

ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ГІДРОГЕНІЗАЦІЯ ФРОНТАЛЬНОЇ ПОВЕРХНІ СОНЯЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ ТА ЇХ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТОДАМИ МАСС-СПЕКТРОСКОПІЇ**В. Ю. Єрохов, А. О. Дружинін, І. І. Скрипник**

Національний університет «Львівська політехніка»

ORCID: 0000-0001-5358-6103; 0000-0002-4854-3464; 0000-0002-9752-3128

Електрохімічна гідрогенізація в електролітах, збагачених воднем, може бути ефективним методом поліпшення пасивуючих властивостей фронтальної поверхні фотоелектричних перетворювачів (ФЕП) і підвищення їх коефіцієнта корисної дії. Метою даної роботи була розробка та дослідження фронтальних функціональних шарів сонячного кремнію (СК) з використанням електрохімічних технологій поруватого кремнію (PSi) для отримання ефективних та економічно вигідних технологічних процесів виробництва ФЕП сонячного світла. За допомогою такої обробки можна досягти ефективної гідрогенізації розірваних зв'язків на межі розділу між PSi / монокристалічним, полікристалічним або мультикристалічним кремнієм, що допоможе знизити швидкість поверхневої рекомбінації. Введення в структури сонячних елементів (СЕ) поруватого кремнію дозволить керувати їх ефективністю перетворення при одночасному зменшенні собівартості виробленої енергії і досягати мети, яка би послідовно збільшувала їх ефективність перетворення за умови зменшення вартості СЕ. Функціональні поруваті матеріали можна отримувати у вигляді шарів з достатньо великим діапазоном поруватості, з діаметром пор від нанометрів до десятків мікрометрів. В основу їх створення покладені електрохімічні і хімічні технології отримання. Використання шарів нано-ПК спростить технологічний цикл, зменшить вартість виробу та підвищить експлуатаційні характеристики, тобто дозволить підвищити ефективність технології виготовлення СЕ. Ми можемо порівняти поверхні зразків мультикристалічного кремнію до гідрогенізації у водні в електроліті на основі фтористоводневої кислоти і після нього, як у спектрах вторинних іонів, так і в зображеннях розподілу елементів на поверхні, іонний мікросондовий режим та мас-спектральний іонний мікроскоп. З вигляду 2D іонних зображень, а також окремих їх частин видно, що вся різниця в інтенсивності іонного струму пов'язана з топографією поверхні зразка, оскільки зовнішній вигляд 2D зображень повністю збігається з оптичною фотографією цієї поверхні. З цього можна робити висновок про безперечну присутність водню на фронтальній поверхні досліджуваних зразків мультикристалічної підкладки *Baysix* кремнію.

Ключові слова: гідрогенізація, мас-спектроскопія, електрохімія, кремній, сонячний елемент, поруватий кремній; текстура.

АКТУАЛЬНІСТЬ РОБОТИ. Одним з найбільш перспективних методів серед багатьох альтернатив є використання сонячної енергії для отримання чистої допоміжної енергії. Оскільки сонячна енергія надходить з необмеженого джерела, процес уловлювання енергії не забруднює навколишнє середовище і технологія налагоджена. Вона виділяється серед інших альтернатив як найяскравіша довгострокова перспектива для задоволення зростаючого попиту на енергію. Зараз широко визнано, що швидке скорочення ресурсів викопного палива разом із угодами про глобальне потепління вимагало термінового пошуку альтернативних джерел енергії, щоб частково або повністю задовольнити наші потреби у викопному паливі в майбутньому [1].

Вивчення всіх етапів формування пористої структури на основі обраної технології та виявлення закономірностей, що впливають на характеристики отриманих нано-, мезо- і макропор, є дуже важливими, оскільки більшість параметрів пористих шарів закладаються на початковому етапі. При використанні поруватого кремнію в якості текстурного та антивідбивного покриття, поруватий шар утворюється безпосередньо на поверхні кремнію і разом з просвітленням він також повинен забезпечувати пасивацію поверхні фотоелектричного перетворювача (ФЕП) [2]. Однак дослідження в цій області показали, що пасивуючі властивості пористого кремнію недостатні для мінімізації поверхневої рекомбінації. Часткове поліпшення пасивуючих властивостей пористого кремнію було досягнуто

термічним та анодним окисленням пористого шару, а також плазмовим напиленням на його поверхню нітриду кремнію. Однак жоден з цих методів не дозволив досягти необхідного рівня пасивації поверхні та її стабілізації з часом.

