

УДК 621.315.592



Гайдар Г.П.

Гайдар Г.П.¹, Баранський П.П.²

¹Інститут ядерних досліджень НАН України,
просп. Науки, 47, Київ, 03680, Україна;

²Інститут фізики напівпровідників
ім. В. Є. Лашкарьова НАН України,
просп. Науки, 45, Київ, 03028, Україна



Баранський П.П.

ВПЛИВ ТЕРМООБРОБКИ НА ПАРАМЕТР АНІЗОТРОПІЇ ТЕРМОЕРС ЗАХОПЛЕННЯ ТРАНСМУТАЦІЙНО ЛЕГОВАНИХ КРИСТАЛІВ КРЕМНІЮ

Показано, що при співпадаючих (у межах похибок вимірів) величинах параметра анізотропії рухливості $K = \mu_{\perp} / \mu_{\parallel}$, значення параметра анізотропії термоЕРС $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ у трансмутаційно легованих зразках n -Si є значно нижчими, ніж у кристалах n -Si, легованих тієї ж домішкою фосфору, але через розплав. Встановлено, що проведений на трансмутаційно легованих кристалах n -Si високотемпературний відпал при температурі $T_{\text{відп}} = 1200$ °C, незалежно від його тривалості (в інтервалі $2 \div 72$ год), приводить до зростання величини параметра M , причому цей ефект був більш яскраво виражений при швидкому охолодженні (зі швидкістю ~ 1000 °C/хв) від $T_{\text{відп}}$ до кімнатної температури.

Ключові слова: кремній, трансмутаційне легування, термовідпал, швидкість охолодження, параметр анізотропії термоЕРС.

It is shown that under the coincident (within the measurement errors) values of mobility anisotropy parameter $K = \mu_{\perp} / \mu_{\parallel}$ the values of Seebeck coefficient anisotropy parameter $M = \alpha_{\parallel}^{\text{ph}} / \alpha_{\perp}^{\text{ph}}$ in transmutation-doped n -Si samples are much lower than in n -Si crystals doped with the same phosphorus impurity, but through the melt. It has been established that high-temperature annealing performed on transmutation-doped n -Si crystals at temperature $T_{\text{anneal}} = 1200$ °C, irrespective of the annealing duration (in the range of $2 \div 72$ h) leads to an increase in the value of parameter M , and this effect was more pronounced at quick cooling (at a rate of ~ 1000 °C/min) from T_{anneal} to room temperature.

Key words: silicon, transmutation doping, thermal annealing, cooling rate, Seebeck coefficient anisotropy parameter.

Вступ

Порівнянню електрофізичних властивостей трансмутаційно легованих і звичайних, легованих домішкою фосфору через розплав при вирощуванні по методу Чохральського, кристалів n -Si присвячений ряд робіт (див., наприклад, [1 – 4]). Зіставлення термоелектричних характеристик [5] трансмутаційно легованих і звичайних кристалів кремнію проведене в роботах [6 – 9], де показано, що, володіючи більш високою гомогенністю в розподілі домішки по об'єму [10 – 12], а також більш високими значеннями рухливості електронів, вимірюваній при 77 К, трансмутаційно леговані кристали n -Si характеризуються (за інших рівних умов)

більш низькими значеннями параметра анізотропії термоЕРС захоплення $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ у порівнянні зі звичайними кристалами, легованими домішкою фосфору через розплав. Останнє пов'язане з тим, що залишкові дефекти, які не усуваються з об'єму трансмутаційно легованих кристалів кремнію за допомогою стандартного технологічного відпалу (проведеного при $800 \div 850$ °С протягом $1 \div 2$ год) й не виявляють безпосереднього впливу на електронну підсистему, вносять істотні корективи в ефекти, що протікають навіть в електронній підсистемі за участю довгохвильових фононів. Однак, піддавши трансмутаційно леговані кристали відпалу при високих температурах, можна суттєво підвищити їхні термоелектричні характеристики [8]. Відома також робота [13], у якій показано, що термообробка звичайних кристалів *n-Si* не приводить до істотної зміни їх термоелектричних параметрів.

