію із довільною топологією для щавлення вікон в Au. Металостимульоване щавлення кремнію проводилося в статичному розчині за кімнатної температури протягом 5 хв. Одержані структури досліджувалися в мікроскопах з різним збільшенням і за допомогою атомно-силового мікроскопа (АСМ) NT-206.

3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Після процесу металостимульованого щавлення за допомогою Au на поверхні пластин було побачено хаотичну макропористу структуру із неоднорідним розміщенням пор різних розмірів (рис. 1).

З рисунку 1 можна побачити неупорядковану морфологію ПК та локальними скупченнями ямок щавлення збільшеного розміру.

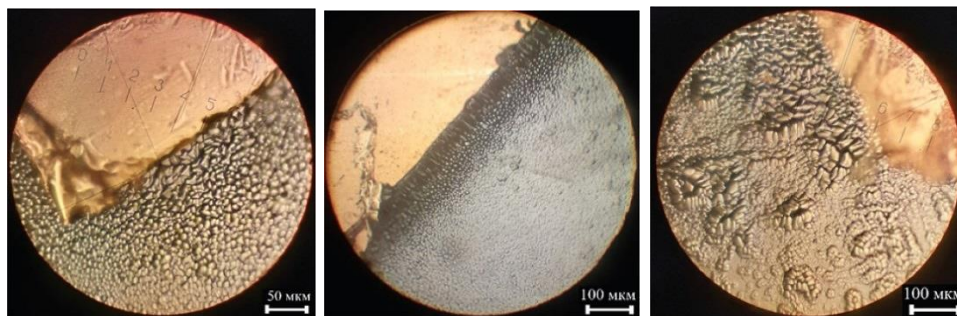


Рис. 1. Макропористий кремній із хаотичною морфологією.¹

Зокрема, помічено, що у міру віддалення від плівки Au структура стає впорядкованішою, кількість описаних скупчень і розміри пор зменшуються. Ймовірною причиною вказаної хаотичності структури є висока кількість каталізатора — Au, який провокує активнішу реакцію металостимульованого щавлення в місцях збільшеної його густини. Дійсно, в [5, 6] автори рекомендують використовувати кластери металів, які можна одержати осадженням або нанесенням плівок порядку кількох нанометрів. За такої товщини плівка ще не є суцільною, а складається із окремих острівців-кластерів, оскільки під час осадження ріст відбувається за механізмом Вольмера–Вебера [13]. Але нами вирішено не зменшувати товщину металевого шару, а наносити плівку Au по периферії активних областей (n^+ -Si і p -Si) та відмежовувати поверхню із золотом, нелегованим Силіцієм, за допомогою фотолітографії. Також плівка золота суцільно наносилась і на зворотну сторону підкладки. Це дало змогу одержати однорідні макропористі структури (рис. 2). Відмітимо, що за напорошення Au лише на зворотну сторону пластини та подальшого щавлення лицевої сторони також утворювався ПК такої ж морфології, як і в попередньому випадку. Механізм цього явища потребує додаткового дослідження, але структура поверхні у двох описаних варіантах була подібною, з чого можна зробити висновок, що Au є каталізатором в обох випадках. Ймовірно атоми Ауруму, вступаючи в реакцію із щалівником, рухаються в товщі розчину й осаджуються на лицевій поверхні пластини.

На рисунку 2 можна побачити макроструктурований кремній n^+ -типу із однорідною морфологією. Пори в даному випадку були пірамідальної форми, оскільки щалівник Сіртля під час щавлення кремнію з орієнтацією [111] формує ямки щавлення із основою у вигляді рівносторонніх трикутників у місцях локалізації дислокацій [14]. Зазначимо, що у [15] повідомляється про можливість утворення пірамідоподібних пор шляхом хемічного щав-