Метою даної роботи була розробка та дослідження фронтальних функціональних шарів сонячного кремнію (СК) з використанням електрохімічних та хімічних технологій пористого кремнію (PSi) для отримання ефективних та економічно вигідних технологічних процесів виробництва ФЕП сонячного світла. Ці технологічні процеси мають бути адаптовані до процесів виробництва кремнієвих сонячних елементів (СЕ).

Електрохімічна гідрогенізація в електролітах, збагачених воднем, може бути більш ефективним методом поліпшення пасивуючих властивостей PSi [3, 4]. За допомогою такої обробки можна досягти ефективної гідрогенізації розірваних зв'язків на межі розділу між PSi / монокристалічним, полікристалічним або мультикристалічним кремнієм, що допоможе знизити швидкість поверхневої рекомбінації. Порівняно з іншими методами насичення воднем електрохімічна гідрогенізація має ряд переваг. По-перше, це можна поєднати з процесом анодування і не ускладнити технологію виготовлення ФЕП [5]. По-друге, електрохімічна гідрогенізація — це керований процес, що дозволяє проникати атомам водню в об'єм напівпровідника на задану глибину та пасивувати розірвані зв'язки без пошкодження його кристалічної решітки [6].

Метою даної роботи є встановлення кількості та розподілу водню за товщиною методом мас-спектрометричних досліджень на поверхні кремнієвої мультикристалічної підкладки типу *Baysix*, насиченої воднем шляхом гідрогенізації, яка може бути використана для створення високоефективних СЕ.

Для досягнення цієї мети були поставлені такі завдання:

1. Аналіз існуючих технологій створення пористого кремнію;
2. Розробка ефективного та економічно вигідного покриття, яке має бути максимально пристосоване до процесів створення кремнієвих сонячних елементів;
3. Гідрогенізація передньої поверхні СК;
4. Дослідження передньої поверхні сонячного елемента методом мас-спектроскопії.

МАТЕРІАЛ І РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ.

Текстурування кремнієвої поверхні, як хімічним так і електрохімічним травленням, є невід'ємною складовою частиною технології сучасних високоефективних кремнієвих СЕ [7, 8]. Текстура на фронтальній поверхні СЕ дозволяє не тільки зменшити втрати на відбивання, але й сприяє захопленню довгохвильового світла в структурі СЕ, розширюючи тим самим його робочий спектральний діапазон та збільшуючи струм короткого замикання. У зв'язку із цим особливий інтерес представляє дослідження шару *PSi* в нанотекстурі методом мас-спектроскопії на функціональні властивості фронтальної кремнієвої поверхні, яка була попередньо текстурована.

З метою покращення пасивуючих властивостей шарів *PSi*, що використовуються у СЕ проведено дослідження процесу електрохімічної гідрогенізації *PSi* як на підкладках кремнію р-типу з питомим опором 0,1...10 Ом·см та і на підкладках із сформованим емітерним переходом n^+ -р провідності [9]. В якості електроліта використовувалися різноманітні розчини, такі як (HF:C₂H₅OH=1:1), (HF:C₂H₅OH=1:2) тощо. Густина струму та час анодування змінювалися у широкому інтервалі значень, що забезпечувало формування шарів *PSi* з різною поруватістю та товщиною (рис. 1).

Електрохімічна гідрогенізація в електролітах, збагачених воднем, може бути більш ефективним методом поліпшення пасивуючих властивостей *PSi*. Для дослідження процесу електрохімічної гідрогенізації використовували шари *PSi*, утворені на поверхні підкладок р-типу з питомими опорами 0,1 та 10 Ом·см та на емітері структур з n^+ -р переходом [10, 11].

В якості електроліту використовували розчин HF:C₂H₅OH = 1:1. Струм і час анодування змінювалися в широкому діапазоні значень для отримання шарів *nano-PSi* з різною пористістю та товщиною. Для визначення умов процесу електрохімічного гідрування *nano-PSi* під час його катодної поляризації були взяті потенціостатичні вольт-амперні криві системи Pt (анод)-електроліт-пористий кремній/кремній (катод) для електролітів різного хіміч-

ного складу [12–15]. Експериментальна установка та методика дослідження були подібні до установки та методики реєстрації потенціостатичних кривих.

