

С.В. Быткин⁽¹⁾, к.т.н., зам. директора

Т.В. Критская⁽²⁾, д.т.н., профессор

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ОБЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ Si<P> и Si<P,Ge>

⁽¹⁾ОАО Металлургический комбинат «Запорожсталь»,

⁽²⁾Запорожская государственная инженерная академия

У роботі проведено розрахунки вірогідності утворення основних радіаційних дефектів (А-, К-, Е-центрів) у кремнії, легovanому фосфором і германієм, і порівняння набутих чисельних значень з такими ж характеристиками в контрольному кремнії. Для визначення вірогідності накопичення радіаційних дефектів використано емпіричне рівняння та система кінетичних рівнянь, що описують реакції між точковими дефектами. Для обробки одержаних результатів використано можливості середовища «STATISTICA 6.0» і MATHCAD 11.

В работе произведены расчеты вероятностей образования основных радиационных дефектов (А-, К-, Е-центров) в кремнии, легированном фосфором и германием, и сравнение полученных численных значений с такими же характеристиками в контрольном кремнии. Для определения вероятностей накопления радиационных дефектов использованы эмпирические уравнения и система кинетических уравнений, описывающие реакции между точечными дефектами. Для обработки полученных результатов использованы возможности среды «STATISTICA 6.0» и MathCAD 11.

Введение. Легирование монокристаллов кремния рядом примесей (Li, Na, S, Mn, Pd, Ir, Gd и др.) оказывает существенное влияние на процессы радиационного дефектообразования. В то же время подходы различных авторов к оценке степени влияния примесей на электрофизические свойства монокристаллов, подвергнутых воздействию внешних факторов (температура, радиация) различны. В частности, используются анализы спектров глубоких энергетических уровней, чувствительности времени жизни неосновных носителей заряда и др. Число методов, которые позволяют оценить эффективность влияния того или иного легирующего элемента на замедление процессов радиационного дефектообразования, в настоящее время невелико.

Анализ достижений. Представляется перспективным использование вероятностных оценок процессов образования и накопления радиационных дефектов. Это позволит объективно оценить влияние легирующих и фоновых элементов в монокристалле, получить численное значение вероятности образования примесно-дефектного комплекса, то есть фактически оценить эффективность влияния конкретной примеси на радиационное дефектообразование.

Одним из наиболее перспективных методов повышения радиационной стойкости монокристаллов кремния признано легирование их германием (Si<Ge>). При концентрации германия $N_{Ge} \sim 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ достигнуто существенное повышение радиационной стойкости кремния, оцениваемой по замедлению изменения концентрации основных носителей заряда. Этот эффект рассматривается авторами работы [1] как наиболее приемлемый для технологии изготовления прецизионных детекторов и других датчиков, эксплуатируемых в полях ядерных излучений.

Ранее нами было установлено, что использование $Si\langle Ge \rangle$ с $N_{Ge} \geq 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ при изготовлении планарных структур ИС дает немонотонный характер зависимости основной характеристики технологического процесса – «процента выхода годных ИС (ПВГ)» – от концентрации германия [2]. В то же время экспериментально подтверждена возможность снижения радиационной чувствительности вертикальных $n\text{-}p\text{-}n$ транзисторов, изготовленных на $Si\langle Ge \rangle$ с $N_{Ge} = 7,5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ [3]. Проведенное в работе [3] моделирование работы выходного инвертора биполярных логических схем TTL -типа, в которых критерием радиационной стойкости является изменение выходного напряжения низкого уровня V_{OL} [4], показало возможность замедления деградации этой характеристики при α -облучении примерно в 5...8 раз. Кроме того, в работе [3] показана возможность использования $Si\langle P, Ge \rangle$ для повышения радиационной стойкости маломощных тиристоров. В работе [5] исследовали процесс достижения высокой радиационной стойкости биполярных транзисторов, изготовленных по технологии кремниевых структур с диэлектрической изоляцией (КСДИ) на $Si\langle P, Ge \rangle$ с $N_{Ge} = 1,2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ в сочетании с радиационно-термической обработкой. Показано, что радиационная стойкость может достигаться за счет более высокой вероятности накопления K -центра в $Si\langle P, Ge \rangle$ (сложный дефект с энергией $E_V + 0,35 \text{ эВ}$, отжигающийся при температуре $400 \text{ }^\circ\text{C}$, в структуру которого входит комплекс $C_i\text{-}O_i\text{-}V\text{-}V$) [6]. Вероятностный анализ накопления A - и E -центров в этой работе не проводили.

