

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Yx, 73.40.Qv, 81.30.Mh, 81.40.Rs, 81.70.Eh, 85.40.-e

## Вплив структурно-домішкового стану на електрофізичні властивості переходу Fe/*n*-Si

В. О. Бурлаков, Є. І. Богданов, О. В. Філатов, О. Є. Погорєлов,  
С. Є. Богданов

*Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Академіка Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна*

В роботі представлено результати дослідження електрофізичних властивостей контактів метал–напівпровідник, де істотну роль відіграє структурно-домішковий стан напівпровідникової підкладки та напорошеної плівки. Розглянуто вплив різних режимів підготовки пластин кремнію, в тому числі термічного гетерування, на час існування неосновних носіїв заряду та концентрацію електрично активних домішкових дефектів у приповерхневій зоні *n*-Si. Представлено результати мірювання вольт-амперних характеристик переходів Fe/*n*-Si і (Fe + C)/*n*-Si та запропоновано кількісну оцінку їхніх випростувальних здатностей. Відображено вплив окисненої поверхні залізної плівки та її легування Карбоном на випростувальні здатності переходів Fe/*n*-Si. Встановлено погіршення випростувальної здатності переходу (Fe + C)/*n*-Si за допомогою унікальної методики мірювання електрофізичних властивостей тонкоплівкових переходів в умовах зростання зовнішнього механічного навантаження.

**Ключові слова:** контакт метал–напівпровідник, випростувальний контакт, термічне оброблення, гетерування, преципітати, структурно-домішковий стан.

The paper presents the results of study of the electrophysical properties of

---

Corresponding author: Oleksandr Valentynovych Filatov  
E-mail: [filatov@imp.kiev.ua](mailto:filatov@imp.kiev.ua)

*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, NAS of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. O. Burlakov, Ye. I. Bogdanov, O. V. Filatov, O. E. Pogorelov, and S. Ye. Bogdanov, Impact Structural-Impurity State on the Electrophysical Properties of Fe/*n*-Si Junction, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 12: 1401–1412 (2023). DOI: [10.15407/mfint.45.12.1401](https://doi.org/10.15407/mfint.45.12.1401)

metal–semiconductor junctions, where the influence of the structural-impurity state of the semiconductor substrate and deposited film is significant. The influence of different preparing modes for the silicon substrate, including the thermal gettering treatment, on minority charge-carrier lifetime and on the concentration of electrically active impurity defects in the surface layer of  $n$ -Si is considered. The calculation results of the  $I$ – $V$  characteristics of Fe/ $n$ -Si and (Fe + C)/ $n$ -Si junctions are presented with the proposed method for the quantification of their rectifying capabilities. The influence of the Fe film surface oxide and its alloying with carbon on the rectifying capability of the Fe/ $n$ -Si junctions is shown. The decreasing of the rectifying capability of the (Fe + C)/ $n$ -Si junction is established using the unique method for measuring the electrophysical properties of thin-film junction under conditions of an increase in external mechanical load.

**Key words:** metal-semiconductor, rectifying junction, heat treatment, gettering, precipitates, structural-impurity state.

*(Отримано 12 червня 2023 р.; остаточн. варіант — 1 вересня 2023 р.)*

## 1. ВСТУП

Випростувальні контакти метал–напівпровідник знаходять широке застосування в мікроелектроніці: в схемах транзистор–транзисторної логіки для підвищення її швидкодії [1, 2], у ВЧ- та НВЧ-електроніці з можливістю працювати у терагерцовому діапазоні [3], в світловипростувальних пристроях [4]. Застосування контакту метал–напівпровідник у діодах Шотткі зумовлене випростувальною здатністю такого контакту на підвищених частотах, на яких традиційний  $p$ – $n$ -перехід вже не працює. Перспективним також є застосування контактів феромагнетний метал–напівпровідник у спінтроніці [5, 6]. Тому дослідження випростувальних контактів метал–напівпровідник з використанням феромагнетних металів є актуальною задачею на сьогодні. В роботі [7] представлено результати реалізації такої можливості за умови контакту заліза, легьованого Карбоном, із напівпровідником  $n$ -типу провідності. В даній роботі детально розглянуто: вибір режиму термічного оброблення підкладинки монокристалічного кремнію, вольт–амперні характеристики систем Fe/ $n$ -Si/Fe, Fe/ $n$ -Si/(Fe + C), (Fe + C)/ $n$ -Si/(Fe + C), вплив окиснення та дефектності структури на електрофізичні властивості одержаних переходів.

