

Ю.В. Павловський<sup>1</sup>, О.В. Бербець<sup>1</sup>, П.Г. Литовченко<sup>2</sup>

## **Вплив ростових домішок на термічне дефектоутворення у монокристалічному кремнії**

<sup>1</sup>Дрогобицький державний педагогічний університет імені Івана Франка, м. Дрогобич, Україна, [yu\\_pavlovskyy@ukr.net](mailto:yu_pavlovskyy@ukr.net)

<sup>2</sup>Інститут ядерних досліджень НАН України, м. Київ, Україна

Досліджено вплив ростових домішок (кисню та вуглецю) на магнітні, мікромеханічні та структурні властивості монокристалів кремнію, вирощених за методом Чохральського (Cz-Si), після їх термічної обробки (ТО) в інтервалі температур 700 – 1100 °С. Вивчено розподіл дефектів, які утворюються при різних температурах відпалу. Виявлено кореляцію між змінами магнітної сприйнятливості, мікротвердості та перебудовою структурних дефектів у кристалах після їх термообробки. Оцінено концентрації та розміри магнітно впорядкованих кластерів. Запропоновано інтерпретацію одержаних експериментальних результатів.

**Ключові слова:** монокристалічний кремній, кисень, вуглець, магнітна сприйнятливість, мікротвердість, термічна обробка.

Подано до редакції 13.04.2021; прийнято до друку 29.06.2021.

### **Вступ**

Завдяки значним природнім запасам, відносній дешевизні, налагодженню технологій вирощування монокристалічний кремній залишається одним з основних функціональних матеріалів напівпровідникової електроніки. Незважаючи на досягнення технологій щодо одержання чистих монокристалів кремнію, у них все ж міститься значна концентрація ростових домішок, основними з яких є кисень та вуглець. Вони можуть суттєво впливати на радіаційне та термічне дефектоутворення в кремнії, та експлуатаційні характеристики електронних пристроїв сконструйованих на його основі, через що викликають науковий інтерес у багатьох дослідників. Механізм цього впливу пов'язують з внутрішніми механічними напруженнями, що виникають у кристалі внаслідок невідповідності ковалентних радіусів атомів домішок і власних атомів кремнію. Цим питанням присвячено вже досить велику кількість робіт [1-5], однак у них не проводилися

комплексні дослідження з використанням різних експериментальних методик.

У даній роботі досліджено вплив домішок кисню та вуглецю на магнітну сприйнятливість, мікротвердість та перебудову структурних дефектів у монокристалічному кремнії, який піддавався термообробці в інтервалі 700 – 1100 °С.

### **I. Експериментальні методики та розрахунки**

Для експерименту використано три групи зразків вирощених методом Чохральського: зразки з підвищеним вмістом вуглецю ( $n\text{-Si[C]}_1$ ,  $n\text{-Si[C]}_2$ ), та промислової марки КЕФ-2. Зразки підбиралися з приблизно однаковою вихідною концентрацією вільних носіїв заряду ( $n$ ). Вихідні параметри приведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Вихідні параметри досліджуваних зразків

№	Матеріал	$n$ , $10^{15} \text{ см}^{-3}$	$N_0$ , $10^{17} \text{ см}^{-3}$ (ІЧП)	$N_C$ , $10^{17} \text{ см}^{-3}$ (ІЧП)	$N_C$ , $10^{17} \text{ см}^{-3}$ (SIMS)
1	$n\text{-Si}[C_1]$	2,0	8,0 - 9,0	3,3	3,0
2	$n\text{-Si}[C_2]$	2,0	7,5 - 8,0	0,8	0,7
3	КЕФ-2	2,1	7,5 - 8,0	< 0,2	< 0,2

Термічна обробка зразків проводилася в трубчастій печі на повітрі в температурному інтервалі 700 – 1100 °С з кроком 50 °С впродовж 5 годин при кожній температурі, з подальшим охолодженням на повітрі. Вважаємо, що відпал на повітрі не впливає на формування об'ємних термічних дефектів у Si, оскільки авторами [6] встановлено, що окислення поверхні зразків може приводити лише до додаткової генерації міжвузлових атомів кремнію з межі розділення окису кремнію і кремнієвої матриці в об'єм кристалу лише при двостадійних термообробках з повторним відпалом при температурах вищих 1100 °С тривалістю понад 10 год.

