

УДК 621.315.592



Гайдар Г.П.

Гайдар Г.П.¹, Баранский П.И.²

¹Институт ядерных исследований
НАН Украины, просп. Науки, 47,
Киев, 03680, Украина;

²Институт физики полупроводников
им. В.Е. Лашкарева НАН Украины,
просп. Науки, 45, Киев, 03028, Украина



Баранский П.И.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ПАРАМЕТР АНИЗОТРОПИИ ТЕРМОЭДС УВЛЕЧЕНИЯ ТРАНСМУТАЦИОННО ЛЕГИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Показано, что при совпадающих (в пределах ошибок измерений) величинах параметра анизотропии подвижности $K = \mu_{\perp} / \mu_{\parallel}$, значения параметра анизотропии термоЭДС $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ в трансмутационно легированных образцах *n*-Si значительно ниже, чем в кристаллах *n*-Si, легированных той же примесью фосфора, однако через расплав. Установлено, что проведенный на трансмутационно легированных кристаллах *n*-Si высокотемпературный отжиг при температуре $T_{отж} = 1200$ °С, независимо от его длительности (в интервале 2 ÷ 72 ч), приводит к возрастанию величины параметра *M*, причем этот эффект был более ярко выражен при быстром охлаждении (со скоростью ~ 1000 °С/мин) от $T_{отж}$ до комнатной температуры.

Ключевые слова: кремний, трансмутационное легирование, термоотжиг, скорость охлаждения, параметр анизотропии термоЭДС.

*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 $M = \alpha_{\parallel}^{ph} / \alpha_{\perp}^{ph}$ in trans-mutation-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 $T_{anneal} = 1200$ °C, irrespective of the annealing duration (in the range of 2 ÷ 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.

Введение

Сравнению электрофизических свойств трансмутационно легированных и обычных, легированных примесью фосфора через расплав при выращивании по методу Чохральского

кристаллов n -Si, посвящен ряд работ (см., например, [1–4]). Сопоставление термоэлектрических характеристик [5] трансмутационно легированных и обычных кристаллов кремния проведено в работах [6–9], где показано, что, обладая более высокой гомогенностью в распределении примеси по объему [10–12], а также более высокими значениями подвижности электронов, измеряемой при 77 К, трансмутационно легированные кристаллы n -Si характеризуются (при прочих равных условиях) более низкими значениями параметра анизотропии термоЭДС увлечения $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ по сравнению с обычными кристаллами, легированными примесью фосфора через расплав. Последнее связано с тем, что остаточные дефекты, не устранимые из объема трансмутационно легированных кристаллов кремния посредством стандартного технологического отжига (проводимого при $800 \div 850$ °С в течение $1 \div 2$ ч) и не оказывающие непосредственного влияния на электронную подсистему, вносят существенные коррективы в эффекты, протекающие даже в электронной подсистеме с участием длинноволновых фононов. Однако, подвергнув трансмутационно легированные кристаллы отжигу при высоких температурах, можно существенно повысить их термоэлектрические характеристики [8]. Известна также работа [13], в которой показано, что термообработка обычных кристаллов n -Si не приводит к существенному изменению их термоэлектрических параметров.

Для выяснения причин такого различия были проведены эксперименты по изучению влияния высокотемпературного отжига и условий охлаждения на термоэлектрические свойства трансмутационно легированных кристаллов кремния, что и составило цель данной работы.

Результаты и обсуждение

Использовались отжиги трех типов: технологический отжиг ($T = 800$ °С, $t = 2$ ч); высокотемпературный (ВТ) отжиг типа А ($T_{отж} = 1200$ °С, $t = 2$ ч); ВТ отжиг типа Б ($T_{отж} = 1200$ °С, $t = 72$ ч); скорости охлаждения после ВТ отжигов составляли $\nu_{охл} = 1$ °С/мин. и 1000 °С/мин. Кристаллы n -Si исследовались обычные (ОБ) и трансмутационно легированные (ТЛ). Обычные кристаллы выращивались методом Чохральского и не подвергались отжигу (исходное состояние). Кристаллы n -Si, используемые в дальнейшем для трансмутационного легирования, выращивались методом зонной плавки. Все трансмутационно легированные кристаллы (после облучения кремния тепловыми нейтронами) прошли сначала технологический отжиг при 800 °С в течение 2 часов (будем считать состояние после такого отжига исходным для трансмутационно легированных кристаллов), а затем подвергались либо отжигу типа А, либо отжигу типа Б.