## 2. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Монокристали кремнію, виготовлені за методом Чохральського [8] для електронної промисловості, мають як дрібні, так і великі структурні дефекти [9, 10], розмір яких співмірний із довжиною екс-

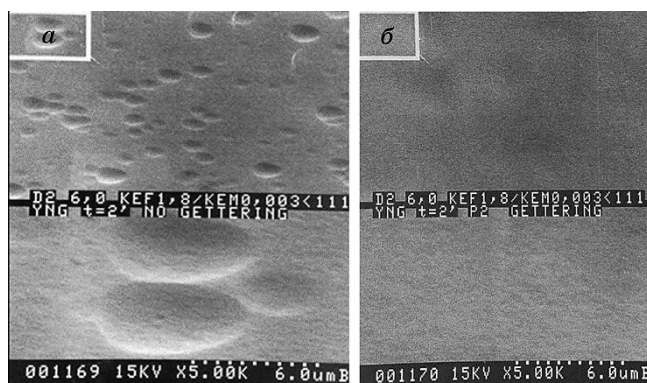
**ТАБЛИЦЯ 1.** Структурні й електрофізичні параметри монокристалів кремнію в очищеній зоні після термічного оброблення [16].**TABLE 1.** Structural and electrophysical parameters of silicon single crystals in cleaned zone after the thermal treatment [16].

№	Вихідна концентрація Оксигену, $\text{см}^{-3}$	Температура і час відпалу в середовищі $\text{H}_2$ та $\text{N}_2$	Середнє значення $\tau_{ge}$ , с	Середня концентрація кластерів $\text{SiO}_2$	Середня концентрація малих дислокаційних петель, $\text{см}^{-3}$
1	$8 \cdot 10^{17}$	$\text{H}_2$ — $900^\circ\text{C}$ , 60 хв. $\text{N}_2$ — $1100^\circ\text{C}$ , 60 хв.	$3 \cdot 10^{-5}$	$7,298 \cdot 10^{14}$	$0,49 \cdot 10^9$
2	$8 \cdot 10^{17}$	$\text{H}_2$ — $850^\circ\text{C}$ , 60 хв. $\text{N}_2$ — $1150^\circ\text{C}$ , 60 хв.	$5 \cdot 10^{-6}$	$2,345 \cdot 10^{11}$	$4,47 \cdot 10^9$
3	$8 \cdot 10^{17}$	$\text{H}_2$ — $900^\circ\text{C}$ , 30 хв. $\text{N}_2$ — $1100^\circ\text{C}$ , 30 хв.	$1 \cdot 10^{-6}$	$5,225 \cdot 10^9$	$4,88 \cdot 10^9$

тинкції Рентгенових променів (дислокаційні петлі, преципітати  $\text{SiO}_2$  та ін. [11]). Переважна більшість структурних дефектів є монокристалічному кремнії є електрично активними, внаслідок чого вони негативно впливають на електрофізичні характеристики напівпровідникових приладів, що в кінцевому підсумку скорочує їхній робочий ресурс. Ефективним методом виведення такого типу дефектів з «робочої зони» кристалу є термічне оброблення [12]. Тому одержання оптимальних електрофізичних властивостей кремнійової пластини досягалося шляхом двоступеневого відпалу [13] з подальшим селективним щавленням поверхневого шару пластини [14]. Після першого відпалу у водні в об'ємі монокристалічного кремнію формуються локальні центри скупчення Оксигену з більшою густиною в приповерхневому шарі товщиною у 15–20 мкм, який ефективно гетерує електрично активні мікроефекти з об'єму пластини. Після стравлення гетерного шару в об'ємі пластини кремнію формується шар товщиною до 100 мкм з поліпшеними електрофізичними властивостями (див. табл. 1).

Аналіза за допомогою растрового електронного мікроскопа поверхні пластин кремнію з застосуванням селективного щавлення після термічного відпалу показує ефективність використаного термічного оброблення (рис. 1).

На рисунку 1, а ямки щавлення на поверхні монокристалічного



**Рис. 1.** Морфологія поверхні кремнієвої пластини після селективного щавлення: без гетерувального відпалу (а), з гетерувальним відпалом (б).