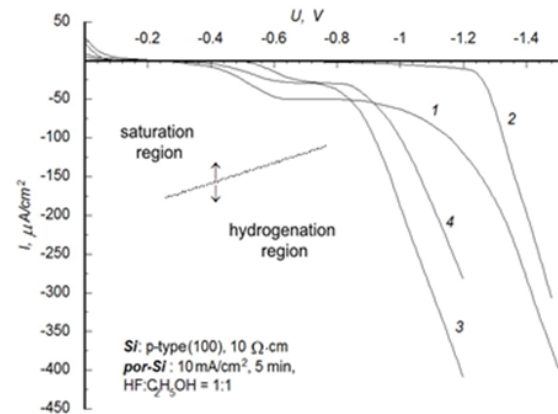


Рисунок 1 – Потенціостатичні криві для системи Pt (анод) – 0,1М – CH₃COOH – Катод в режимі катодної поляризації. В якості катода використано: 1 – p-Si; 2 – SiO₂ / p-Si; 3 – свіжозрощений пористий кремній/p-Si; 4 – пористий кремній/p-Si з витримкою після анодування 16 годин

Дослідження отриманих поляризаційних кривих виявило сильну залежність умов гідрогенізації шарів пористого кремнію від типу та величини електропровідності вихідної напівпровідникової підкладки. Встановлено, що обмежуючим фактором катодного процесу є необхідний рівень концентрації електронів у приповерхневій області напівпровідника. В результаті гідрогенізації шарів пористого кремнію, вирощених на підкладках n-типу або на поверхні емітера структури з n^+ -р переходом, проходить без перешкод при будь-якій концентрації донорної домішки. Однак для підкладок р-типу електрони є неосновними носіями і їх концентрація недостатня для процесу гідрогенізації, оскільки величина катодного струму обмежена потенціальним бар'єром у приповерхневій області напівпровідника.

В результаті для кривих потенціостатичної гідрогенізації шарів пористого кремнію, вирощених на p-Si, характерна наявність двох характерних областей [16, 17]. Область насичення виникає при низьких значеннях поляризаційної напруги і залежить від ступеня легування напівпровідника. Його характерною особливістю є відсутність значного збільшення катодного струму зі збільшенням величини поляризаційної напруги.

Порівняння вигляду поверхні мультикристалічних кремнієвих зразків до і після гідрогенізації воднем в електроліті на основі фтористоводневої кислоти (HF:C₂H₅OH=10:1) і (HF:C₂H₅OH=10:2), як в спектрах вторинних іонів, так і в зображенні розподілення елементів по поверхні (мас-спектрального іонного мікроскопа та режим іонного мікрозонда), зображені на рис. 2 і рис. 3 до пасивації воднем методом гідрогенізації мультикристалічної підкладки *Baysix*.

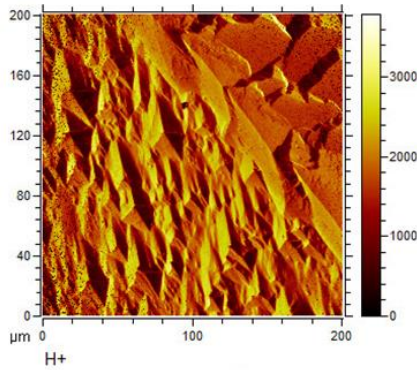


Рисунок 2 – Вид 2D іонного зображення поверхні полікристалічної підкладки Waysis (розміром 200x200 мкм) перед пасивуванням гідруванням, створеного на мас-спектрометрі TOF5 SIMS струмом вторинних іонів водню H_2^+ .

На рис.4 і рис.5 зображені розподілення елементів по поверхні пасивованої воднем методом гідрогенізації. Це дає нам відповідь, що вторинних іонів H^+ водню є в кілька раз більше ніж вторинних іонів молекулярного SiH_2^+ .

В цьому випадку сформований пучок первинних іонів сканують по поверхні з отриманням растра, а мас-аналізатор настраюється на визначену масу, сигнал з якого використовується для модуляції монітора, розгортка котрого синхронізована з розгорткою пучка іонів.