Основные параметры исследуемых образцов приведены в таблице, где n_e и μ – соответственно концентрация и подвижность носителей заряда, определенные из холловских измерений; ρ_0 – удельное сопротивление в отсутствие сильного одноосного механического напряжения X ; ρ_{∞} – удельное сопротивление при $X \geq 0.6$ ГПа, $\vec{X} \parallel \vec{J} \parallel [001]$; \vec{J} – плотность тока при измерении тензосопротивления (характерные зависимости ρ_X / ρ_0 представлены на рис. 1); α_{∞} и α_0 – тензотермоЭДС ($\vec{X} \parallel \nabla T \parallel [001]$) при $X \geq 0.6$ ГПа и $X = 0$ соответственно (характерные зависимости α_X / α_0 представлены на рис. 2); $\Delta\alpha = \alpha_{\parallel}^{\phi} - \alpha_{\perp}^{\phi}$ – анизотропия термоЭДС; α° – электронная (диффузионная) составляющая термоЭДС, вычисляемая по формуле Писаренко [14]:

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

где n_0 – концентрация носителей заряда; e – заряд электрона; k – постоянная Больцмана; T – температура; h – постоянная Планка; $m^* = N^{3/2} \sqrt[3]{m_{\parallel} m_{\perp}^2}$ – эффективная масса плотности состояний; N – число изоэнергетических эллипсоидов; m_{\parallel} и m_{\perp} – эффективная масса носителей заряда вдоль и поперек длинной оси изоэнергетического эллипсоида соответственно.

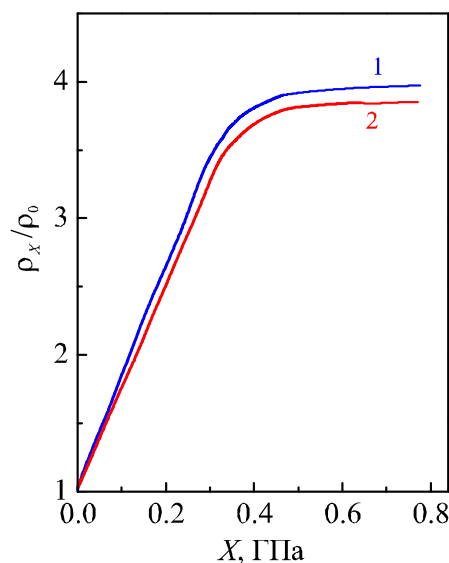


Рис. 1. Типичные зависимости тензосопротивления ρ_x/ρ_0 от величины одноосного механического напряжения $\vec{X} // \vec{J} // [001]$ при $T = 85 \text{ K}$ для обычных (1) и трансмутационно легированных (2) кристаллов $n\text{-Si}$.

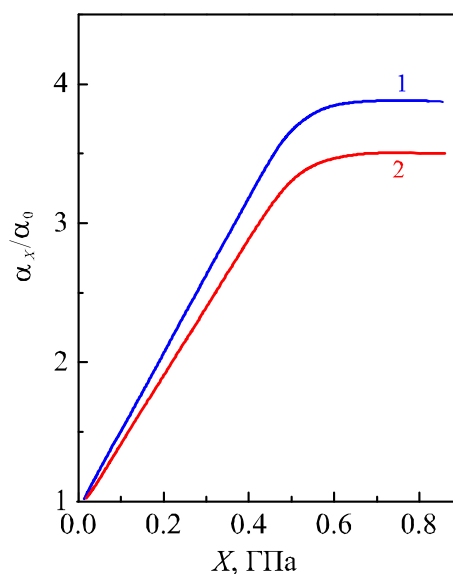


Рис. 2. Типичные зависимости тензотермоЭДС α_x/α_0 от величины одноосного механического напряжения $\vec{X} // \nabla T // [001]$ при $T = 85 \text{ K}$ для обычных (1) и трансмутационно легированных (2) кристаллов $n\text{-Si}$.

Значение параметра анизотропии подвижности K экспериментально получают, как известно (см., например, [15]), из данных по тензосопротивлению с использованием соотношения

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

где μ_{\parallel} и μ_{\perp} – подвижности носителей заряда вдоль и поперек длинной оси изоэнергетического эллипсоида соответственно.