Вимірювання магнітної сприйнятливості кристалів проводилося на удосконаленій установці [7] в магнітних полях (0,3 - 4,0) кЕ при 290 К. Максимальна похибка не перевищувала 1 %. Для вимірювань МС готувалися зразки розміром  $2 \times 3 \times 10 \text{ мм}^3$ . Зразки шліфувалися порошками зернистістю 12 мкм та 7 мкм, полірувалися алмазною пастою з діаметром зерен 2 мкм, піддавалися травленню в поліруючому травнику  $\text{HNO}_3:\text{HF} = 4:1$  та промивалися у дистильованій воді.

Мікротвердість вимірювалася за методом Віккерса на приладі ПМТ-3. На основі приладу встановлені предметний столик, який має дві ступені вільності, колона з різьбою, на якій закріплений кронштейн з мікроскопом і навантажувальний пристрій з індентором. Індентор Віккерса є зрізаною чотиригранною алмазною пірамідкою з квадратною основою і з кутом при вершині між протилежними гранями рівним 136°. Для точного визначення числа мікротвердості оптична вісь мікроскопа повинна збігатися з віссю навантаження при повороті предметного столика на 180°, тобто необхідно налаштувати оптичну систему мікротвердоміра так, щоб відбиток наносився саме на тому місці, яке було вибрано під мікроскопом. Також необхідна правильна установка механізму навантаження по висоті. Юстування по висоті проводилося на еталоні з відомою величиною мікротвердості за Віккерсом ( $H_V$ ). Регулюючи навантажувальний механізм необхідно домогтися отримання відбитка з такою діагоналлю, яка б відповідала мікротвердості еталона. У нашому випадку це свіжо сколені кристали КСІ з відомою мікротвердістю [8]. Для чотиригранної піраміди з кутом між протилежними гранями при вершині 136° величина  $H_V$  обчислюється за формулою;

$$H_V = \frac{P}{F_{\text{від}}} = 2 \frac{P}{d^2} \sin \frac{\alpha}{2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}, \quad (1)$$

де  $H_V$  – мікротвердість за Віккерсом, кгс/мм<sup>2</sup>;  $P$  – навантаження на індентор, кг;  $\alpha = 136^\circ$  – кут при вершині алмазної пірамідки;  $d$  – розмір діагоналі відбитка, усереднений за горизонтальною і вертикальною, мм.

Використано навантаження  $P = 0,1$  кг. Тривалість навантаження алмазної піраміди на зразок 15 с. На кожному зразку виконувалося не менше 20 вдвлювань індентора і обчислювалися середні значення відбитків діагоналей.

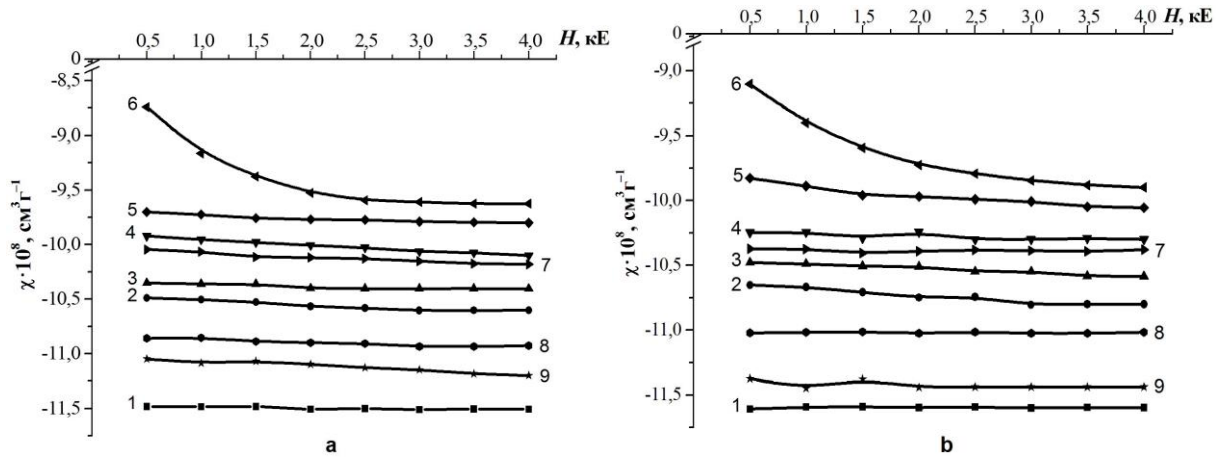
Вивчення структурних дефектів і їхньої перебудови при термообробках проводилося за допомогою металографічного інструментального мікроскопу МІМ-10. Перед фотографуванням зразки піддавалися механічній обробці (шліфування порошком 7 мкм та полірування алмазною пастою зернистістю 2 мкм) та хімічній обробці у двох стадіях: спочатку в поліруючому травнику  $\text{HNO}_3:\text{HF} = 4:1$  – 5 - 10 хвилин, а потім у вибіркового травнику  $\text{HF}:\text{CrO}_3 = 1:1$  – 20 хвилин.