Для определения P_{iV} (вероятности захвата вакансии различными примесями) в работе [7] нами были использованы эмпирические уравнения, описывающие накопление радиационных дефектов и система кинетических уравнений, описывающих реакции между точечными дефектами.

Постановка задачи. Целью настоящей работы является расчет вероятности образования основных радиационных дефектов в кремнии, легированном германием, и сравнение полученных численных значений с такими же характеристиками в контрольном кремнии.

Основная часть исследований. Для оценки эффективности образования радиационных дефектов в легированном кремнии в настоящей работе исследовали $p^+\text{-}n$ структуры, изготовленные на основе монокристаллов $Si\langle P \rangle$ и $Si\langle P, Ge \rangle$, выращенных по методу Чохральского ($N_{Ge} = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, удельное электрическое сопротивление $\sim 35 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, концентрация кислорода в исходных пластинах $N_{O_i} = 7 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$, углерода $N_{C_i} = 2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$) [8].

Применяли альфа-излучение радиоизотопного источника с энергией $\sim 4,5 \text{ МэВ}$. Тестовые диоды были изготовлены диффузией бора (глубина $p^+\text{-}n$ перехода $\sim 5 \text{ мкм}$). Количество дефектов измеряли стандартным методом $DLTS$. Для определения типа дефектов использовали известный метод сравнения энергии дефектов с энергиями глубоких уровней [7].

В базе тестовых $p^+\text{-}n$ -структур, сформированных на $Si\langle P \rangle$ после α -облучения, обнаружены дефекты с уровнями: $E_C - 0,17 \text{ эВ}$ (A -центр); $E_C - 0,22 \text{ эВ}$ (двухзарядная дивакансия), $E_C - 0,32 \text{ эВ}$ (однозарядная дивакансия); $E_C - 0,47 \text{ эВ}$ (E -центр); $E_V + 0,2 \text{ эВ}$ (сложный дефект, включающий атомы C_i, C_S, Si); $E_V + 0,37 \text{ эВ}$ (K -центр, сложный дефект типа $C_i\text{-}O_i\text{-}V\text{-}V$).

В базе тестовых $p^+\text{-}n$ -структур, сформированных на $Si\langle P, Ge \rangle$, обнаружены дефекты с такими же энергетическими уровнями. Особенностью спектра энергетических уровней радиационных дефектов в $Si\langle P, Ge \rangle$ является отсутствие центра с энергией $E_C - 0,32 \text{ эВ}$.

Для установления эмпирической зависимости был выбран компромисс между

точностью уравнения, описывающего накопление радиационных дефектов, и возможностью дальнейшего использования полученной зависимости в среде «MathCad». В качестве примера на рис.1 а,б приведен характер зависимости накопления A -центра в $Si\langle P,Ge\rangle$ и контрольных образцах $Si\langle P\rangle$. Полученные экспериментальные результаты выражены формулами с использованием среды «STATISTICA6.0».