Для з'ясування причин такої відмінності були проведені експерименти по вивченню впливу високотемпературного відпалу й умов охолодження на термоелектричні властивості трансмутаційно легованих кристалів кремнію, що й склало мету даної роботи.

Результати й обговорення

Використовувалися відпали трьох типів: технологічний відпал ($T = 800$ °С, $t = 2$ год); високотемпературний (ВТ) відпал типу *A* ($T_{відп} = 1200$ °С, $t = 2$ год); ВТ відпал типу *B* ($T_{відп} = 1200$ °С, $t = 72$ год); швидкості охолодження після ВТ відпалів становили $v_{охл} = 1$ і 1000 °С/хв. Кристали *n-Si* досліджувалися звичайні (ЗВ) і трансмутаційно леговані (ТЛ). Звичайні кристали вирощувалися методом Чохральського й не зазнавали відпалу (вихідний стан). Кристали *n-Si*, використовувані надалі для трансмутаційного легування, вирощувалися методом зонної плавки. Усі трансмутаційно леговані кристали (після опромінення кремнію тепловими нейтронами) пройшли спочатку технологічний відпал при 800 °С протягом 2 годин (будемо вважати стан після такого відпалу вихідним для трансмутаційно легованих кристалів), а потім зазнали або відпалу типу *A*, або відпалу типу *B*.

Основні параметри досліджуваних зразків наведені в таблиці, де n_e і μ – відповідно концентрація й рухливість носіїв заряду, визначені з холлівських вимірювань; ρ_0 – питомий опір під час відсутності сильної одноосової механічної напруги X ; ρ_{∞} – питомий опір при $X \geq 0.6$ ГПа, $\vec{X} \parallel \vec{J} \parallel [001]$, \vec{J} – густина струму при вимірюванні тензоопору (характерні залежності ρ_X / ρ_0 представлені на рис. 1); α_{∞} і α_0 – тензотермоЕРС ($\vec{X} \parallel \nabla T \parallel [001]$) при $X \geq 0.6$ ГПа й $X = 0$ відповідно (характерні залежності α_X / α_0 представлені на рис. 2); $\Delta\alpha = \alpha_{\parallel}^{\phi} - \alpha_{\perp}^{\phi}$ – анізотропія термоЕРС; α^e – електронна (дифузійна) складова термоЕРС, що обчислюється за формулою Писаренка [14]:

$$\alpha^e = \frac{k}{e} \left[2 + \ln \frac{2 (2 \pi m^* k T)^{3/2}}{n_0 h^3} \right], \quad (1)$$

де n_0 – концентрація носіїв заряду; e – заряд електрона; k – постійна Больцмана; T – температура; h – постійна Планка; $m^* = N^{3/2} \sqrt[3]{m_{\parallel} m_{\perp}^2}$ – ефективна маса густини станів; N – число ізоенергетичних еліпсоїдів; m_{\parallel} і m_{\perp} – ефективна маса носіїв заряду уздовж і поперек довгої осі ізоенергетичного еліпсоїда відповідно.

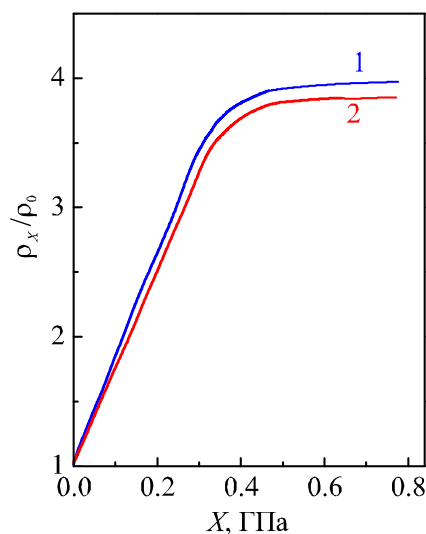


Рис. 1. Типові залежності тензоопору ρ_x/ρ_0 від величини одноосьової механічної напруги $\vec{X} \parallel \vec{J} \parallel [001]$ при $T = 85 \text{ K}$ для звичайних (1) і трансмутаційно легованих (2) кристалів n-Si.