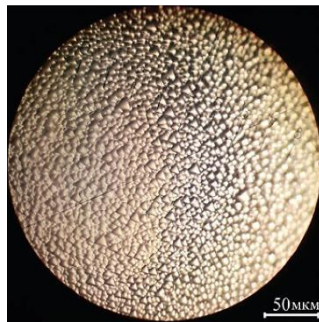


Рис. 2. Макропориста структура на поверхні n^+ -Si.²

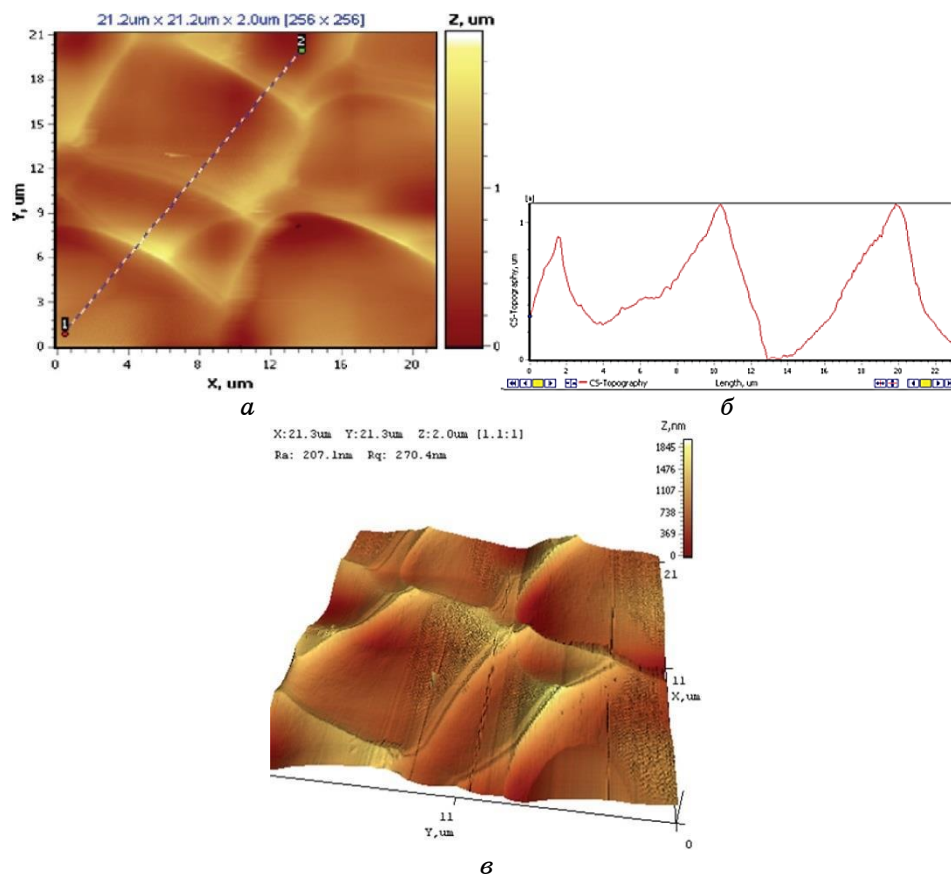


Рис. 3. АСМ-зображення пористого кремнію, легованого Фосфором з $N_p = (4,3-4,7) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$: а) 2D-зображення; б) профіль структури; в) 3D-зображення.³

лення Si за допомогою Ni.

Зауважимо, що на поверхні n^+ -Si та p^+ -Si за однакової тривалості щавлення спостерігаються різні картини. Для детального вивчення поверхні зразків різного типу провідності було одержано їхнє АСМ-зображення (рис. 3, 4).