## II. Експериментальні результати та їх обговорення

На рис. 1 представлені залежності магнітної сприйнятливості від напруженості магнітного поля ( $\chi(H)$ ) зразків  $\text{Si}[C_1]$  (рис. 1, а) та КЕФ-2 (рис. 1, б) після термообробок в інтервалі 700-1100°С. Видно, що термічна обробка приводить до зменшення діамagnetизму відносно вихідних зразків, з максимальним ефектом при 900°С. На цих же зразках спостерігається незначна нелінійність залежностей  $\chi(H)$ .

При аналізі експериментальних результатів будемо виходити з того, що ефективні значення магнітної сприйнятливості відпалених зразків визначаються діамagnetітною сприйнятливістю номінально чистого кремнію  $\chi^0$  та магнітним внеском деяких дефектів  $\chi^{\text{def}}$ , який, у свою чергу, складається із незалежної ( $\chi^n$ ) та залежної від  $H$  ( $\chi(H)$ ) складової:

$$\chi = \chi^0 + \chi^{\text{def}} = \chi^0 + \chi^n + \chi(H). \quad (2)$$

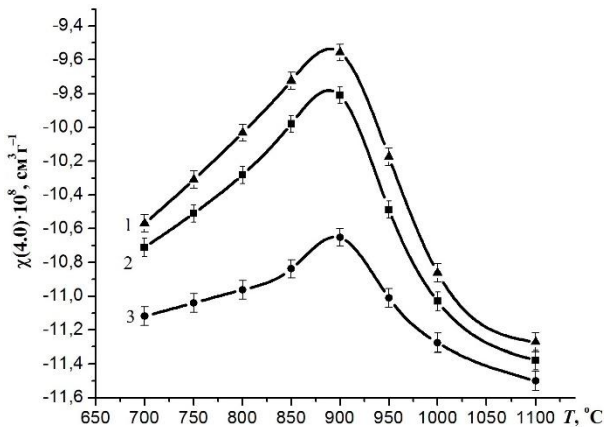


**Рис. 1.** Залежності магнітної сприйнятливості від напруженості магнітного поля зразків Si[C<sub>1</sub>] (а) та KEF-2 (б) після термообробки: 1 – вихідний, 2 – 700°C, 3 – 750°C, 4 – 800°C, 5 – 850°C, 6 – 900°C, 7 – 950°C, 8 – 1000°C, 9 – 1100°C.

За  $\chi^0$  приймаємо значення  $(-11,6 \cdot 10^{-8}) \text{ см}^3/\text{г}$ . Вважаючи, що величина  $\chi^0$  не залежить від  $H$ , різницю величин  $\chi$  і  $\chi^0$  слід розглядати як вклад дефектної підсистеми кристалів.

Таким чином зменшення діамагнетизму пояснюється утворенням парамагнітних центрів у процесі ТО, а нелінійність  $\chi(H)$  – їх магнітним упорядкуванням.

На рис. 2 приведено значення магнітної сприйнятливості, в полі 4 кЕ ( $\chi(4,0)$ ), від температури термообробки ( $\chi(T_{\text{ТО}})$ ) зразків Si[C]<sub>1</sub> (крива 1), Si[C]<sub>2</sub> (крива 2) та KEF-2 (крива 3). Видно, що ТТ приводить до появи парамагнітної складової, яка найсуттєвіше проявляється після відпалу при 900°C. Порівнюючи залежності  $\chi(T_{\text{ТО}})$  зразків з підвищенням вмісту вуглецю із зразками марки KEF-2, бачимо, що в них вклад парамагнітної складової є приблизно в двічі більшим на всьому інтервалі термообробок. Слід зауважити, що введення парамагнітних центрів у зразках корелює з вмістом оптично активного (атомарного) вуглецю в них: чим вища концентрація вуглецю тим більше вводиться парамагнітних центрів (див. табл. 1).