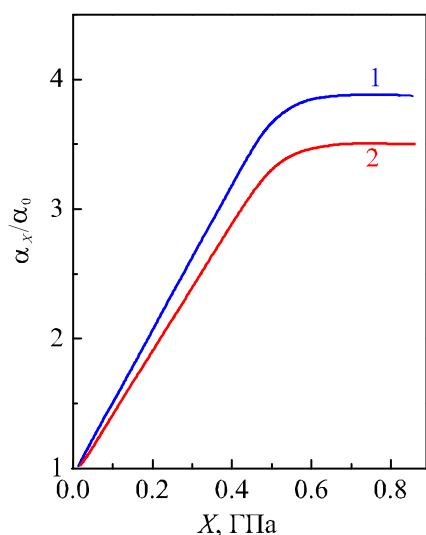


Рис. 2. Типові залежності тензотермоЕРС α_x/α_0 від величини одноосьової механічної напруги $\vec{X} \parallel \nabla T \parallel [001]$ при $T = 85 \text{ K}$ для звичайних (1) і трансмутаційно легованих (2) кристалів n-Si.

Значення параметра анізотропії рухливості K експериментально одержують, як відомо (див., наприклад, [15]), з даних по тензоопору з використанням співвідношення

$$K = \frac{\mu_{\perp}}{\mu_{\parallel}} = \frac{3}{2} \frac{\rho_{\infty}^{[001]}}{\rho_0} - \frac{1}{2}, \quad (2)$$

де μ_{\parallel} і μ_{\perp} – рухливості носіїв заряду уздовж і поперек довгої осі ізоенергетичного еліпсоїда відповідно.

Параметр анізотропії термоЕРС захоплення електронів фононами знаходимо, використовуючи наступний вираз [8]:

$$M = \frac{\alpha_{\parallel}^{\phi}}{\alpha_{\perp}^{\phi}} = \frac{2K}{(2K+1) \frac{\alpha_0 - \alpha^e}{\alpha_{\infty} - \alpha^e} - 1} = \frac{2K}{(2K+1) \frac{\alpha_0^{\phi}}{\alpha_{\infty}^{\phi}} - 1}, \quad (3)$$

де $\alpha_{\parallel}^{\phi}$ й α_{\perp}^{ϕ} – фононні складові термоЕРС уздовж і поперек довгої осі ізоенергетичного еліпсоїда, котрі визначаються за формулами

$$\alpha_{\infty}^{\phi} \equiv \alpha_{\infty} - \alpha^e = \alpha_{\parallel}^{\phi}, \quad (4)$$

$$\alpha_0^{\phi} = \alpha_0 - \alpha^e, \quad (5)$$

$$\alpha_{\perp}^{\phi} = \alpha_{\parallel}^{\phi} / M. \quad (6)$$

Для інтерпретації отриманих результатів була використана концентраційна залежність параметра анізотропії термоЕРС захоплення M (рис. 3, крива L), запозичена з роботи [16].