Як видно з рис. 3, на поверхні Si, легованого Фосфором, сформовано макропористу структуру із глибиною пор до 1–1,1 мкм і розміром сторони трикутної піраміди близько 5–8 мкм (рис. 2, б). У випадку щавлення кремнію, легованого Бором (рис. 4), на поверхні підкладинки утворюється хаотична пориста структура із меншими порами, ніж на поверхні n^+ -Si. Морфологія поверхні була пікоподібною із глибиною пор до 15 нм і діаметром у 100–800 нм. Структура поверхні чи напрямок щавлення залежать від кіль-

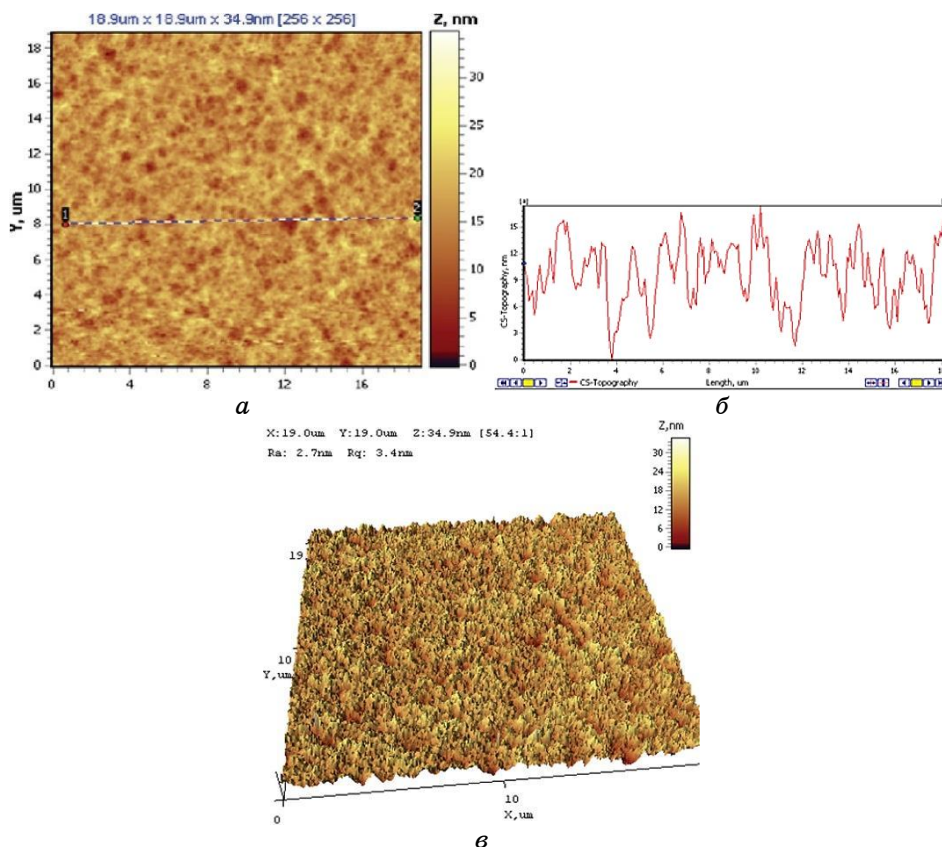


Рис. 4. АСМ-зображення пористого кремнію, легованого Бором з $N_B = (2,9-3,9) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$: а) 2D-зображення; б) профіль структури; в) 3D-зображення.⁴

кох чинників, таких як орієнтація кристалів пластини, використовуваний розчин (співвідношення окисник/щалівник), температура, тип і товщина металевої плівки [6]. Але щавлення нами проводилося в однакових умовах й одному резервуарі.

Зауважимо, що міра легування вихідного матеріалу впливає на розміри пор. Так, згідно із [16], для створення макропористого Si шляхом електрохімічного щавлення використовують високолегований кремній із $\rho < 1 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, під час виготовлення мезопористого Si використовують матеріал із $\rho = 1-2 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, а для утворення нанопористого кремнію — $\rho = 5-10 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, причому густина струму має зменшуватися для створення дрібніших пор. В описаному нами випадку питомий опір $n^+\text{-Si}$ $\rho \approx 1 \cdot 10^{-5} \text{ Ом}\cdot\text{см}$, а для $p^+\text{-Si}$ $\rho \approx 4 \cdot 10^{-5} \text{ Ом}\cdot\text{см}$. Відповідно, причиною зміни морфології та розміру пор для матеріалу різного типу провідності в нашому випадку може бути різниця концентрації домішки. Також, згідно із [16],