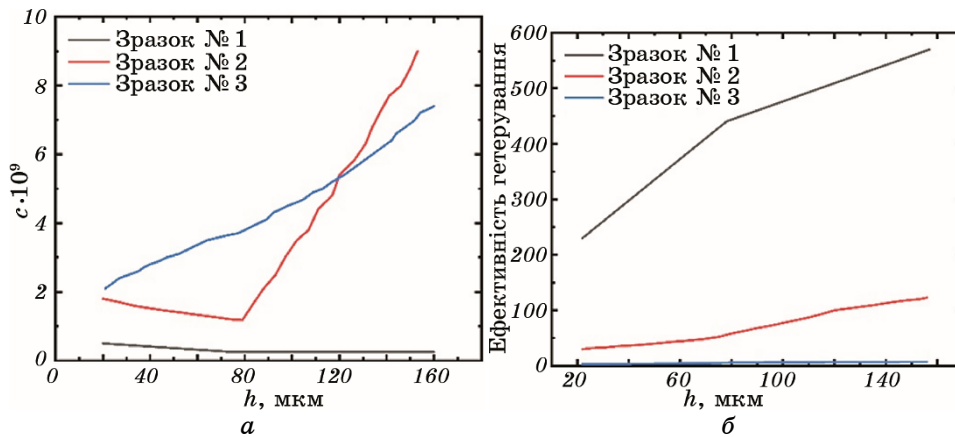
**Fig. 1.** Surface morphology of silicon wafer after selective etching: without getter annealing (a), with getter annealing (b).

кремнію без гетерувального відпалу свідчать про те, що є дефекти типу преципітатів  $\text{SiO}_2$  та дислокаційних петель (для яких характерні такі ямки щавлення [14]), і мають різний розмір. На рисунку 1, б відсутність ямок щавлення свідчить про ефективність гетерувального відпалу, який зменшує концентрацію дефектів у приповерхневому шарі монокристалічного кремнію.

Температура та тривалість відпалу впливають на концентрацію та розміри преципітатів  $\text{SiO}_2$  та дислокаційних петель [10, 15]. В таблиці 1 показано різні режими термічного оброблення та їхній зв'язок з  $\tau_{ge}$  (часом існування неосновних носіїв заряду, від якого залежать робочі характеристики елементів мікроелектроніки, сформованих на кремнієвих пластинках [13]).

Глибини формування гетерувального шару залежать від режиму термічного оброблення. Встановлено, що після відпалу за  $T = 1150^\circ\text{C}$  преципітати  $\text{SiO}_2$  та дислокаційні петлі концентруються всередині пластини, в основному на глибині у 15–20 мкм від робочої поверхні пластини. Для режиму оброблення № 1 глибина очищення приповерхневого шару від мікроефектів може досягати 100 мкм. У сукупності із параметрами, наведеними в табл. 1, видно, що найбільш ефективним з досліджуваних режимів оброблення Si-пластин у якості підкладинок є № 1.

В кремнієвих пластинках дефекти розподілялися нерівномірно по глибині для різних режимів термічного оброблення (рис. 2, а). Преципітати  $\text{SiO}_2$  в приповерхневому шарі можуть бути внутрішніми гетерами та сприяти поліпшенню електрофізичних характеристик зразка. Тому пропонується в якості міри ефективного гетерування в шарі прийняти величину відношення об'ємної долі преци-



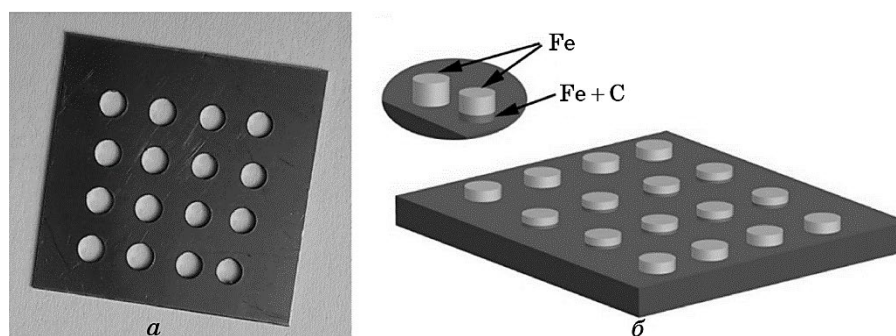
**Рис. 2.** Профілі розподілу: концентрації малих дислокаційних петель, розрахованих методом повної інтегральної інтенсивності динамічної дифракції Рентгенових променів (а); ефективності гетерування з глибиною для різних режимів термічного оброблення № 1, 2, 3 (табл. 1) [16] (б).

**Fig. 2.** The distribution profiles: the concentrations of small dislocation loops calculated by the method of the total integrated intensity of dynamical x-ray diffraction (a); gettering efficiency with depth for different regimes of thermal treatment Nos. 1, 2, 3 (Table 1) [16] (b).

підатів до концентрації малих петель у цьому шарі [16]. Розподіл ефективності гетерування з глибиною представлено на рис. 2, б.