**Рис. 2.** Залежності магнітної сприйнятливості від температури термообробки зразків: Si[C]<sub>1</sub> – крива 1, Si[C]<sub>2</sub> – крива 2 та KEF-2 – крива 3.

У роботі [9] зазначалося, що вплив таких зовнішніх чинників, як магнітне поле, радіаційне випромінювання, а у нашому випадку термічний відпал, можуть стимулювати розрив Si-Si, Si-H, Si-C, Si-P, Si-B зв'язків в SiO<sub>x</sub>-преципітатах, що фіксувалося методами ЕПР і Оже-спектроскопії. Крім того відомо, що вже у процесі утворення молекули SiO<sub>2</sub> генерується один міжвузловий атом кремнію [10]. Наслідком розриву зв'язків і наступної еволюції дефектної структури за рахунок міждефектних реакцій є утворення кластерів міжвузлових атомів кремнію. На границі таких кластерів і SiO<sub>x</sub>-преципітатів з кристалічною ґраткою кремнію існують механічні напруження, що приводить до утворення обірваних зв'язків (парамагнітних центрів) на цих границях, концентрація яких може перевищувати  $10^{20} \text{ см}^{-3}$  [11].

Відомо, що вуглець прискорює преципітацію кисню, а отже і зазначені вище процеси, що в свою чергу приводить до зростання парамагнетизму. Не виключено, що вуглець, який перебуває в розчиненому атомарному стані, бере безпосередню участь у формуванні парамагнітних центрів. Такими центрами можуть бути комплекси, які складаються з двох атомів вуглецю (розташованих у сусідніх вузлах ґратки) та міжвузлового атома кремнію (тобто комплекси C<sub>s</sub>-Si<sub>i</sub>-C<sub>s</sub>), які у збудженому триплетному стані відповідають ЕПР спектру Si-PT1 [12].

Нелінійна залежність  $\chi(H)$  для зразків відпалених при 900°C може свідчити про наявність «квазіферомагнітних» кластерів, які поводять себе подібно до ланжевенівського парамагнетизму атомів, що володіють магнітним моментом. Основна відмінність полягає в тому, що їх магнітний момент може бути в  $10^3$ - $10^5$  разів більший від магнітного моменту окремих атомів. Таким чином для цих зразків формулу 2 можна записати у вигляді:

$$\chi = \chi^0 + \chi^n + N\mu L' \left( \frac{m_{\text{кл}} H}{kT} \right), \quad (3)$$

де  $N$  – концентрація магнітовпорядкованих кластерів;

$\mu$  – магнітний момент одного такого кластера (будемо вважати у першому наближенні, що магнітні моменти кластерів однакові);  $L'(x)$  – похідна від функції Ланжевена,  $k$  – стала Больцмана,  $T$  – температура.  $\mu = N_0 \mu_B g \sqrt{s(s+1)}$ , де  $N_0$  – кількість парамагнітних центрів у одному магнітному кластері,  $\mu_B$  – магнетон Бора,  $g$  –  $g$ -фактор (для оцінки прийємо  $g = 2$ ),  $s$  – спин парамагнітного центра, з яких складається кластер (для оцінки прийємо  $s = 1/2$ ).

Детальний опис запропонованої моделі нами представлено в роботі [13]. Оцінені на її основі параметри дефектів подано у таблиці 2.

**Таблиця 2**

Концентрації магнітовпорядкованих кластерів ( $N$ ), кількість парамагнітних центрів у одному кластері ( $N_0$ ), та відношення магнітних моментів кластерів до магнетона Бора ( $\mu/\mu_B$ )

№ зразка	$N$ , см <sup>-3</sup>	$N_0$ , 1/кластер	$\mu/\mu_B$
1	$2,7 \cdot 10^{11}$	$4,0 \cdot 10^3$	$6,7 \cdot 10^3$
2	$2,3 \cdot 10^{11}$	$3,6 \cdot 10^3$	$6,1 \cdot 10^3$
3	$1,4 \cdot 10^{11}$	$3,2 \cdot 10^3$	$4,8 \cdot 10^3$

У запропонованій вище моделі ми прийняли, у першому наближенні, що магнітні моменти кластерів однакові. Проте, очевидно, що в дійсності це не зовсім так – існує їх певний розподіл за величиною:

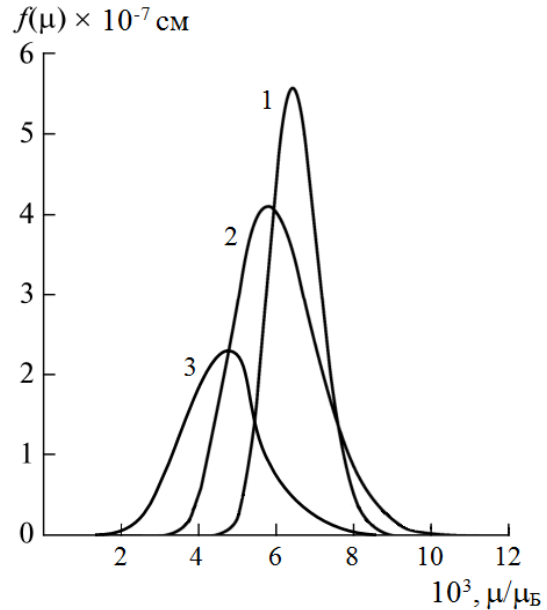
$$f(\mu_{кл}) = \frac{n}{\sqrt{2\pi\sigma}} \frac{1}{\mu_{кл}} \exp \left[ -\frac{\ln^2(\mu_{кл}/\langle\mu_{кл}\rangle)}{2\sigma^2} \right]. \quad (4)$$

Функція розподілу  $f(\mu)$  визначається трьома параметрами, тобто  $n$ ,  $\sigma$  та  $\langle\mu_{кл}\rangle$ . Це докладно описано нами у роботах [14, 15]. На основі цієї моделі були отримані такі результати (рис. 3). Максимуми на рис. 3 є найбільш імовірними значеннями розмірів та магнітних моментів кластерів. Як бачимо, вони задовільно збігаються з результатами, отриманими з моделі (3).

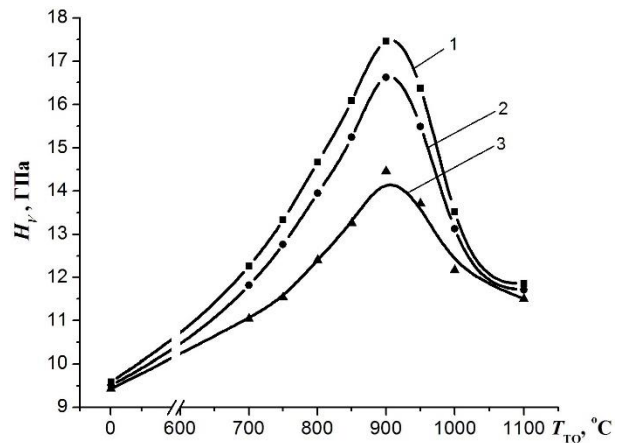
На цих же зразках вимірювалась мікротвердість ( $H_V$ ) за Віккерсом. Результати вимірювання представлені на рис. 4: зразки Si[C]<sub>1</sub> (крива 1), Si[C]<sub>2</sub> (крива 2) та КЕФ-2 (крива 3). Кожна точка на графіках є усередненням 20 - 30 окремих вимірів  $H_V$ . Видно, що у всіх випадках, при збільшенні температури від 700 °С до 900 °С мікротвердість зростає, а при температурах відпалу  $T_{To} > 900$  °С – зменшується і при  $T_{To} = 1100$  °С наближається до вихідного значення. Це добре корелює з результатами одержаними при вимірюванні МС (рис. 2) – в усіх випадках максимум досягається при температурі  $T_{To} = 900$  °С.

Зауважимо, що при кімнатній температурі мікротвердість монокристалічного кремнію визначається головним чином рухливістю нерівноважних точкових дефектів та дислокацій. Отже, зростання мікротвердості, у нашому випадку,

можна пов'язати зі збільшенням концентрації домішкових преципітатів, поява яких приводить до блокування руху точкових дефектів та дислокацій.



**Рис. 3.** Функції розподілу кластерів у зразках за величиною їх магнітних моментів.



**Рис. 4.** Залежності мікротвердості зразків Si[C]<sub>1</sub> (крива 1), Si[C]<sub>2</sub> (крива 2) та КЕФ-2 (крива 3) від температури їх обробки.

Зменшення мікротвердості та парамагнітної складової при температурах відпалу вищих 900 °С, очевидно, пов'язане зі зміною домішково-структурних комплексів у кристалах, що приводить до зменшення внутрішніх механічних напружень. Як показано в [15] у цьому температурному інтервалі переважає утворення дислокаційних петель. Це підтверджується результатами вивчення структурних дефектів у цих кристалах методом фотографування поверхонь травлення зразків за допомогою металографічного інструментального мікроскопу (МІМ-10). Одержані фотографії поверхонь травлення приведені на рис. 5.