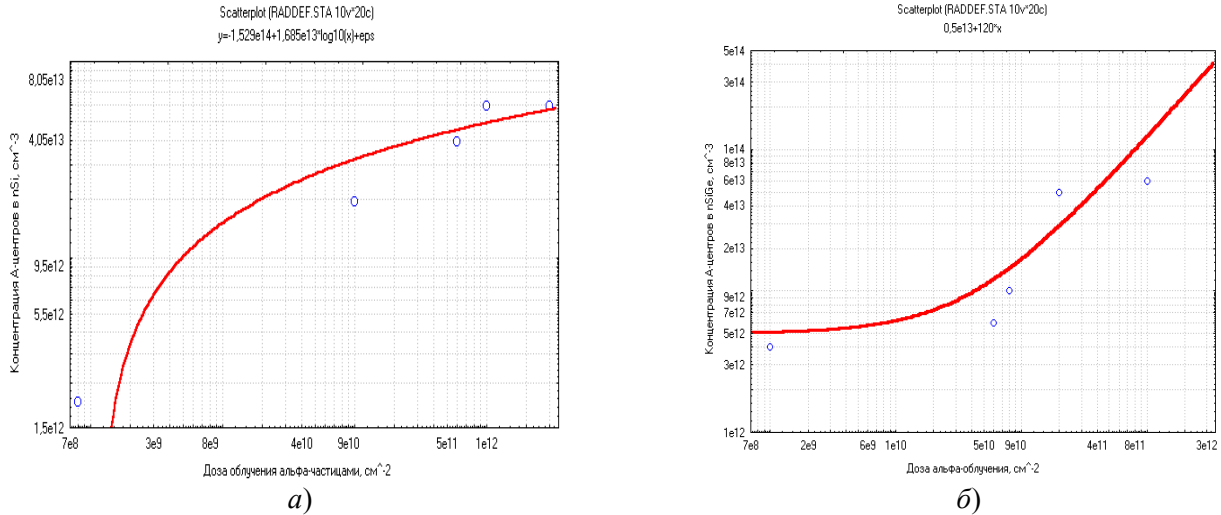


Рисунок 1 – Экспериментальные данные по накоплению A -центров в $Si\langle P,Ge\rangle$ (а) и в контрольном образце $Si\langle P\rangle$ (б)

Аналогично получены зависимости накопления K -, E - центров, дивакансий, центра с энергией $E_V + 0,2$ эВ.

Расчет вероятности образования дефектов проводили по той же методике, что и в работе [9]. Особенностью данного расчета являлся учет снижения концентрации межзельного кислорода O_i и углерода C_i при образовании A - и K -центров.

Основные этапы расчета сводятся к следующему:

1. Выбирают систему уравнений, описывающих накопление радиационных дефектов [10]:

$$N_V = \lambda_V \cdot \Phi \cdot t - N_A - N_E - N_{V_2} - N_{V_2} - N_K ; \quad (1)$$

$$N'_A = P_{OV} \cdot N_O \cdot N_V ; \quad (2)$$

$$N'_E = P_{PV} \cdot N_P \cdot N_V ; \quad (3)$$

$$N'_{V_2} = P_{V_2} \cdot N_V^2 ; \quad (4)$$

$$N'_{V_2} = P_{V_2} \cdot N_V^2 ; \quad (5)$$

$$N'_K = P_{C_i-O_i-V-V} \cdot N_{C_i} \cdot N_{O_i} \cdot N_V^2 , \quad (5)$$

где t – время облучения тестовой структуры, с; N_V – концентрация вакансий, генерируемых потоком α -частиц; P_{iV} – вероятность захвата вакансии различными примесными атомами; λ_V – количество вакансий, создаваемых одной высокоэнергетической частицей; Φ – плотность потока излучения, см⁻²с⁻¹; N_i – концентрация различных типов радиационных дефектов, в состав которых входят вакансии.

В табл. 1 и 2 в общем виде приведены уравнения, описывающие накопление и вероятность образования K - и A -центров в $Si\langle P\rangle$ и $Si\langle P,Ge\rangle$ (физические уравнения),

и эмпирические уравнения. В данном случае, сравнивая физические и эмпирические уравнения, описывающие накопление дефектов, получают выражения для P_{iV} в явном виде.

2. Рассчитывают величины λ_V и N_V .

Согласно работе [11]:

$$\lambda_V \geq \frac{\sum_{i=1}^n N_i}{\Phi_\alpha}, \quad (7)$$

где Φ_α – интегральный поток альфа-частиц, $\Phi_\alpha = \varphi \cdot t$.

$$\lambda_{SiGe}(t) = \frac{1}{\varphi \cdot t} \left[N_{ASiGe}(t) + N_{ESiGe}(t) + 2N_{KSiGe}(t) + 2N_{V2SiGe}(t) \right]. \quad (8)$$

Следовательно,

$$N_{VSiGe}(t) = \lambda_{SiGe}(t) \cdot \varphi \cdot t - N_{ASiGe}(t) - N_{ESiGe}(t) - N_{KSiGe}(t) - N_{V2}(t) \quad (9)$$

Полученная система уравнений является достаточно громоздкой и использование преимуществ среды «*MathCad*» для ее решения [12], в частности, устранение необходимости записи всех уравнений в явном виде, становится очевидным.