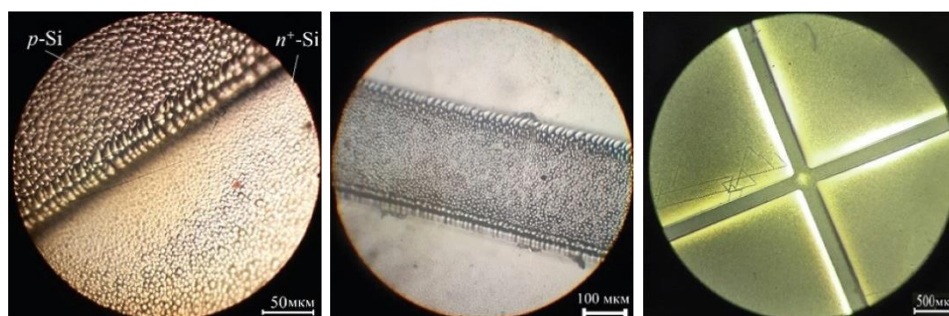


Рис. 5. Неоднорідність розміру пор на межі поверхневого поділу n^+ -Si та p -Si.⁵

зі зменшенням концентрацій Фосфору та Бору можливе одержання нанопористого Si.

За металостимульованого щавлення нелегованого кремнію також спостерігалось утворення макропористих структур з ямками щавлення у формі пірамід, подібних до випадку n^+ -Si. Але за одночасного структурування на одній пластині n^+ -Si та p -Si спостерігалася неоднорідність розміру пор на межі поверхневого поділу n^+-p (рис. 5). Як видно з рисунку, на роздільчій межі n^+ -Si та p -Si зі сторони нелегованого кремнію сформовано кілька рядів упорядкованих пірамідальних ямок щавлення, а зі сторони кремнію, легуваного Фосфором, утворені дрібні пори, розмір яких зростає у міру віддалення від p -Si. Ймовірно, описане розмежування пов'язане із Коттрелловими дислокаційними атмосферами, оскільки кожна пора являє собою коротку дислокацію. Але механізм цього явища нами ще не вивчений.

Також нами побачено, що за здійснення на плівку золота зі зворотньої сторони підкладинки до щавлення механічного впливу шляхом дряпання на лицевій стороні після щавлення утворюється проєкція зробленої подряпини (рис. 6). Лінії проєкції в даному випадку сформовано порами значно меншого розміру, ніж пори за її межами.

Описане явище подібне до гетерування пластин порушеним шаром [3], тобто порушений шар під час відпалу являється областю стоку дефектів і неконтрольованих домішок. А судячи зі зменшення розмірів пор, можна припустити про локальне зменшення концентрації легувальної домішки; ймовірно домішки рухалися в напрямку порушеного шару з протилежної сторони, зменшуючи поверхневу концентрацію. Зауважимо, що власне процес гетерування включає термічний відпал, а дане явище проявлялося за кімнатних температур. Відмітимо, що описане явище можна використовувати для одержання ПК зі зменшеним розміром пор.

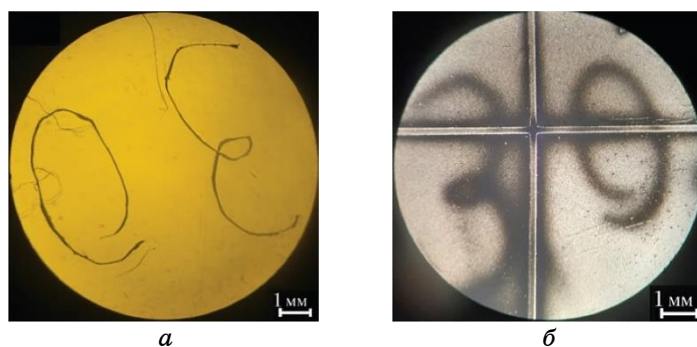


Рис. 6. Проекція подряпин зі зворотньої сторони підкладки на лицеву сторону із пористим кремнієм: *а*) подряпина на зворотній стороні по золоту; *б*) проекція на лицевій стороні після щавлення (чорне поле).⁶