Параметр анизотропии термоЭДС увлечения электронов фононами находим, используя следующее выражение [8]:

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

где $\alpha_{\parallel}^{\phi}$ и α_{\perp}^{ϕ} – фоновые составляющие термоЭДС вдоль и поперек длинной оси изоэнергетического эллипсоида, определяемые по формулам

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

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

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

Для интерпретации полученных результатов была использована концентрационная зависимость параметра анизотропии термоЭДС увлечения M (рис. 3, кривая L), заимствованная из работы [16].

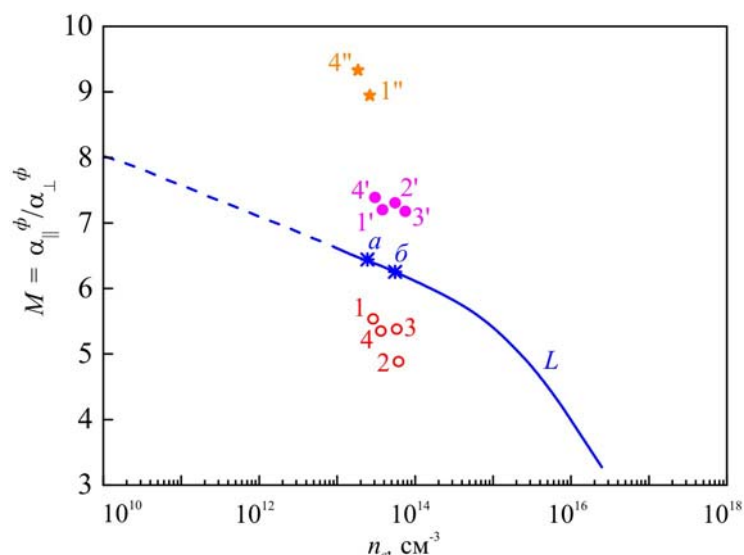


Рис. 3. Зависимость параметра анизотропии термоЭДС увлечения $M = \alpha_{\parallel}^{\phi} / \alpha_{\perp}^{\phi}$ от концентрации электронов n_e : 1) в обычных (легированных примесью фосфора из расплава) кристаллах n -Si при $T = 85$ К: сплошная кривая L ; 2) в трансмутационно легированных, прошедших низкотемпературный технологический отжиг при 800 °С в течение 2 ч: точки 1 – 4; 3) в трансмутационно легированных, отожженных при высокой температуре (1200 °С) и охлажденных с разными скоростями (1 и 1000 °С/мин): точки 1' – 4' и 1'', 4'' соответственно.

Основные параметры исследованных образцов n-Si

Условные обозначения образцов Si, разновидность термообработки	Обозначения на рисунках	$\rho_{\text{отср}}^{\circ\text{C/мин}}$	$n_e \cdot 10^{13}, \text{ см}^{-3}$	$\mu_{77\text{K}} \cdot 10^{-4}, \frac{\text{см}^2}{\text{В} \cdot \text{с}}$	$\frac{\rho_{\infty}}{\rho_0}$	$\alpha_0 \cdot 10^{-3}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$\alpha_{\infty} \cdot 10^{-4}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$\alpha_{\perp}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$\alpha_{\parallel}^{\phi} \cdot 10^{-4}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$\alpha_{\perp}^{\phi} \cdot 10^{-3}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$\Delta\alpha \cdot 10^{-4}, \frac{\text{мкВ}}{\text{град}}$	$K = \frac{\mu_{\perp}}{\mu_{\parallel}}$	$M = \frac{\alpha_{\parallel}^{\phi}}{\alpha_{\perp}^{\phi}}$
ОБ	a	—	2.40	1.92	3.90	8.05	3.15	1220	3.03	4.70	2.56	5.35	6.45
ОБ	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 °С, 2 ч	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 °С, 2 ч	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 °С, 2 ч	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 °С, 2 ч	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 °С, 72 ч	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 °С, 72 ч	4'	1	3.00	2.08	3.54	8.50	3.50	1190	3.38	4.54	2.93	4.80	7.40

Таблица

Проводилось сопоставление параметров анизотропии K и M , измеренных на монокристаллах кремния, легированных примесью фосфора путем ядерной трансмутации и в процессе выращивания методом Чохральского. Оказалось, что значения параметра анизотропии термоЭДС увлечения M кристаллов, легированных примесью фосфора через расплав (рис. 3, точки a и b), полученные в данной работе для сравнения с трансмутационно легированными кристаллами аналогичной концентрации, в точности попадают на кривую L . А значения параметра M для трансмутационно легированных кристаллов (с той же примерно концентрацией носителей n_e) располагаются значительно ниже этой кривой (рис. 3, точки 1 – 4).