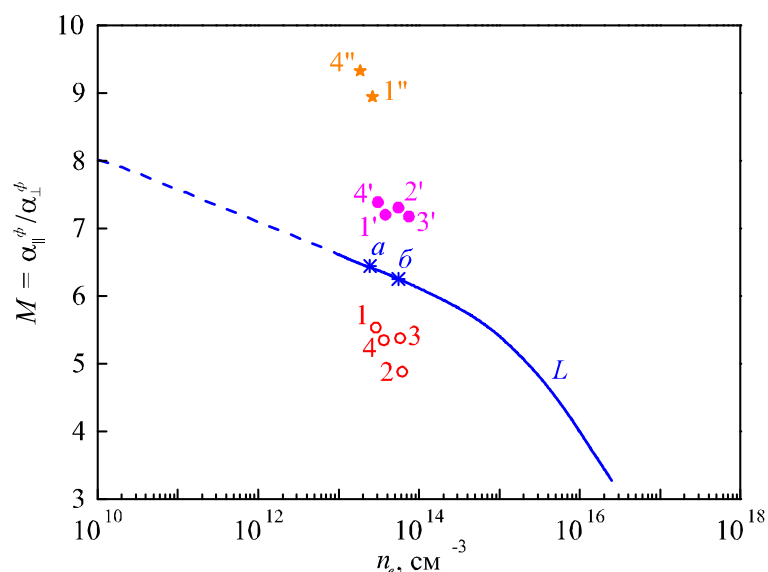


Рис. 3. Залежність параметра анізотропії термоЕРС захоплення $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ від концентрації електронів n_e : 1) у звичайних (легованих домішкою фосфору з розплав) кристалах $n - Si$ при $T = 85 K$: суцільна крива L ; 2) у трансмутаційно легованих, що пройшли низькотемпературний технологічний відпал при $800^{\circ}C$ протягом 2 год: точки 1 – 4; 3) у трансмутаційно легованих, відпалених при високій температурі ($1200^{\circ}C$) і охолоджених з різними швидкостями (1 і $1000^{\circ}C/хв$): точки 1' – 4' і 1'', 4'' відповідно.

Проводилося зіставлення параметрів анізотропії K і M , виміряних на монокристалах кремнію, легованих домішкою фосфору шляхом ядерної трансмутації й у процесі вирощування методом Чохральського. Виявилось, що значення параметра анізотропії термоЕРС захоплення M кристалів, легованих домішкою фосфору через розплав (рис. 3, точки a й b), отримані в даній роботі для порівняння із трансмутаційно легованими кристалами аналогічної концентрації, у точності попадають на криву L . А значення параметра M для трансмутаційно легованих кристалів (з тієї ж приблизно концентрацією носіїв n_e) розташовуються значно нижче цієї кривої (рис. 3, точки 1 – 4).

Можна припустити, що істотне заниження значень параметра M для трансмутаційно легованих кристалів (у порівнянні зі стандартною кривою, отриманою в експериментах зі звичайними кристалами) пов'язане з появою порушень ґратки – залишковими дефектами. Такі дефекти виникають у величезних концентраціях у процесі трансмутаційного легування й повністю не усуваються в умовах низькотемпературного ($800^{\circ}C$) технологічного відпалу порівняно невеликої тривалості (2 год).

Основні параметри досліджених зразків n-Si

Умовні позначки зразків Si, різновид термообробки	Позначення на рисунках	$T_{добр}$ °C/хв	$n_p \cdot 10^{13}$, см ⁻³	$\mu_{TK} \cdot 10^{-4}$, $\frac{см^2}{В \cdot с}$	$\frac{P_{\infty}}{P_0}$	$\alpha_0 \cdot 10^{-3}$, $\frac{МКВ}{град}$	$\alpha_{\infty} \cdot 10^{-4}$, $\frac{МКВ}{град}$	α_{ϕ} , $\frac{МКВ}{град}$	$\alpha_{\parallel}^{\phi} \cdot 10^{-4}$, $\frac{МКВ}{град}$	$\alpha_{\perp}^{\phi} \cdot 10^{-3}$, $\frac{МКВ}{град}$	$\Delta\alpha \cdot 10^{-4}$, $\frac{МКВ}{град}$	$K = \frac{\mu_{\perp}}{\mu_{\parallel}}$	$M = \frac{\alpha_{\parallel}^{\phi}}{\alpha_{\perp}^{\phi}}$
ЗВ	a	-	2.40	1.92	3.90	8.05	3.15	1220	3.03	4.70	2.56	5.35	6.45
ЗВ	b	-	5.50	1.90	3.82	7.90	3.03	1135	2.92	4.63	2.46	5.23	6.30
ТЛ	1	-	2.90	2.22	3.86	8.00	2.85	1215	2.73	4.87	2.24	5.29	5.60
ТЛ; 1200 °C, 2 год	1"	1000	2.40	2.00	3.87	10.2	4.90	1225	4.87	5.32	4.25	5.31	8.98
ТЛ; 1200 °C, 2 год	1'	1	2.60	2.08	4.00	8.50	3.62	1217	3.51	4.84	3.03	5.50	7.20
ТЛ	2	-	5.70	2.09	3.93	7.30	2.35	1132	2.24	4.66	1.77	5.40	4.90
ТЛ; 1200 °C, 2 год	2'	1	5.50	2.14	3.95	8.40	3.57	1135	3.46	4.74	2.99	5.43	7.30
ТЛ	3	-	5.73	2.14	3.84	7.50	2.66	1130	2.49	4.62	2.03	5.25	5.40
ТЛ; 1200 °C, 2 год	3'	1	5.10	2.00	4.00	8.50	3.62	1140	3.51	4.84	3.03	5.50	7.20
ТЛ	4	-	5.65	2.12	3.89	7.40	2.51	1131	2.36	4.64	1.90	5.33	5.40
ТЛ; 1200 °C, 72 год	4"	1000	1.68	1.73	3.66	8.50	3.96	1230	3.84	4.14	3.43	5.00	9.30
ТЛ; 1200 °C, 72 год	4'	1	3.00	2.08	3.54	8.50	3.50	1190	3.38	4.54	2.93	4.80	7.40