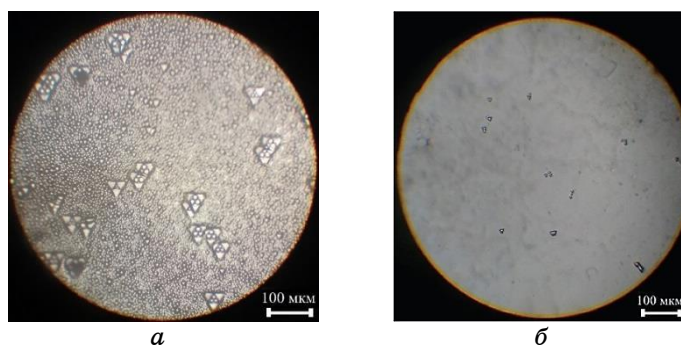


Рис. 7. Зображення ямок щавлення дислокацій утворених після: *а*) селективного металостимульованого щавлення за допомогою Au; *б*) селективного щавлення.⁷

Зазначимо, що місця виходу дислокацій на поверхню кремнію за селективного щавлення в розчині Сіртля за допомогою Au проявляються значно яскравіше, ніж за щавлення без металокаталізатора. Це спричинено вищою швидкістю металостимульованого щавлення, ніж звичайного селективного; на рис. 7 зображено ямки щавлення дислокацій, утворених після двох варіантів селективного оброблення тривалістю у 5 хв. кожен.

4. ВИСНОВКИ

Досліджено морфологію пористого кремнію, одержаного шляхом хемічного щавлення в селективному щалівнику Сіртля за допомогою Au.

Під час проведення експериментів зроблено наступні висновки. З утворенням товщини плівки золота у 400–600 нм на поверхні утворюється хаотична макропориста структура внаслідок високої кількості Au. Для утворення рівномірної структури варто відмежовувати активні області кремнію нелегованою поверхнею шляхом фотолітографії або використовувати плівки порядку кількох нанометрів.

Також плівка металу наносилась і на зворотну сторону підкладки. Під час напорошення Au лише на зворотну сторону пластини та подальшого щавлення лицевої сторони також утворюється ПК.

Морфологія та розміри пор для n^+ -Si та p^+ -Si за однакових умов щавлення відрізняються внаслідок різниці у концентраціях легувальних домішок.

За одночасного структурування на одній пластині n^+ -Si та p -Si спостерігається неоднорідність розміру пор на межі поверхневого поділу n^+-p .

За здійснення на плівку золота зі зворотньої сторони підкладки до щавлення механічного впливу шляхом дряпання на лицевій стороні після щавлення утворюється проекція зробленої подряпини у вигляді областей пор із меншим розміром.