Комбінована (рентгенівська й електрофізична) аналіза структури монокристалічного кремнію уможливила підібрати режим термічного оброблення для виготовлення підкладинки з низькою концентрацією дефектів і високим часом існування неосновних носіїв заряду  $\tau_{ge}$ . Це потрібно для зменшення впливу дефектів напівпровідника на результати електрофізичних властивостей переходу в системі метал–напівпровідник.

Тонкоплівкові контакти заліза (Fe) та заліза, легованого Карбонм (Fe + C), формувалися в процесі електронно-променевого розпорошення в системі ВУП-5М на підкладинку монокристалічного кремнію, термічно оброблену за режимом № 1. Перед напорошенням з поверхні підкладинки видалявся окисний шар  $\text{SiO}_2$  за допомогою 90% -розчину плавикової кислоти (HF). На першому етапі виготовлення переходів розпорошувався тонкий шар вуглецю через відповідну маску (рис. 3, а) із закритими крайніми отворами (зліва та справа). На наступному етапі поверх вуглецю напорошували шар заліза товщиною у 20–30 нм через аналогічну маску з подальшим відпалом тривалістю у 30 хв. за температури у 600 К для забезпечення дифузії Карбону у залізо. В кремній Карбон дифундує за механізм-



**Рис. 3.** Маска для напорошення (а), схема розташування контактних площинки із заліза та заліза, легованого Карбоном, на кремнійовій підкладинці (б).

**Fig. 3.** The mask for spraying (a), scheme of the arrangement of the contacts of Fe and Fe doped with carbon on silicon substrate (b).

мом заміщення з коефіцієнтом дифузії близько  $10^{-15}$  м<sup>2</sup>/с за температури у 1300 К [17]. Натомість, коефіцієнт дифузії Карбону в залізі, розрахований за формулою з [18], для такої ж температури на 7 порядків вищий, аніж у кремнії. Тому можна вважати, що за час відпалу Карбон проникає переважно в залізо. На останньому етапі виготовлення переходів відбувалося напорошення заліза товщиною у 80–100 нм. Схематично одержаний зразок мав вигляд, зображений на рис. 3, б.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Контакт метал–напівпровідник може бути випростувальним, якщо між металом і напівпровідником утворюється потенціальний бар'єр, або омичним, якщо потенціальний бар'єр відсутній або з високим коефіцієнтом прозорості для електронів [19]. Для напівпровідника *n*-типу провідності утворення випростувального контакту можливе з металом, у якого робота виходу електронів вища, ніж у напівпровідника [20].

На рисунку 4, а представлено результати мірювання вольт-амперних характеристик контактів заліза (Fe) та заліза, легованого Карбоном (Fe + C), з кремнієм (*n*-Si), легованим Фосфором. Вольт-амперна характеристика системи Fe/*n*-Si/Fe має симетричний і майже лінійний характер (крива 1 на рис. 4, а), що відповідає омичному типу провідності контакту метал–напівпровідник.

Вольт-амперна характеристика системи Fe/*n*-Si/(Fe + C) має асиметричний характер (крива 2 на рис. 4, а), що свідчить про утворення потенціального бар'єру на межі метал–напівпровідник

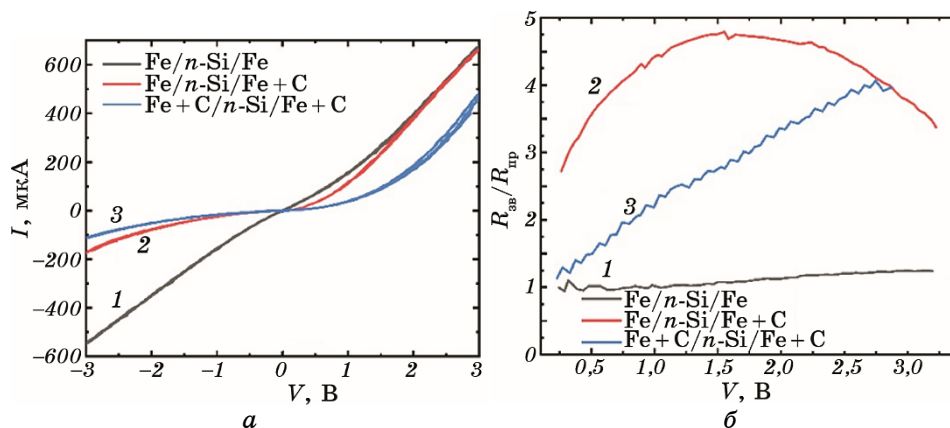


Рис. 4. Вольт-амперні характеристики (а), відношення опору  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  (б).

Fig. 4.  $I$ - $V$  characteristics (a), the resistance ratio  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  (б).