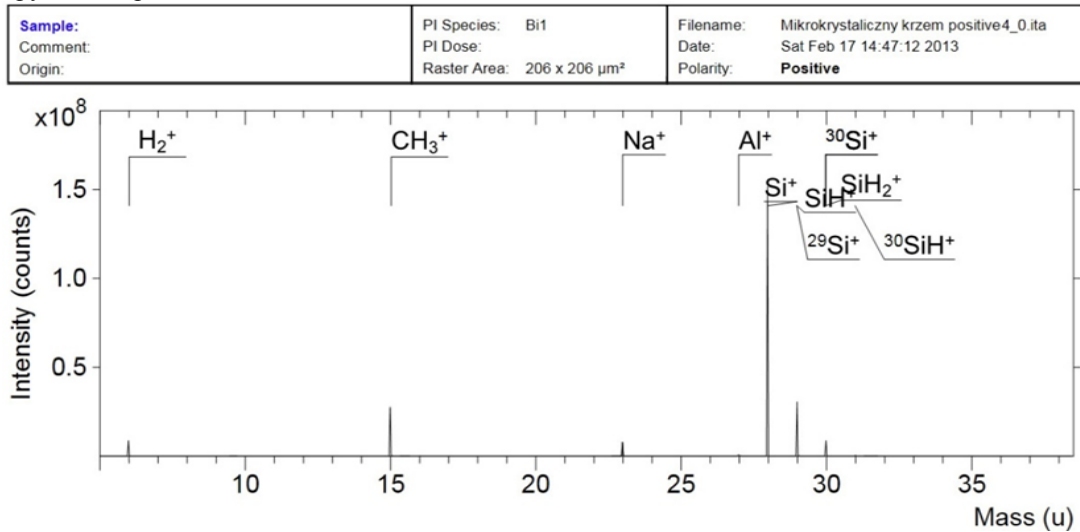


Рисунок 3 – Зображення діалогового вікна мас-спектрометра TOF5 SIMS на поверхні полікристалічних підкладок типу Waysis у статичному режимі перед гідруванням (вторинних іонів H_2^+ практично немає). Mass (u) – масове число. Intensity (counts) – інтенсивність (кількість зчитованих імпульсів)

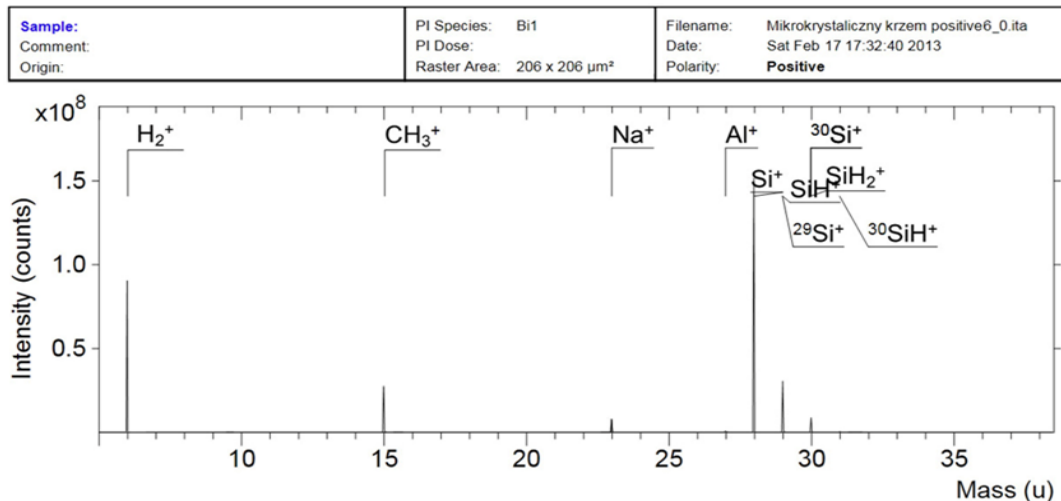


Рисунок 4 – Зображення діалогового вікна мас-спектрометра TOF5 SIMS поверхні полікристалічних підкладок Si типу Waysis у статичному режимі після гідрування (наявність H_2^+). Mass (u) – масове число. Intensity (counts) – інтенсивність (кількість зчитованих імпульсів)

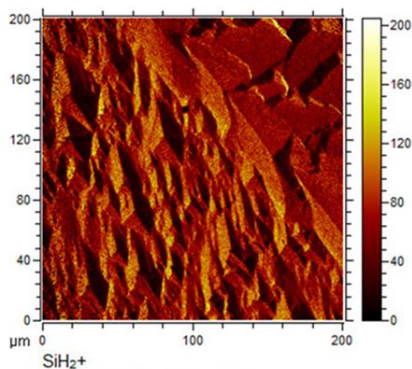


Рисунок 5 – Вигляд 2D-іонного зображення поверхні мультикристалічної підкладки BaYSi6 (розміром 200*200 мкм) пасивним водним методом гідрогенізації, створеного на мас-спектрометрі TOF5 SIMS струмом вторинних іонів молекулярного SiH_2^+