Таблиця

Слід відмітити, що технологічний відпал являє собою заключний і абсолютно необхідний етап процесу трансмутаційного легування. Опромінення кремнію тепловими нейтронами супроводжується також опроміненням швидкими нейтронами й γ - компонентом реакторного спектра. У результаті одержують монокристали кремнію, насичені всіма відомими на даний час радіаційними дефектами, чому сприяють надзвичайно інтенсивні інтегральні потоки нейтронів ($\sim 10^{18} \div 10^{19}$ н/см²) у каналах ядерних реакторів. Тому, незалежно від вихідного типу матеріалу і його параметрів, трансмутаційно легований кремній безпосередньо після опромінення характеризується провідністю p - типу з питомим опором $\rho \approx 10^5 \div 10^6$ Ом·см і дуже малим часом життя неосновних носіїв заряду. Крім того, після опромінення кремнію нейтронами ядерного реактора атоми ^{31}Si (які спонтанно переходять в ^{31}P згідно з ядерною реакцією $^{30}\text{Si}(n, \gamma)^{31}\text{Si} \xrightarrow{\beta^-} ^{31}\text{P}$) виявляються, як правило, у міжвузловому положенні. Таке положення відповідає електрично-неактивному стану. Отже, для відпалу радіаційних дефектів і для активації атомів фосфору ^{31}P , що проявляють в об'ємі кремнію донорні властивості тільки у вузлах ґратки, трансмутаційно легований кремній необхідно піддавати термообробці.

Як показав експеримент, залишкові дефекти, які не усувалися в процесі технологічного відпалу, не виявляли помітного впливу на електронну підсистему досліджуваних зразків (параметр анізотропії рухливості K залишався практично незмінним), однак суттєво змінювалися ефекти, що протікають при участі довгохвильових фононів.

Тому спостережуване в експериментах із трансмутаційно легованим кремнієм зниження значень параметра M відносно стандартної кривої L (рис. 3) можна було спробувати ліквідувати за допомогою проведення відпалу цих кристалів при більш високих температурах, чим ті (800 °С), які застосовуються для технологічних відпалів. Цілком ймовірно, відпал при більш високих температурах зможе, якщо не повністю, то хоча б частково, трансформувати залишкові дефекти в такі дефекти (точкові), на яких фонони будуть розсіюватися менш ефективно. Такий процес повинен був би супроводжуватися збільшенням параметра M , що й було підтверджено в експериментах.

З таблиці видно, що анізотропія рухливості K практично не залежить (у межах помилки вимірювань) ні від способу легування, ні від використаних режимів термообробки, тоді як параметр анізотропії термоЕРС захоплення M суттєво реагує на відпали з наступним охолодженням.

На рис. 3 точками 1'–4' і 1'', 4'' представлені дані експериментів (див. також таблицю), проведених на трансмутаційно легованих кристалах, відпалених при 1200 °С. Отримані результати (незалежно від тривалості відпалів в інтервалі 2 ÷ 72 год) перевершили всякі очікування, тому що значення параметра M , вимірювані на відпалених кристалах, не просто "підтяглися" до положення кривої L (як можна було сподіватися), але всі без винятку виявилися значно вище цієї кривої. При цьому значення, отримані при швидкому ($v_{охол} = 1000$ °С/хв) охолодженні трансмутаційно легованих кристалів після відпалу при 1200 °С, виявилися по величині настільки більшими (точки 1'' і 4''), що навіть при умовно прийнятій лінійній зміні функції $M = M(n_e)$ (уздовж відрізка прямої у вигляді штрихів) могли б спостерігатися лише при таких значеннях $n_e \leq 10^8$ см⁻³, які в рамках існуючої технології одержання (і легування) звичайних кристалів кремнію, безумовно, недосяжні.