На вихідних зразках у більшості переважали дрібні ямки травлення невеликої концентрації. При збільшенні температури відпалу зразків від 700 до

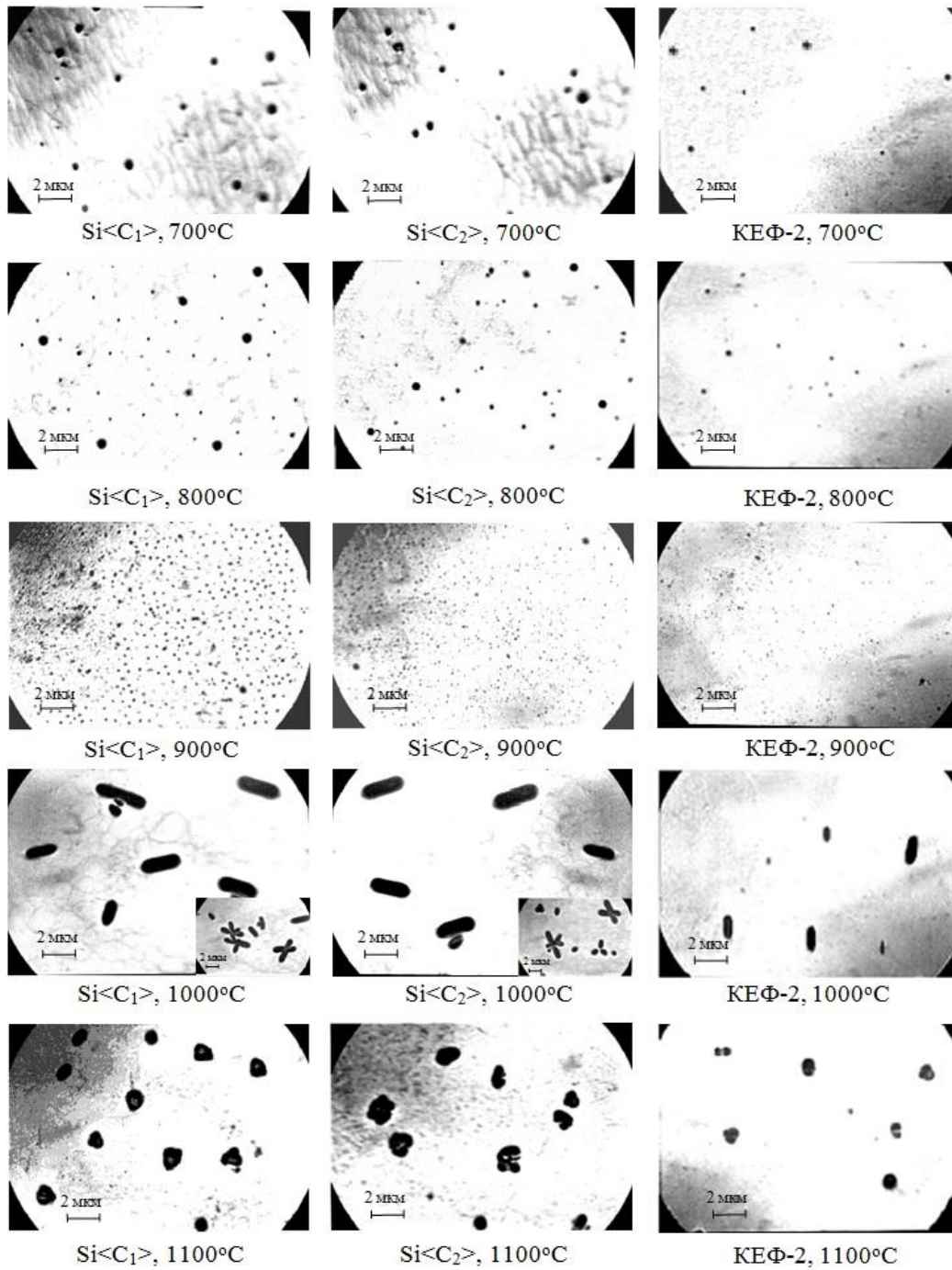
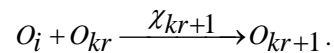
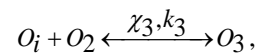
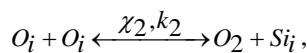


Рис. 5. Фотографії поверхонь травлення зразків.