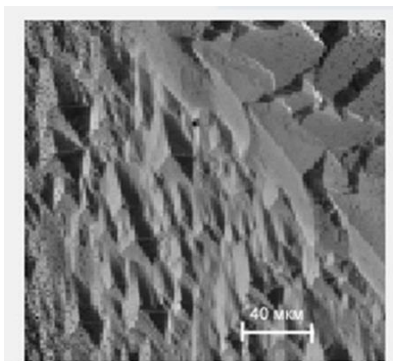


Рисунок 6 – Поверхня, яка під гідрогенізацію отримувала в 2D-зображенні вторинних іонів H^+ та вторинних іонів молекулярного SiH_2^+

Так ми отримуємо 2D зображення (розміром 200x200 мкм) поверхні струму вторинних іонів H^+ водню (рис. 2) і 2D зображення струму вторинних іонів молекулярного SiH_2^+ (рис. 5) поверхні пасивованої воднем методом гідрогенізації мультикристалічної підкладки BaYSi6, що можна порівняти із оптичною світлиною чистої поверхні кремнію, яка піддавалася гідрогенізації (рис. 6).

З вигляду 2D-іонних зображень, а також їх окремих частин видно, що вся різниця в інтенсивності струму вторинних іонів зв'язана з топографією поверхні зразків, а вигляд 2D зображень повністю співпадає з оптичною світлиною цієї поверхні (рис. 6.). З цього можна зробити висновок про безперечну наявність водню на поверхні досліджуваних кремнієвих зразків.

Необхідно детально розібрати процес гідрогенізації, щоб скласти правильну модель входу водню в кристалічну решітку підкладки мультикристалічного кремнію. Оскільки електровід'ємність у водню є більшою ніж у кремнію, то при адсорбції на кремнієвій поверхні водень буде утворювати диполі, від'ємні кінці яких будуть спрямовані назовні.

В результаті цього на поверхні p^+ -емітера виникне від'ємний заряд поверхневих станів, що буде скомпенсовуватись позитивним зарядом в приповерхневій області напівпровідника. Висота утворе-

ного при цьому потенційного бар'єру зростає при подальшій адсорбції водню, що приводить до сповільнення даного процесу. Виходячи з цього, можна зробити висновок, як про недоцільність збільшення катодного струму вище 10 mA/cm^2 , так і про недостатню ефективність гідрогенізації з меншою густиною струму.

В процесі катодної поляризації пористого шару має місце введення атомарного водню в його структуру та пасивація обірваних кремнієвих зв'язків, що підтверджується експериментами на мас-спектрометрі вторинних іонів, де після гідрогенізації ми можемо бачити стійку інтенсивність (кількість зчитаних імпульсів) вторинних іонів поверхні мультикристалічної підкладки кремнію типу BaYSi6 в статичному режимі з наявністю іонів H_2^+ .

У цьому випадку сформований пучок первинних іонів сканується на поверхні для отримання растру, а мас-аналізатор налаштовується на певну масу, сигнал від якої використовується для модуляції монітора, сканування якого синхронізовано з сканування іонного пучка [21, 22]. Таким чином, отримуємо 2D зображення (розміром 200x200 мкм) поверхні струму вторинних іонів водню H_2^+ та 2D зображення струму вторинних іонів молекулярної поверхні SiH_2^+ , пасивованої воднем гідрогенізація мультикристалічної підкладки BaYSi6.

ВИСНОВКИ. З вигляду 2D іонних зображень, а також окремих їх частин видно, що вся різниця в інтенсивності іонного струму пов'язана з топографією поверхні зразка, оскільки зовнішній вигляд 2D зображень повністю збігається з оптичною фотографією цієї поверхні (рис.6). З цього можна зробити висновок про безперечну присутність водню на поверхні досліджуваних зразків кремнію [23, 24].

Найкраще це видно на малюнку діалогового вікна мас-спектрометра TOF5 SIMS поверхні мультикристалічних Si підкладок типу BaYSi6 у статичному режимі до гідрогенізації та після гідрогенізації (наявність H_2^+). Це дає нам відповідь, що вторинних іонів H^+ водню є в кілька раз більше ніж вторинних іонів молекулярного SiH_2^+ .

ЛІТЕРАТУРА

1. Tasmia R., Ruy S. et al. Passivation of all-angle black surfaces for silicon solar cells. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2017. Vol. 160. P. 444–453. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.10.044>.
2. Nichkalo S. et al. Fabrication and Characterization of High-Performance Anti-reflecting Nanotextured Si Surfaces for Solar Cells. *Springer Proceedings in Physics*. 2018. P. 275–283. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-91083-3_19.
3. Lehmann V. et al. The Physics of Macropore Formation in Low-Doped p-Type Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. 1999. Vol. 146. №. 8. 2968. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1392037>.
4. Zhang X. G. Morphology and Formation Mechanisms of Porous Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. 2004. Vol. 151. №. 1. 69. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1632477>.
5. Yerokhov V. Y., Melnyk I. I. Influence of external bias on photoelectric properties of silicon

MIS/IL structures. *Solid-State Electron*. 1998. Vol. 42. №. 6. P. 883–889. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0038-1101\(98\)00101-4](https://doi.org/10.1016/S0038-1101(98)00101-4).