Місця виходу дислокацій на поверхню кремнію за селективного щавлення в розчині Сіртля за допомогою Au проявляються набагато яскравіше, ніж за щавлення без металу-катализатора.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. A. M. Mouafki, F. Bouaïcha, A. Hedibi, and A. Gueddim, *Eng. Technol. Appl. Sci. Res.*, **12**, No. 2: 8354 (2022); <https://doi.org/10.48084/etasr.4803>
2. L. A. Osminkina, S. N. Agafilushkina, E. A. Kropotkina, N. Y. Saushkin, I. V. Bozhev, S. S. Abramchuk, and A. S. Gambaryan, *Bioact. Mater.*, **7**: 39 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.06.001>
3. В. А. Пилипенко, В. А. Горушко, А. Н. Петлицкий, В. В. Понарядов, А. С. Турцевич, С. В. Шведов, *Технология и конструирование в электронной аппаратуре*, 2–3: 43 (2013).
4. R. Vercauteren, G. Scheen, J. P. Raskin, and L. A. Francis, *Sens. Actuators A*, **318**: 112486 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.sna.2020.112486>
5. F. Zulkifli, R. Radzali, A. F. Abd Rahim, A. Mahmood, N. S. Mohd Razali, and A. Abu Bakr, *Microelectron. Int.*, **39**, No. 3: 101 (2022); <https://doi.org/10.1108/MI-01-2022-0009>
6. A. A. Leonardi, M. J. lo Faro, and A. Irrera, *Nanomaterials*, **11**, No. 2: 383 (2021); <https://doi.org/10.3390/nano11020383>
7. X. Li and P. W. Bohn, *Appl. Phys. Lett.*, **77**, No. 16: 2572 (2000); <https://doi.org/10.1063/1.1319191>
8. A. M. S. Salem, F. A. Harraz, S. M. El-Sheikh, and S. Ismat Shah, *Mater. Sci. Eng. B Solid-State Mater. Adv. Technol.*, **262**: 114793 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114793>

9. C. Y. Chen, C. S. Wu, C. J. Chou, and T. J. Yen, *Adv. Mater.*, **20**: 3811 (2008); <https://doi.org/10.1002/adma.200702788>
10. M. S. Kukurudziak, *Semicond. Phys. Quant. Electr. Optoelectr.*, **25**, No. 4: 385 (2022); <https://doi.org/10.15407/spqeo25.04.385>
11. M. S. Kukurudziak and E. V. Maistruk, *IEEE 3rd KhPIWeek.*, 518 (2022); <https://doi.org/10.1109/ХПИНеделея57572.2022.9916420>
12. M. S. Kukurudziak and E. V. Maistruk, *Proc. SPIE 12126. Fifteenth International Conference on Correlation Optics*, **121261V**, 20 December 2021 (2021); <https://doi.org/10.1117/12.2616170>
13. Л. И. Карбовская, В. Л. Карбовский, В. А. Артемюк, З. Д. Ковалюк, О. Я. Кузнецова, С. С. Смоляк, А. И. Соболев, В. В. Стонис, *Металлофиз. новейшие технол.*, **41**, No. 3: 297 (2019); <https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0297>
14. M. S. Kukurudziak, *J. Nano- Electron. Phys.*, **14**, No. 4: 04015(6cc) (2022); [https://doi.org/10.21272/jnep.14\(4\).04015](https://doi.org/10.21272/jnep.14(4).04015)
15. Z. Yue, H. Shen, and Y. Jiang, *Appl. Phys. A*, **114**: 813 (2014); <https://doi.org/10.1007/s00339-013-7670-y>
16. H. Ouyang, M. Christophersen, and P. M. Fauchet, *phys. status solidi a*, **202**, No. 8: 1396 (2005); <https://doi.org/10.1002/pssa.200461112>