900 °С відслідковуються дві тенденції: 1) зменшується концентрація ямок травлення розмірами 0,4 - 1 мкм; 2) різко зростає концентрація дрібних ямок травлення розмірами 0,1 - 0,2 мкм.

Зауважимо, що при термічних обробках в Cz-Si відбуваються такі процеси преципітації кисню та міжвузлових атомів кремнію: преципітати кисню з радіусом більшим за критичний, для даної температури, будуть рости, а з меншим – розпадатися і брати участь в інших реакціях комплексоутворення, одна з яких – гомогенна преципітація кисню, яку можна представити такою серією реакцій:



де  $\chi_2, \chi_3, \dots, \chi_{kr+1}$  – константи швидкостей прямих реакцій;  $k_2, k_3$  – константи швидкостей зворотних реакцій.

Подібні механізми будуть відбуватися у випадку преципітації міжвузлових атомів Si, що приводитиме до виникнення структурних дефектів міжвузлового типу. Це свідчить про те, що при певній температурі та тривалості відпалу одні дефекти будуть рости, а інші розпадатися.

Таким чином, зростання концентрації кластерів з однієї сторони приводить до зростання мікротвердості (блокують рух точкових дефектів та дислокацій від індентором), а з іншої – до зростання концентрації обірваних зв'язків, тобто парамагнетизму. Отже, одержані результати повністю підтверджують і пояснюють особливості поведінки магнітної сприйнятливості та мікротвердості.

При вищих температурах відпалу виявлено різке зменшення концентрації дефектів і збільшення їх розмірів. Зокрема при 1000°C вони мають видовжену овальну форму, а при 1100°C є більш округлі і утворюють скупчення.

## Висновки

Показано, що термообробка монокристалічного кремнію в інтервалі температур 700 – 1100 °C призводить до появи парамагнітної складової їх магнітної сприйнятливості. Величина парамагнітної складової зростає зі збільшенням у кристалах концентрації атомарного вуглецю. Максимальні зміни відбуваються після термообробки при 900°C. У

цих зразках оцінено концентрацію магнітновпорядкованих кластерів та побудовано функцію їх розподілу за величиною магнітних моментів.

Встановлено, що виявлені зміни магнітної сприйнятливості корелюють зі змінами мікротвердості зразків після зазначених термообробок. Максимальне значення мікротвердості зафіксовано після термообробки зразків при 900 °C.

Показано, що зростання парамагнітної складової магнітної сприйнятливості та мікротвердості монокристалічного кремнію, після термообробок в інтервалі 700 – 1100 °C, пов'язані з перебудовою домішково-структурних комплексів при різних температурах відпалу.