6. Canham L. T. Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers. *Appl. Phys.* 1990. Lett. 5. 1046. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.103561>.

7. Prokes S. M. et al. SiH_x excitation: An alternate mechanism for porous Si photoluminescence. *Physical Review B*. 1992. Vol. 45. 13788. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.45.13788>.

8. Koch F. Models and Mechanisms for the Luminescence of Porous Si. *Materials Research Society Symposium Proceedings*. 1993. Vol. 298. P. 319–329. DOI: <https://doi.org/10.1557/proc-298-319>.

9. Derbali L., Ezzaouia H. Electrical properties improvement of multicrystalline silicon solar cells using a combination of porous silicon and vanadium oxide treatment. *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 271. P. 234–239. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.01.166>.

10. Eisenlohr Johannes, Tucher Nico. et al. Efficiency increase of crystalline silicon solar cells with nanoimprinted rear side gratings for enhanced light trapping. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2016. Vol. 155. P. 288–293.

11. Parkhutik V. P., Shershulsky V. I. Theoretical modelling of porous oxide growth on aluminium. *J. Phys. D : Appl. Phys.* Vol. 25. 1992. 1258. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/25/8/017>.

12. Carstensen J. et al. A Model for Current-Voltage Oscillations at the Silicon Electrode and Comparison with Experimental Results. *Journal of The Electrochemical Society*. 1999. Vol. 146. №.3. 1134. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1391734>.

13. Valance A. Theoretical model for early stages of porous silicon formation from n- and p-type silicon substrates. *Physical Review B*. 1997. Vol. 55. 9706. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.55.9706>.

14. Kang Y. Dissolution Mechanism for p-Si during Porous Silicon Formation. *Journal of The Electrochemical Societ.* 1997. Vol. 144. №. 9. 3104. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1837966>.

15. Chazalviel J.-N. Electrochemical preparation of porous semiconductors: from phenomenology to un-

derstanding. *Materials Science and Engineering B*. 2000. Vol. 69–70. P. 1–10. DOI: [https://doi.org/10.1016/s0921-5107\(99\)00285-8](https://doi.org/10.1016/s0921-5107(99)00285-8).

16. Emel'yanov V. I. Defect-deformation mechanism of spontaneous nucleation of an ensemble of pores in solids and its experimental verification. *Quantum Electronics*. 2002. Vol. 32. №. 6. 473. DOI: <https://doi.org/10.1070/qe2002v032n06abeh002225>.

17. Walgraef D. et al. Deformation patterns in thin films under uniform laser irradiation. *Physical Review B*. 1997. Vol. 56. 15361. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.56.15361>.

18. Lehmann V. The Physics of Macropore Formation in Low Doped n-Type Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. 1993. Vol. 140. №. 10. 2836. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2220919>.

19. Lehmann V. Porous silicon formation : A quantum wire effect. *Applied Physics Letters*. 1991. Vol. 58. №. 8. Let. 58. 856. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.104512>.

20. Starkov V. V. Dielectric Porous Layer Formation in Si and Si/Ge by Local Stain Etching. *Physica status solidi (a)*. 2000. Vol. 182(1). P. 93–96. DOI: [https://doi.org/10.1002/1521-396X\(200011\)182:1<93::AID-PSSA93>3.0.CO;2-8](https://doi.org/10.1002/1521-396X(200011)182:1<93::AID-PSSA93>3.0.CO;2-8).

21. Yerokhov V., Ierokhova O. International Conference on Electronics and Information Technology, EIT 2016 – Conference Proceedings. 7500990. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1109/ICEAIT.2016.7500990>.

22. Yerokhov V. Ierokhova O. Modern Problems of Radio Engineering, Telecommunications and Computer Science, Proceedings of the 13th International Conference on TCSET 2016. 388. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1109/TCSET.2016.7452066>.

23. Huang Y. M. Porous Silicon Based Solar Cells. *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 663–665. P. 836–839. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.663-665.836>.