Які ж принципові недоліки способу вирощування (і легування) звичайних кристалів не дозволяють одержати на них настільки високих значень параметра анізотропії термоЕРС (і інших термоелектричних характеристик), які відносно легко виходять при порівнянних n_e на трансмутаційно легованих кристалах кремнію, відпалюваних при підвищених температурах?

Причина, імовірно, полягає в наступному. У трансмутаційно легованих кристалах проведення значень параметра M з положень 1–4 у положення 1'–4' (і 1'', 4'') здійснюється лише за рахунок високотемпературного відпалу, що звільняє відпалюваний кристал від тих дефектів, на яких розсіюються довгохвильові фонони, відповідальні за появу термоЕРС захоплення. Тому природно вважати, що процес росту звичайних кристалів і їх легування домішкою фосфору через розплав супроводжується появою стабільних і досить ефективних розсіювачів для довгохвильових фононів у вигляді домішкових скупчень, що задовольняють умові $d_{\text{скупч}} \sim \lambda_{\text{ф}}/4$, що неминуче утрудняє формування термоЕРС захоплення в таких кристалах. Дійсно, в умовах росту (і легування) звичайних кристалів появи малих за розмірами домішкових скупчень [17] сприяє висока температура $T_{\text{крист}}^{\text{Si}} \approx 1400$ °С, що сильно порушує взаємну кореляцію домішкових центрів [18]. При такій температурі домішкові атоми впроваджуються в ґратку кремнію, тоді як в умовах нейтронної трансмутації атоми легуючої домішки будуть лише статистично рівномірно з'являтися у вузлах ґратки по всьому об'єму кристала, що однорідно опромінюється.

На прикладі одержання матеріалу з високими термоелектричними показниками (M , $\Delta\alpha$, α_{∞} і ін.; див. таблицю) за допомогою високотемпературного відпалу трансмутаційно легованих кристалів кремнію можна переконатися у відносному характері того, що нерідко називають якістю напівпровідникового матеріалу. Насправді, домагаючись зазначеним вище шляхом підвищення термоелектричних характеристик трансмутаційно легованих кристалів кремнію, неминуче одержимо в цих кристалах досить низькі значення часів життя неосновних носіїв струму τ (у межах декількох одиниць або десятків мікросекунд). Зупиняючись же на проведенні низько-температурного технологічного відпалу, тобто проявляючи належну турботу про час життя, ми, природно, не зможемо одержати на основі трансмутаційно легованих кристалів кремнію матеріал високої якості, призначений для термоелектричних застосувань. Подібні твердження залишаються вірними й відносно інших характеристик напівпровідникових матеріалів (таких як густина дислокацій, вміст супутніх домішок і т.д.).

По зазначених причинах якість напівпровідникових матеріалів слід розглядати в безперервній єдності з тими конкретними завданнями, які необхідно вирішувати, застосовуючи ті або інші матеріали, проявляючи особливу турботу про ті їхні параметри, від яких цілком залежить реалізація функціональних можливостей конкретних напівпровідникових приладів і пристроїв.

Висновки

1. Виявлено, що для зразків кремнію, легованих фосфором при ядерній трансмутації, параметр анізотропії термоЕРС значно менший, ніж для зразків, легованих через розплав у процесі вирощування методом Чохральського, при практично співпадаючих значеннях параметра анізотропії рухливості K . Зроблений висновок, що залишкові дефекти, на яких сильно розсіюються довгохвильові фонони, обумовлюють ці зміни, не впливаючи при цьому на електронну підсистему.
2. Встановлено, що високотемпературний відпал ($T_{\text{відп}} = 1200$ °С; $t = 2 \div 72$ год) у трансмутаційно легованих кристалах n -Si приводить до збільшення параметра анізотропії термоЕРС, причому ефект сильніше виражений при швидкому охолодженні зразків. Виявлено, що параметр анізотропії рухливості K практично не залежить ні від способу легування, ні від використаних термообробок.