(Fe + C)/n-Si. Для характеристики випростувальної здатності можна використати відношення опорів за прямого включення  $R_{\text{пр}}$  (вольт-амперна характеристика в першій чверті) до опору за зворотнього включення  $R_{\text{зв}}$  (вольт-амперна характеристика у третій чверті). Опір системи за прямого включення  $R_{\text{пр}}$  істотно зменшується в діапазоні напруги 0,3–1,5 В — від 20 кОм до 5,5 кОм. За зворотнього включення опір системи  $R_{\text{зв}}$  зменшується від 60 кОм за напруги у 0,3 В до 20 кОм за напруги у 3 В. Залежність відношення  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  від напруги має параболічний характер, що досягає максимуму у 4,8 за напруги у 1,5 В (рис. 4, б).

Система (Fe + C)/n-Si/(Fe + C) має два потенціальні бар'єри на межі метал-напівпровідник з різним опором, що можна пов'язати з різною концентрацією Карбону для лівого та правого контактів. Опір системи за прямого включення  $R_{\text{пр}}$  зменшується з 64 кОм за напруги у 0,3 В до 7 кОм за напруги у 3 В. За зворотнього включення опір системи  $R_{\text{зв}}$  зменшується від 80 кОм за напруги у 0,3 В до 30 кОм за напруги у 3 В, і відношення  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  лінійно зростає, сягаючи максимального значення у 4 за напруги у 2,75 В (рис. 4, б).

Через 3 доби знаходження зразка в атмосфері за кімнатної температури (за н.у.) вольт-амперна характеристика системи Fe/n-Si/Fe втратила лінійний характер за напруги до 1,5 В (рис. 5, а), однак залишилася симетричною, про що свідчить відношення  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  (крива 1 рис. 5, б). Опір даного контакту зріс на порядок до 60 кОм за напруги у 0,3 В та нелінійно зменшувався до 20 кОм за напруги у 3 В.

Така зміна опору контактів з часом може бути пов'язана з окисненням плівок заліза. Згідно з [21], за н.у. утворюється тонкий  $\approx 2,5$  нм шар оксидів FeO, який має властивості напівпровідника  $p$ -

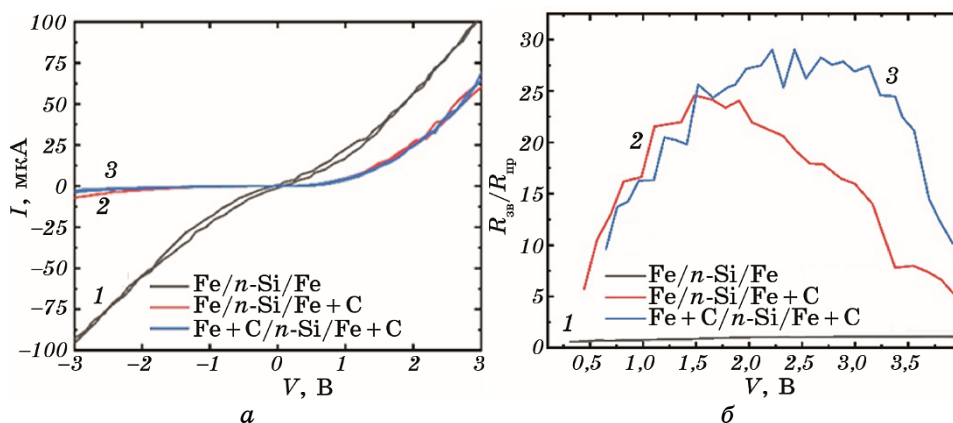


Рис. 5. Вольт-амперні характеристики (а), відношення опору  $R_{пр}/R_{зв}$  (б).

Fig. 5.  $I-V$  characteristics (a), the resistance ratio  $R_{пр}/R_{зв}$  (б).

типу провідності [22], та  $Fe_2O_3$ , який має властивості напівпровідника  $n$ -типу провідності [23]. В результаті на поверхні плівки заліза утворюється перехід між  $FeO-Fe_2O_3-Fe$ , що має напівпровідниковий тип провідності. Можливу еквівалентну схему досліджуваних контактів запропоновано на рис. 6.