24. Druzhinin A. A. et al. Development of anti-reflecting surfaces based on Si micropylamids and wet-chemically etched Si nanowire arrays. *Funct. Mater.* 2018. Vol. 25 (4). P. 675–680. DOI: <https://doi.org/10.15407/fm25.04.675>.

ELECTROCHEMICAL HYDROGENIZATION OF THE FRONTAL SURFACE OF SOLAR CELLS AND THEIR RESEARCH BY MASS SPECTROSCOPY

V. Yerokhov, A. Druzhinin, I. Skrypnyk

Lviv Polytechnic National University

ORCID: 0000-0001-5358-6103; 0000-0002-4854-3464; 0000-0002-9752-3128

Purpose. Texturing of the silicon surface, both by chemical and electrochemical etching, is an integral part of the technology of modern high-performance silicon solar cells. The texture on the front surface of the solar cells not only reduces reflection losses, but also helps to capture long-wave light in the SC structure, thereby expanding its operating spectral range and increasing the short-circuit current. In this regard, the study of the PSi layer in a nanotexture by mass-spectroscopy on the functional properties of the frontal silicon surface, which was pre-textured, is of particular interest. **Methodology.** The study of all stages of formation of hydrogenated porous structure and identification of technological patterns that affect the characteristics of the obtained nano-, meso-, macropores are very important, because most of the porous parameters are laid at the stage of formation of nucleation (seed) centers. In order to improve the passivating properties of PSi layers used in solar cells, the process of electrochemical hydrogenation of PSi as on p - type silicon substrates with a resistivity of $0.1 \div 10 \text{ Ohm}\cdot\text{cm}$ also on substrates with a formed emitter junction n⁺- p of conductivity was studied. Various solutions were used as the electrolyte, such as (HF: C₂H₅OH=1: 1), (HF: C₂H₅OH=1:2) and so on. The current density and anodizing time varied over a wide range of values, which allowed the formation of PSi layers with different porosity and thickness. A solution of HF: C₂H₅OH = 1: 1 was used as the electrolyte. The anodizing current and time varied over a wide range of values to obtain PSi layers with different porosity and thickness. To determine the conditions of the process of electrochemical hydrogenation of PSi during its cathodic polarization, potentiostatic current-voltage curves of the system Pt (anode)-electrolyte-porous silicon/ silicon (cathode) for electrolytes with different chemical composition were taken. **Finding.** Comparison of the surface appearance of Baysix

type multicrystalline silicon samples before and after hydrogen hydrogenation in an electrolyte based on hydrofluoric acid ((HF: C₂H₅OH=10:1), (HF:C₂H₅OH=10:2) and so on), both in the secondary ion Spectra and in the image of the distribution of elements over the surface (mass spectral ion microscope and Ion microzond mode). **Originality.** We get a 2D image (size 200x200 microns) of the surface of the current of secondary ions H⁺ hydrogen and 2D image of the secondary ion current of molecular SiH₂⁺ the surface of a Baysix type multicrystalline substrate passivated with hydrogen by hydrogenation, which is comparable to the optical image of a pure silicon surface that has been hydrogenated. From the form of 2D-ion images, as well as their individual parts, it can be seen that all the difference in the current intensity of the secondary ions is due to the topography of the surface of the samples. **Practical value.** The prospects of creating efficient solar cells using multifunctional multi-textures of porous silicon are shown. **References** 24, figures 6.

Key words: hydrogenation, mass-spectroscopy, electrochemistry, silicon, solar cell, porous silicon, texture.