Можно предположить, что существенное занижение значений параметра M для трансмутационно легированных кристаллов (по сравнению со стандартной кривой, полученной в экспериментах с обычными кристаллами) связано с появлением нарушений решетки – остаточными дефектами. Такие дефекты возникают в огромных концентрациях в процессе трансмутационного легирования и полностью не устраняются в условиях относительно низкотемпературного ($800\text{ }^\circ\text{C}$) технологического отжига сравнительно небольшой длительности (2 ч).

Следует заметить, что технологический отжиг представляет собой заключительный и абсолютно необходимый этап процесса трансмутационного легирования. Облучение кремния тепловыми нейтронами сопровождается также облучением быстрыми нейтронами и γ -компонентой реакторного спектра. В результате получают монокристаллы кремния, насыщенные всеми известными на данное время радиационными дефектами, чему способствуют чрезвычайно интенсивные интегральные потоки нейтронов ($\sim 10^{18} \div 10^{19}$ н/см²) в каналах ядерных реакторов. Поэтому, независимо от исходного типа материала и его параметров, трансмутационно легированный кремний непосредственно после облучения характеризуется проводимостью p -типа с удельным сопротивлением $\rho \approx 10^5 \div 10^6$ Ом·см и очень малым временем жизни неосновных носителей заряда. Кроме того, после облучения кремния нейтронами ядерного реактора атомы ^{31}Si (которые спонтанно переходят в ^{31}P согласно ядерной реакции $^{30}\text{Si}(n, \gamma)^{31}\text{Si} \xrightarrow{\beta^-} ^{31}\text{P}$) оказываются, как правило, в межузельном положении. Такое положение отвечает электрически-неактивному состоянию. Следовательно, для отжига радиационных дефектов и для активации атомов фосфора ^{31}P , проявляющих в объеме кремния донорные свойства только в узлах решетки, трансмутационно легированный кремний необходимо подвергать термообработке.

Как показал эксперимент, остаточные дефекты, которые не устранялись в процессе технологического отжига, не обнаруживали заметного влияния на электронную подсистему исследуемых образцов (параметр анизотропии подвижности K оставался практически неизменным), однако существенно меняли эффекты, протекающие при участии длинноволновых фононов.

Поэтому наблюдаемое в экспериментах с трансмутационно легированным кремнием занижение значений параметра M по отношению к стандартной кривой L (рис. 3) можно было попытаться ликвидировать посредством проведения отжига этих кристаллов при более высоких температурах, чем те ($800\text{ }^\circ\text{C}$), которые применяются для технологических отжигов. По всей вероятности, отжиг при более высоких температурах сможет, если не полностью, то хотя бы частично, трансформировать остаточные дефекты в такие дефекты (точечные), на которых фононы будут рассеиваться менее эффективно. Такой процесс должен был бы сопровождаться увеличением параметра M , что и было подтверждено в экспериментах.

Из таблицы видно, что анизотропия подвижности K практически не зависит (в пределах ошибки измерений) ни от способа легирования, ни от использованных режимов термообработки, тогда как параметр анизотропии термоЭДС увлечения M существенно реагирует на отжиги с последующим охлаждением.

На рис. 3 точками 1'–4' и 1'', 4'' представлены данные экспериментов (см. также таблицу), проведенных на трансмутационно легированных кристаллах, отожженных при 1200 °С. Полученные результаты (вне зависимости от длительности отжигов в интервале 2 ÷ 72 ч) превзошли всякие ожидания, так как значения параметра M , измеренные на отожженных кристаллах, не просто "подтянулись" к положению кривой L (как можно было надеяться), но все без исключения оказались значительно выше этой кривой. При этом значения, полученные при быстром ($v_{охл} = 1000$ °С/мин) охлаждении трансмутационно легированных кристаллов после отжига при 1200 °С, оказались по величине настолько большими (точки 1'' и 4''), что даже при условно принимаемом линейном изменении функции $M = M(n_e)$ (вдоль отрезка прямой в виде штрихов) могли бы наблюдаться лишь при таких значениях $n_e \leq 10^8$ см⁻³, которые в рамках существующей технологии получения (и легирования) обычных кристаллов кремния, безусловно, недостижимы.