Внаслідок утворення окисного шару на поверхні плівок заліза та заліза, легованого Карбоном, також зростає загальний опір систем  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  та  $(Fe + C)/n-Si/(Fe + C)$ . Оскільки утворений окисний шар має опір, зіставний за величиною з опором на переході  $n-Si/(Fe + C)$ , і нелінійний характер провідності, то спостерігається поліпшення випростувальної здатності. Про це свідчить збільшення співвідношення  $R_{пр}/R_{зв}$  (рис. 5, б) у порівнянні з аналогічним співвідношенням  $R_{пр}/R_{зв}$  (рис. 6, б). Для контактів  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  максимальне значення випростувальної здатності досягається за напру-

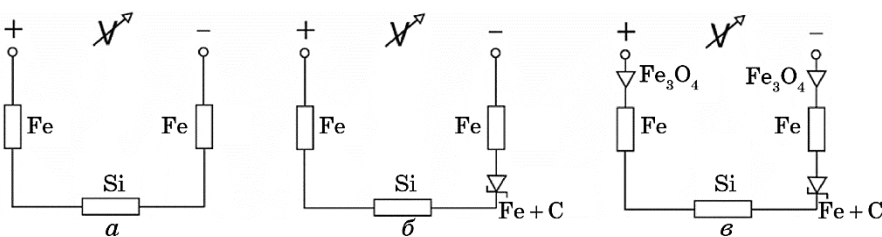
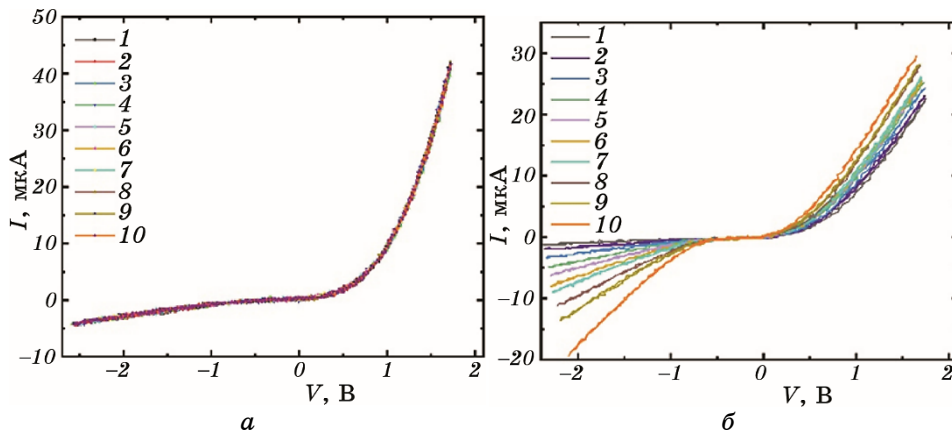


Рис. 6. Еквівалентна схема: системи  $Fe/n-Si/Fe$  (а), системи  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  (б), системи  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  після окиснення поверхні заліза (в).

Fig. 6. The equivalent scheme of:  $Fe/n-Si/Fe$  system (a),  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  system (б),  $Fe/n-Si/(Fe + C)$  system after oxidation of the Fe surface (в).





**Рис. 7.** Вольт-амперна характеристика системи Fe/*n*-Si/(Fe + C) за: контакту зонда з поверхнею плівки (Fe + C) (а), покрокового збільшення механічного навантаження (б).

**Fig. 7.** *I*–*V* characteristic of Fe/*n*-Si/(Fe + C) system with: the probe contact with surface film (Fe + C) (a), step-by-step increasing of mechanical loading (b).

ги у 1,5 В (крива 2 рис. 5, б), тоді як для системи (Fe + C)/*n*-Si/(Fe + C) максимум спостерігається за напруги у 2,5 В (крива 3 рис. 5, б). Це вказує на можливість керувати положенням максимуму випростувальних здатностей за рахунок зміни концентрації Карбону в плівці заліза.

За методикою, описаною в роботі [24], проводилося 10-разове мірвання вольт-амперної характеристики системи Fe/*n*-Si/(Fe + C) за контакту з поверхнею плівки зонда у вигляді залізної голки з діаметром вістря у 20 мкм (рис. 7, а) та за покрокового збільшення механічного навантаження зонда (рис. 7, б).

Одержана серія вольт-амперних характеристик системи Fe/*n*-Si/(Fe + C) демонструє повторюваність результатів і відсутність гістерези (рис. 7, а). Натомість, поступове збільшення навантаження приводить до зростання струму за зворотнього включення на кожному кроці збільшення навантаження (рис. 7, б), що, в свою чергу, погіршує випростувальну здатність контакту. Це може бути пов'язане зі зростанням концентрації дефектів в області контакту метал-напівпровідник, спричиненим збільшенням механічного напруження внаслідок тиску зонда під час заглиблення у плівку.

Погіршення випростувальних властивостей між 1-м і 10-м мірваннями (рис. 7, б) свідчить про важливість створення приповерхневої бездефектної області в кремнійовій підкладці за рахунок термічного відпалу.