REFERENCES

1. Tasmia, R., Ruy, S. et al. (2017). Passivation of all-angle black surfaces for silicon solar cells. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. Vol. 160. pp. 444–453. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2016.10.044>.
2. Nichkalo, S. et al. (2018). Fabrication and Characterization of High-Performance Anti-reflecting Nanotextured Si Surfaces for Solar Cells. *Springer Proceedings in Physics*. pp. 275–283. DOI: https://doi.org/10.1007/978-3-319-91083-3_19.
3. Lehmann, V. et al. (1999). The Physics of Macropore Formation in Low-Doped p-Type Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. Vol. 146. №. 8. 2968. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1392037>.
4. Zhang, X. G. (2004). Morphology and Formation Mechanisms of Porous Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. Vol. 151. №. 1. 69. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1632477>.
5. Yerokhov, V. Y., Melnyk, I. I. (1998). Influence of external bias on photoelectric properties of silicon MIS/IL structures. *Solid-State Electron*. Vol. 42. №. 6. pp. 883–889. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0038-1101\(98\)00101-4](https://doi.org/10.1016/S0038-1101(98)00101-4).
6. Canham, L. T. (1990). Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers. *Appl. Phys. Lett*. 5. 1046. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.103561>.
7. Prokes, S. M. et al. (1992). SiH_x excitation: An alternate mechanism for porous Si photoluminescence. *Physical Review B*. Vol. 45. 13788. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.45.13788>.
8. Koch, F. (1993). Models and Mechanisms for the Luminescence of Porous Si. *Materials Research Society Symposium Proceedings*. Vol. 298. pp. 319–329. DOI: <https://doi.org/10.1557/proc-298-319>.
9. Derbali, L., Ezzaouia, H. (2013). Electrical properties improvement of multicrystalline silicon solar cells using a combination of porous silicon and vanadium oxide treatment. *Applied Surface Science*. Vol. 271. pp. 234–239. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.01.166>.
10. Eisenlohr, Johannes, Tucher, Nico. et al. (2016). Efficiency increase of crystalline silicon solar cells with nanoimprinted rear side gratings for enhanced light trapping. *Solar Energy Materials and Solar Cells*. Vol. 155. pp. 288–293.
11. Parkhutik, V. P., Shershulsky, V. I. (1992). Theoretical modelling of porous oxide growth on aluminium. *J. Phys. D : Appl. Phys*. Vol. 25. 1258. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/25/8/017>.
12. Carstensen, J. et al. (1999). A Model for Current-Voltage Oscillations at the Silicon Electrode and Comparison with Experimental Results. *Journal of The Electrochemical Society*. Vol. 146. №.3. 1134. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1391734>.
13. Valance, A. (1997). Theoretical model for early stages of porous silicon formation from n- and p-type silicon substrates. *Physical Review B*. Vol. 55. 9706. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.55.9706>.
14. Kang, Y. (1997). Dissolution Mechanism for p-Si during Porous Silicon Formation. *Journal of The Electrochemical Society*. Vol. 144. №. 9. 3104. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.1837966>.
15. Chazalviel, J.-N. (2000). Electrochemical preparation of porous semiconductors: from phenomenology to understanding. *Materials Science and Engineering B*. Vol. 69–70. pp. 1–10. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5107\(99\)00285-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5107(99)00285-8).
16. Emel'yanov, V. I. (2002). Defect-deformation mechanism of spontaneous nucleation of an ensemble of pores in solids and its experimental verification. *Quantum Electronics*. Vol. 32. №. 6. 473. DOI: <https://doi.org/10.1070/qe2002v032n06abeh002225>.
17. Walgraef D. et al. (1997). Deformation patterns in thin films under uniform laser irradiation. *Physical Review B*. 1997. Vol. 56. 15361. DOI: <https://doi.org/10.1103/physrevb.56.15361>.
18. Lehmann V. (1993). The Physics of Macropore Formation in Low Doped n-Type Silicon. *Journal of The Electrochemical Society*. Vol. 140. №. 10. 2836. DOI: <https://doi.org/10.1149/1.2220919>.
19. Lehmann V. (1991). Porous silicon formation : A quantum wire effect. *Applied Physics Letters*. Vol. 58. №. 8. Let. 58. 856. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.104512>.
20. Starkov V. V. (2000). Dielectric Porous Layer Formation in Si and Si/Ge by Local Stain Etching. *Physica status solidi (a)*. Vol. 182(1). P. 93–96. DOI: [https://doi.org/10.1002/1521-396X\(200011\)182:1<93::AID-PSSA93>3.0.CO;2-8](https://doi.org/10.1002/1521-396X(200011)182:1<93::AID-PSSA93>3.0.CO;2-8).
21. Yerokhov V., Ierokhova O. (2016). International Conference on Electronics and Information Technology, EIT 2016 – Conference Proceedings. 7500990. DOI: <https://doi.org/10.1109/ICEAIT.2016.7500990>.
22. Yerokhov V. Ierokhova O. (2016). Modern Problems of Radio Engineering, Telecommunications and Computer Science, Proceedings of the 13th International Conference on TCSET. 388. DOI: <https://doi.org/10.1109/TCSET.2016.7452066>.
23. Huang Y. M. (2011). Porous Silicon Based Solar Cells. *Materials Science Forum*. Vol. 663–665. pp. 836–839. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.663-665.836>.
24. Druzhinin A. A. et al. (2018). Development of anti-reflecting surfaces based on Si micropyramids and wet-chemically etched Si nanowire arrays. *Funct. Mater.* Vol. 25(4). pp. 675–680. DOI: <https://doi.org/10.15407/fm25.04.675>.

Стаття надійшла 01.11.2021