Література

1. Гайдар Г.П. Кинетика электронных процессов в *Si* и *Ge* в полях внешних воздействий. Монография. Saarbrücken, Deutschland: LAP LAMBERT Academic Publishing, 2015. 268 с.
2. Баранский П.И., Бугай А.А., Максименко В.М., Савяк В.В., Шаповалов В.П. Влияние термообработки на ЭПР и электрическую активность примеси фосфора в обычных и нейтронно-легированных кристаллах кремния. *ФТП*. 1980. 14. № 7. С. 1438 – 1441.
3. Долголенко А.П., Литовченко П.Г., Варенцев М.Д., Ластовецкий В.Ф., Гайдар Г.П., Литовченко А.П. Влияние методов выращивания и легирования на радиационную стойкость *n-Si*, облученного быстрыми нейтронами реактора. *Вопросы атомной науки и техники. Сер.: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение* 2006. № 4. С.175 – 181.
4. Гайдар Г.П., Баранський П.І. Особенности электрофизических параметров НТЛ-*Si* при разных режимах термообработки. *ФТП*. 2016. 50, № 6. С. 751 – 756.
5. Анатычук Л.И. Термоэлементы и термоэлектрические устройства. Справочник. К.: Наук. думка, 1979. 767 с.
6. Баранский П.И., Савяк В.В., Щербина Л.И. Исследование фонон-фононной релаксации в нейтронно легированных и обычных кристаллах кремния. *ФТП*. 1980. 14, № 2. С. 302 – 305.
7. Баранський П.І., Гайдар Г.П. Деякі термоелектричні особливості звичайних і трансмутаційно легованих кристалів кремнію. *Термоелектрика*. 2012. № 1. С. 5 – 12.
8. G.P. Gaidar, P.I. Baranskii, Thermoelectric Properties of Transmutation-Doped Silicon Crystals, *Physica B* 441, 80 – 88 (2014).
9. G. Gaidar, P. Baranskii, Optimization of the Thermoelectric Figure of Merit in the Transmutation-Doped and Ordinary *n-Si* Crystals, *Phys. Status Solidi A* **212**(10), 2146 – 2153 (2015).
10. Соловьев С.П., Стась В.Ф., Харченко В.А. Легирование полупроводников методом ядерных реакций. Монография под ред. Л.С. Смирнова. Новосибирск: Наука. 1981. 184 с.
11. Haas W.E. Silicon doping by nuclear transmutation. *Journal of Electronic Materials*. 1976. Vol. 5. No. 1. P. 57 – 68.
12. Миза Дж. Нейтронное трансмутационное легирование полупроводников. Новости физики твердого тела. Под ред. Дж. Миза. Пер. с англ. под ред. В.Н. Мордковича. Москва: Мир. 1982. Вып. 11. 264 с.
13. Баранский П.И., Савяк В.В., Шаповалов В.П. Влияние термоотжига и условий охлаждения на электрофизические свойства *n-Si* с примесью фосфора. *ФТП*. 1981. 15, № 8. С. 1531 – 1534.
14. Бонч-Бруевич В.Л., Калашников С.Г. Физика полупроводников. М.: Наука, 1977. 672 с.
15. Баранський П.І., Федосов А.В., Гайдар Г.П. Фізичні властивості кристалів кремнію та германію в полях ефективного зовнішнього впливу. Луцьк: Надстир'я, 2000. 279 с.
16. Баранский П.И., Савяк В.В., Щербина Л.А. Определение параметра анизотропии термоЭДС увлечения в *n*-кремнии. *ФТП*. 1979. 13, № 6. С. 1219 – 1221.
17. S. Maekawa, N. Kinoshita, Electron Spin Resonance in Phosphorus Doped Silicon at Low Temperatures, *Journal of the Physical Society of Japan* **20**(8), 1447 – 1457 (1965).
18. Даховский И.В., Полянская Т.А., Самойлович А.Г., Шмарцев Ю.В. О подвижности электронов в сильно легированных полупроводниках. *ФТП*. 1970. 4, № 11. С. 2165 – 2171.

Надійшла до редакції 08.09.2016