#### 4. ВИСНОВКИ

Комплексне дослідження поверхні монокристалічного кремнію методом сканівної мікроскопії та глибинних шарів підкладинок із застосуванням сучасних методів рентгенівської діагностики дало змогу підібрати та здійснити режим термічного оброблення підкладинки  $n$ -Si для одержання низької концентрації дефектів і збільшеного часу існування неосновних носіїв заряду, що поліпшують функціональні властивості підкладинки.

За результатами дослідження вольт-амперних характеристик переходів Fe/ $n$ -Si та (Fe + C)/ $n$ -S, одержаних на  $n$ -Si-підкладинках, запропоновано кількісну оцінку їхніх випростувальних здатностей із залежності відношення  $R_{\text{пр}}/R_{\text{зв}}$  від напруги. Показано можливість керувати положенням максимуму випростувальних здатностей за рахунок зміни концентрації Карбону в плівці заліза.

Встановлено, що тонкий окисний шар, сформований на поверхні плівки Fe та (Fe + C), поліпшує випростувальні здатності систем Fe/ $n$ -Si/(Fe + C) та (Fe + C)/ $n$ -Si/(Fe + C).

З прикладанням механічного навантаження до переходу (Fe + C)/ $n$ -Si спостерігається погіршення випростувальної здатності системи, що може бути пов'язане зі зростанням концентрації структурних дефектів в області переходу метал-напівпровідник.

Роботу виконано за підтримки НАН України в рамках держбюджетної теми 0122U002366 «Нерівноважні транспортні явища у матеріалах із шаруватою структурою».

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. N. A. Al-Ahmadi, *Mater. Res. Express*, **7**, No. 3: 032001 (2020).
2. M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, and S. Yamakoshi, *Appl. Phys. Lett.*, **100**: 013504 (2012).
3. W. Kou, S. Liang, H. Zhou, Y. Dong, S. Gong, Z. Yang, and H. Zeng, *Chin. J. Electron.*, **31**: 467 (2022).
4. H. I. Hussein, A. H. Shaban, and I. H. Khudayer, *Energy Proc.*, **157**: 150 (2019).
5. N. Lebedeva and P. Kuivalainen, *J. Appl. Phys.*, **93**: 9845 (2003).
6. M. Holub and P. Bhattacharya, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**: R179 (2007).
7. В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов, *Металофіз. новітні техн.*, **42**, № 9: 1207 (2020).
8. J. Czochralski, *Zeitschrift für Physikalische Chemie*, **92U**, Iss. 1: 219 (1918).
9. R. G. Rhodes, *Imperfections and Active Centres in Semiconductors* (Oxford–London: Pergamon Press: 1964).
10. K. V. Ravi, *Imperfections and Impurities in Semiconductor Silicon* (New York: Wiley: 1981).
11. T. Y. Tan, E. E. Gardner, and K. W. Tice, *Appl. Phys. Lett.*, **30**: 175 (1977).
12. Я. Таруи, *Основы технологии сверхбольших интегральных схем* (Москва: Радио и связь: 1985) (пер. з япон.).

13. И. В. Кутовой, Б. К. Шурдук, М. Д. Живов, Е. И. Богданов, *Материалы IV Всесоюзной конференции аналитических методов исследования электронной техники* (Кишинёв: 1991), с. 109.
14. K. Sangwal, *Etching of Crystals. Theory, Experiment and Application* (Amsterdam: North-Holland: 1987).
15. S. M. Sze, *VLSI Technology* (New York: McGraw-Hill Book Company: 1983).
16. В. Б. Молодкин, А. И. Низкова, С. И. Олиховский, И. А. Московка, Е. И. Богданов, С. Е. Богданов, М. М. Белова, С. В. Дмитриев, В. М. Попов, И. И. Рудницкая, *Металлофиз. новейшие технол.*, **28**, № 5: 601 (2006).
17. U. Goesele, P. Laveant, R. Scholz, N. Engler, and P. Werner, *MRS Online Proceedings Library*, **610**: 711 (1999).
18. S. N. Tewari and J. R. Cost, *J. Mater. Sci.*, **17**, No. 6: 1639 (1982).
19. E. H. Rhoderick and R. H. Williams, *Metal–Semiconductor Contacts* (Oxford: Clarendon Press: 1988).
20. S. M. Sze, *Physics of Semiconductor Devices* (Wiley: New York: 1981).
21. H. Dawczak-Dębicki, A. Marczyńska, A. Rogowska, M. Wachowiak, M. Nowicki, S. Pacanowski, B. Jabłoński, W. Kowalski, J. Grembowski, R. Czajka, and L. Smardz, *Acta Phys. Pol.*, **132**, No. 4: 1272 (2017).
22. H. K. Bowen, D. Adler, and B. H. Auken, *J. Solid State Chem.*, **12**: 355 (1975).
23. S. S. Shinde, R. A. Bansode, C. H. Bhosale, and K. Y. Rajpure, *J. Semicond.*, **32**: 013001 (2011).
24. В. О. Бурлаков, О. Є. Погорелов, О. В. Філатов, *Металлофиз. новітні технол.*, **45**, № 2: 157 (2023).