Какие же принципиальные недостатки способа выращивания (и легирования) обычных кристаллов не позволяют получить на них столь высоких значений параметра анизотропии термоЭДС (и других термоэлектрических характеристик), которые относительно легко получаются при сопоставимых n_e на трансмутационно легированных кристаллах кремния, отжигаемых при повышенных температурах?

Причина, вероятно, состоит в следующем. В трансмутационно легированных кристаллах перевод значений параметра M из положений 1–4 в положения 1'–4' (и 1'', 4'') осуществляется лишь за счет высокотемпературного отжига, освобождающего отжигаемый кристалл от тех дефектов, на которых рассеиваются длинноволновые фононы, ответственные за появление термоЭДС увлечения. Поэтому естественно полагать, что процесс роста обычных кристаллов и их легирование примесью фосфора через расплав сопровождается появлением стабильных и достаточно эффективных рассеивателей для длинноволновых фононов в виде примесных скоплений, удовлетворяющих условию $d_{скопл} \sim \lambda_\phi / 4$, что неизбежно затрудняет формирование термоЭДС увлечения в таких кристаллах. Действительно, в условиях роста (и легирования) обычных кристаллов появлению малых по размерам примесных скоплений [17] способствует сильно нарушающая взаимную корреляцию примесных центров высокая температура $T_{крист}^{Si} \approx 1400$ °С [18]. При такой температуре примесные атомы внедряются в решетку кремния, тогда как в условиях нейтронной трансмутации атомы легирующей примеси будут лишь статистически равномерно появляться в узлах решетки по всему объему однородно облучаемого кристалла.

На примере получения материала с высокими термоэлектрическими показателями (M , $\Delta\alpha$, α_∞ и др.; см. таблицу) посредством высокотемпературного отжига трансмутационно легированных кристаллов кремния можно убедиться в относительном характере того, что нередко называют качеством полупроводникового материала. В самом деле, добиваясь указанным выше путем повышения термоэлектрических характеристик трансмутационно легированных кристаллов кремния, неизбежно получим в этих кристаллах достаточно низкие значения времен жизни неосновных носителей тока τ (в пределах нескольких единиц или десятков микросекунд). Остановившись же на проведении низкотемпературного

технологического отжига, т.е. проявляя надлежащую заботу о времени жизни, мы, естественно, не сможем получить на основе трансмутационно легированных кристаллов кремния материал высокого качества, предназначенный для термоэлектрических применений. Подобные утверждения остаются верными и в отношении иных характеристик полупроводниковых материалов (таких как плотность дислокаций, содержание сопутствующих примесей и т.д.).

По указанным причинам качество полупроводниковых материалов следует рассматривать в непрерывном единстве с теми конкретными задачами, которые необходимо решать, применяя те или иные материалы, проявляя особую заботу о тех их параметрах, от которых всецело зависит реализация функциональных возможностей конкретных полупроводниковых приборов и устройств.

Выводы

1. Обнаружено, что для образцов кремния, легированных фосфором при ядерной трансмутации, параметр анизотропии термоЭДС значительно меньший, чем для образцов, легированных через расплав в процессе выращивания методом Чохральского, при практически совпадающих значениях параметра анизотропии подвижности K . Сделан вывод, что остаточные дефекты, на которых сильно рассеиваются длинноволновые фононы, обуславливают эти изменения, не влияя при этом на электронную подсистему.
2. Установлено, что высокотемпературный отжиг ($T_{отж} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$; $t = 2 \div 72\text{ ч}$) в трансмутационно легированных кристаллах $n\text{-Si}$ приводит к увеличению параметра анизотропии термоЭДС, причем эффект сильнее выражен при быстром охлаждении образцов. Обнаружено, что параметр анизотропии подвижности K практически не зависит ни от способа легирования, ни от использованных термообработок.

Литература

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., Варенцов М.Д., Ластовецкий В.Ф., Гайдар Г.П., Литовченко А.П. Влияние методов выращивания и легирования на радиационную стойкость $n\text{-Si}$, 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., Баранский П.И. 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. 768 с.
6. Баранский П.И., Савяк В.В., Щербина Л.А. Исследование фонон-фононной релаксации в нейтронно легированных и обычных кристаллах кремния. *ФТП*. 1980. 14, № 2. С. 302 – 305.
7. Баранский П.И., Гайдар Г.П. Некоторые термоэлектрические особенности обычных и трансмутационно легированных кристаллов кремния. *Термоэлектричество*. 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. Смирнов Л.С., 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.

Поступила в редакцию 08.09.2016.