**Павловський Ю.В.** – к.ф.-м.н., доцент, доцент кафедри технологічної та професійної освіти;

**Бербець О.В.** – аспірант Навчально-наукового інституту фізики, математики, економіки та інноваційних технологій;

**Литовченко П.Г.** – професор, д.ф.-м.н., головний науковий співробітник відділу радіаційної фізики.

- [1] C. Claeys, E. Simoen, V. Neimash, A. Kraitchinskii, M. Krasko, O. Puzenko, A. Blondeel, P. Clauws, *Journal of the Electrochemical Society*, 148(12), G738 (2001); <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.1417558>.
- [2] M. David, E. Simoen, C. Claeys, V. Neimash, M. Kras'ko, A. Kraitchinskii, V. Voytovych, A. Kabaldin, J. Barbot, *Journal of Physics: Condensed Matter*, 17, S2255 (2005); <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0953-8984/17/22/013/meta>.
- [3] V.B. Neymash, V.V. Voytovych, A.M. Kraychyns'kyi, L.I. Shpinar, M.M. Kras'ko, V.M. Popov, A.P. Pokanevych, M.I. Horodys'kyi, Yu.V. Pavlovs'kyi, V.M. Tsmots', O.M. Kabal'din, *Ukrainian Journal of Physics*, 50(5), 492 (2005); <http://archive.ujp.bitp.kiev.ua/files/journals/50/5/500513p.pdf>.
- [4] V.B. Neimash, V.V. Voitovych, M.M. Kras'ko, A.M. Kraitchinskii, O.M. Kabaldin, Yu.V. Pavlovs'kyi, V.M. Tsmots', *Ukrainian Journal of Physics* 50(11), 1273 (2005); <http://archive.ujp.bitp.kiev.ua/files/journals/50/11/501110p.pdf>.
- [5] C.A. Londos, E.N. Sgourou, D. Timerkaeva, A. Chroneos, *Journal of Applied Physics* 114, 113504 (2013); <https://doi.org/10.1063/1.4821116>.
- [6] Deren Yang, Jia Chu, Jin Xu, Duanlin Que, *Journal of Applied Physics* 93(11), 8926 (2003); <https://doi.org/10.1063/1.1569978>.
- [7] V.M. Tsmots', I.S. Pan'kiv, L.I. Pan'kiv, YU.V. Pavlovs'kyi, V.V. Petrenko, T.S. Kavets'kyi, D.V. Labovka, M.M. Luchkevych, R.V. Okhrymovych, V.P. Salan', M.V. Tsyuper, Patent Ukrayiny na vynakhid №77284 to 15.11.2006; <https://iprop-ua.com/inv/ghuezi09/>.
- [8] S.G. Kazantsev, T.N. Ovcharenko, *Voprosy elektromekhaniki* 123, 41 (2011); <http://jurnal.vniem.ru/text/1234/41.pdf>.
- [9] V.S. Vavilov, V.F. Kiselev, B.N. Mukashev, *Defekty v kremnii i na yego poverkhnosti* (Nauka, Moskva, 1990).
- [10] V.Ye. Kustov, M.G. Mil'vidskiy, Yu.G. Semenov, B.M. Turovskiy, V.I. Shakhovtsov, V.L. Shindich, *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*, 20(2) 270 (1986); <http://www.mathnet.ru/links/a86505ab46f6441b0d2e2de646e22bdf/phts60.pdf>.
- [11] D.Y. Tetel'baum, A.A. Ezhevskiy, A.N. Mykhaylov, *Fizika i tekhnika poluprovodnikov*, 37(11), 1380 (2003); <https://journals.ioffe.ru/articles/5410>.
- [12] L.S. Vlasenko, M.P. Vlasenko, V.A. Kozlov, V.V. Kozlovskiy, *Fizika i tekhnika poluprovodnikov* 33(10), 1164 (1999); DOI: <https://journals.ioffe.ru/articles/35875>.
- [13] P.G. Litovchenko, N.T. Pavlovska, Yu.V. Pavlovskiy, Yu.O. Ugrin, G. Luka, I.P. Ostrovskiy, *Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics* 17(4), 416 (2014); <https://doi.org/10.15407/spqeo17.04.416>.
- [14] V.M. Tsmotsa, P.G. Litovchenko, N.T. Pavlovskaa, Yu.V. Pavlovskyya, I. P. Ostrovskiy. *Semiconductors*, 44(5), 623 (2010); <https://link.springer.com/article/10.1134/S1063782610050131>.
- [15] V.M. Tsmots, P.G. Litovchenko, N.N. Novikov, Yu.V. Pavlovskiy, H.M. Khlyap, M.M. Luchkevych, V.P. Salan, B.D. Patsai, *Physica Status Solidi (A)*, 205(2), 368 (2008); <https://doi.org/10.1002/pssa.200622104>.

Yu.V. Pavlovskyy<sup>1</sup>, O.V. Berbets<sup>1</sup>, P.G. Litovchenko<sup>2</sup>

## **Influence of Growth Impurities on Thermal Defect Formation in Monocrystalline Silicon**

<sup>1</sup>*Drogobych Ivan Franko State Pedagogical University, Drogobych, Ukraine, [yu\\_pavlovskyy@ukr.net](mailto:yu_pavlovskyy@ukr.net)*

<sup>2</sup>*Institute for Nuclear Research, NAS of Ukraine, Kiev, Ukraine*

The influence of growth impurities (oxygen and carbon) on the thermal defect formation in silicon single crystals has been studied. Annealing was carried out in the temperature range 700 – 1100 °C in steps of 50°C for 5 hours at each temperature. The magnetic, micromechanical and structural properties of annealed silicon single crystals have been experimentally studied. The distribution of defects formed at different annealing temperatures has been studied. The correlation between changes of magnetic susceptibility, microhardness and rearrangement of structural defects in crystals after their heat treatment is revealed. Concentrations and sizes of magnetically ordered clusters are estimated. Interpretation of the obtained experimental results is offered.

**Key words:** monocrystalline silicon, oxygen, carbon, magnetic susceptibility, microhardness, heat treatment.