## REFERENCES

1. N. A. Al-Ahmadi, *Mater. Res. Express*, **7**, No. 3: 032001 (2020).
2. M. Higashiwaki, K. Sasaki, A. Kuramata, T. Masui, and S. Yamakoshi, *Appl. Phys. Lett.*, **100**: 013504 (2012).
3. W. Kou, S. Liang, H. Zhou, Y. Dong, S. Gong, Z. Yang, and H. Zeng, *Chin. J. Electron.*, **31**: 467 (2022).
4. H. I. Hussein, A. H. Shaban, and I. H. Khudayer, *Energy Proc.*, **157**: 150 (2019).
5. N. Lebedeva and P. Kuivalainen, *J. Appl. Phys.*, **93**: 9845 (2003).
6. M. Holub and P. Bhattacharya, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**: R179 (2007).
7. V. O. Burlakov, O. Ye. Pohorelov, and O. V. Filatov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **42**, No. 9: 1207 (2020) (in Ukrainian).
8. J. Czochralski, *Zeitschrift für Physikalische Chemie*, **92U**, Iss. 1: 219 (1918).
9. R. G. Rhodes, *Imperfections and Active Centres in Semiconductors* (Oxford–London: Pergamon Press: 1964).
10. K. V. Ravi, *Imperfections and Impurities in Semiconductor Silicon* (New York: Wiley: 1981).
11. T. Y. Tan, E. E. Gardner, and K. W. Tice, *Appl. Phys. Lett.*, **30**: 175 (1977).
12. Ya. Tarui, *Osnovy Tekhnologii Sverkhbol'shikh Integral'nykh Skhem* [Base of Very Large Integrated Circuits Technology] (Moskva: Radio i Svyaz': 1985) (Russian translation).
13. I. V. Kutovoy, B. K. Shurduk, M. D. Zhivov, and E. I. Bogdanov, *Proc. IV Vsesoyuznoy Konferentsii Analiticheskikh Metodov Issledovaniya Ehlektronnoy*

- Tekhniki* (Chişinău: 1991), p. 109 (in Russian).
14. K. Sangwal, *Etching of Crystals. Theory, Experiment and Application* (Amsterdam: North-Holland: 1987).
  15. S. M. Sze, *VLSI Technology* (New York: McGraw-Hill Book Company: 1983).
  16. V. B. Molodkin, A. I. Nizkova, S. I. Olikhovskii, I. A. Moskovka, E. I. Bogdanov, S. E. Bogdanov, M. M. Belova, S. V. Dmitriev, V. M. Popov, and I. I. Rudnitskaya, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **28**, No. 5: 601 (2006) (in Russian).
  17. U. Goesele, P. Laveant, R. Scholz, N. Engler, and P. Werner, *MRS Online Proceedings Library*, **610**: 711 (1999).
  18. S. N. Tewari and J. R. Cost, *J. Mater. Sci.*, **17**, No. 6: 1639 (1982).
  19. E. H. Rhoderick and R. H. Williams, *Metal–Semiconductor Contacts* (Oxford: Clarendon Press: 1988).
  20. S. M. Sze, *Physics of Semiconductor Devices* (Wiley: New York: 1981).
  21. H. Dawczak-Dębicki, A. Marczyńska, A. Rogowska, M. Wachowiak, M. Nowicki, S. Pacanowski, B. Jabłoński, W. Kowalski, J. Grembowski, R. Czajka, and L. Smardz, *Acta Phys. Pol.*, **132**, No. 4: 1272 (2017).
  22. H. K. Bowen, D. Adler, and B. H. Aufer, *J. Solid State Chem.*, **12**: 355 (1975).
  23. S. S. Shinde, R. A. Bansode, C. H. Bhosale, and K. Y. Rajpure, *J. Semicond.*, **32**: 013001 (2011).
  24. V. O. Burlakov, O. Ye. Pohorelov, and O. V. Filatov, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **45**, No. 2: 157 (2023) (in Ukrainian).