REFERENCES

1. A. M. Mouafki, F. Bouaïcha, A. Hedibi, and A. Gueddim, *Eng. Technol. Appl. Sci. Res.*, **12**, No. 2: 8354 (2022); <https://doi.org/10.48084/etasr.4803>
2. L. A. Osminkina, S. N. Agafilushkina, E. A. Kropotkina, N. Y. Saushkin, I. V. Bozhev, S. S. Abramchuk, and A. S. Gambaryan, *Bioact. Mater.*, **7**: 39 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.bioactmat.2021.06.001>
3. V. A. Pilipenko, V. A. Gorushko, A. N. Petlitsky, V. V. Ponaryadov, A. S. Turtsevich, and S. V. Shvedov, *Tekhnologiya i Konstruirovaniye v Elektronnoi Apparature*, **2–3**: 43 (2013) (in Russian).
4. R. Vercauteren, G. Scheen, J. P. Raskin, and L. A. Francis, *Sens. Actuators A*, **318**: 112486 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.sna.2020.112486>
5. F. Zulkifli, R. Radzali, A. F. Abd Rahim, A. Mahmood, N. S. Mohd Razali, and A. Abu Bakr, *Microelectron. Int.*, **39**, No. 3: 101 (2022); <https://doi.org/10.1108/MI-01-2022-0009>
6. A. A. Leonardi, M. J. lo Faro, and A. Irrera, *Nanomaterials*, **11**, No. 2: 383 (2021); <https://doi.org/10.3390/nano11020383>
7. X. Li and P. W. Bohn, *Appl. Phys. Lett.*, **77**, No. 16: 2572 (2000); <https://doi.org/10.1063/1.1319191>
8. A. M. S. Salem, F. A. Harraz, S. M. El-Sheikh, and S. Ismat Shah, *Mater. Sci. Eng. B Solid-State Mater. Adv. Technol.*, **262**: 114793 (2020); <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114793>
9. C. Y. Chen, C. S. Wu, C. J. Chou, and T. J. Yen, *Adv. Mater.*, **20**: 3811 (2008); <https://doi.org/10.1002/adma.200702788>
10. M. S. Kukurudziak, *Semicond. Phys. Quant. Electr. Optoelectr.*, **25**, No. 4: 385 (2022); <https://doi.org/10.15407/spqeo25.04.385>
11. M. S. Kukurudziak and E. V. Maistruk, *IEEE 3rd KhPIWeek.*, 518 (2022); <https://doi.org/10.1109/ХПИНеделея57572.2022.9916420>
12. M. S. Kukurudziak and E. V. Maistruk, *Proc. SPIE 12126. Fifteenth Inter-*

- national Conference on Correlation Optics*, **121261V**, 20 December 2021 (2021); <https://doi.org/10.1117/12.2616170>
13. L. I. Karbivska, V. L. Karbivskii, V. A. Artemyuk, Z. D. Kovalyuk, O. Ya. Kuznetsova, S. S. Smolyak, A. I. Sobolev, and V. V. Stonis, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **41**, No. 3 (2019); <https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0297>
 14. M. S., Kukurudziak, *J. Nano- Electron. Phys.*, **14**, No. 4: 04015(6cc) (2022); [https://doi.org/10.21272/jnep.14\(4\).04015](https://doi.org/10.21272/jnep.14(4).04015)
 15. Z. Yue, H. Shen, and Y. Jiang, *Appl. Phys. A*, **114**: 813 (2014); <https://doi.org/10.1007/s00339-013-7670-y>
 16. H. Ouyang, M. Christophersen, and P. M. Fauchet, *phys. status solidi a*, **202**, No. 8: 1396 (2005); <https://doi.org/10.1002/pssa.200461112>

¹*'Rhythm Optoelectronics Shareholding Company',
244, Holovna Str.,
UA-58032 Chernivtsi, Ukraine*

²*Yuriy Fedkovych Chernivtsi National University,
2, Kotsyubynsky Str.,
UA-58002 Chernivtsi, Ukraine*

¹ Fig. 1. Macroporous silicon with chaotic morphology.

² Fig. 2. Macroporous structure on the n^+ -Si surface.

³ Fig. 3. AFM image of phosphorous-doped porous silicon with $N_P = (4.3-4.7) \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$: a) 2D image; б) structure profile; в) 3D images.

⁴ Fig. 4. AFM image of boron-doped porous silicon with $N_B = (2.9-3.9) \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$: a) 2D image; б) structure profile; в) 3D images.

⁵ Fig. 5. Heterogeneity of the pore size at the interface between n^+ -Si and p -Si

⁶ Fig. 6. Projection of scratches from the reverse side of the substrate to the front side with porous silicon: a) scratch on the reverse side on gold; б) projection on the front side after etching (black field).

⁷ Fig. 7. Image of dislocation etching pits formed after: a) selective metal-assisted etching with Au; б) selective etching.