Накопление А-центров в Si<P,Ge>. Графики для приведенных в табл. 1 вероятности и скорости изменения вероятности образования А-центров в Si<P> и Si<P,Ge> представлены на рис. 2 а,б. Из зависимостей следует, что в области малых доз α -облучения ($\Phi_\alpha < 2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$) вероятность образования этих дефектов в контрольном Si<P> примерно на два порядка выше, чем в исследуемом Si<P,Ge>. Обращает на себя внимание тот факт, что при существенно более высоком расчетном значении модуля $P_{ASi<P,Ge>}$ при $\Phi_\alpha > 2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, скорость изменения вероятности образования А-центра в Si<P,Ge> при $1 \cdot 10^4 < \Phi_\alpha < 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ (фактически, эффективность введения этих дефектов) в Si<P,Ge> существенно ниже (рис. 2,б). Скорости образования комплекса O_i-V в контрольном и исследуемом материалах при $\Phi_\alpha \sim 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ становятся одинаковыми. Однако это вовсе не означает, что радиационная стойкость Si<P,Ge> сравняется со стойкостью контрольного материала. Это связано с тем, что зависимость между количеством дефектов и скоростью изменения вероятности их образования имеет нелинейный характер (рис.3).

Таблица 1 - Уравнения, описывающие накопление *A* - центров в *Si<P>* и *Si<P,Ge>*

Материал	Тип радиационного дефекта	Физическое уравнение, описывающее накопление дефекта	Эмпирическое уравнение, описывающее накопление дефекта	Эмпирическое уравнение, описывающее вероятность образования радиационного дефекта
<i>nSiGe</i>	<i>A</i> -центр	$N_A = \int_0^t P_{OIV}(t) \cdot N_{O_i}(t) \cdot N_V(t) dt$	$N_{sige}(t) = 0,5 \cdot 10^{13} + 120 (\phi \cdot t)$	$N_{ksige}(t) = \frac{\frac{d(N_{sige}(t))}{dt}}{(N_o - N_{aige}(t)) \cdot N_{vsige}(t)}$
<i>nSi</i>			$N_{si}(t) = -1,529 \cdot 10^{14} + 1,685 \cdot 10^{13} \cdot \log(\phi \cdot t)$	

Таблица 2 - Уравнения, описывающие накопление *K*-центров в *Si<P>* и *Si<P,Ge>*

Материал	Тип радиационного дефекта	Физическое уравнение, описывающее накопление дефекта	Эмпирическое уравнение, описывающее накопление дефекта	Эмпирическое уравнение, описывающее вероятность образования радиационного дефекта
<i>nSiGe</i>	<i>K</i> -центр	$N_K = \int_0^t P_{C_i-O_i-IV}(t) \cdot N_{C_i}(t) \cdot N_{O_i}(t) dt$	$N_{ksige}(t) = 750 \phi \cdot t$	$P_{ksige}(t) = \frac{750\phi}{(N_o - N_{sige}(t)) \cdot (N_C - N_{cicssige}(t) \cdot N_{vsige}(t))^2}$
<i>nSi</i>			$N_{ksi}(t) = 90 \phi \cdot t$	$P_{ksi}(t) = \frac{90\phi}{(N_o - N_{si}(t)) \cdot (N_C - N_{cicssi}(t) \cdot N_{vsi}(t))^2}$

Примечание: В таблицах приведены формы записи для среды «*MathCad*»

Накопление *A*-центров в *Si*<*P,Ge*>. Графики для приведенных в табл. 1 вероятности и скорости изменения вероятности образования *A*-центров в *Si*<*P*> и *Si*<*P,Ge*> представлены на рис. 2 а,б. Из зависимостей следует, что в области малых доз α -облучения ($\Phi_\alpha < 2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$) вероятность образования этих дефектов в контрольном *Si*<*P*> примерно на два порядка выше, чем в исследуемом *Si*<*P,Ge*>. Обращает на себя внимание тот факт, что при существенно более высоком расчетном значении модуля $P_{ASi\langle P,Ge \rangle}$ при $\Phi_\alpha > 2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, скорость изменения вероятности образования *A*-центра в *Si*<*P,Ge*> при $1 \cdot 10^4 < \Phi_\alpha < 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ (фактически, эффективность введения этих дефектов) в *Si*<*P,Ge*> существенно ниже (рис. 2,б). Скорости образования комплекса O_i-V в контрольном и исследуемом материалах при $\Phi_\alpha \sim 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$ становятся одинаковыми. Однако это вовсе не означает, что радиационная стойкость *Si*<*P,Ge*> сравняется со стойкостью контрольного материала. Это связано с тем, что зависимость между количеством дефектов и скоростью изменения вероятности их образования имеет нелинейный характер (рис.3).

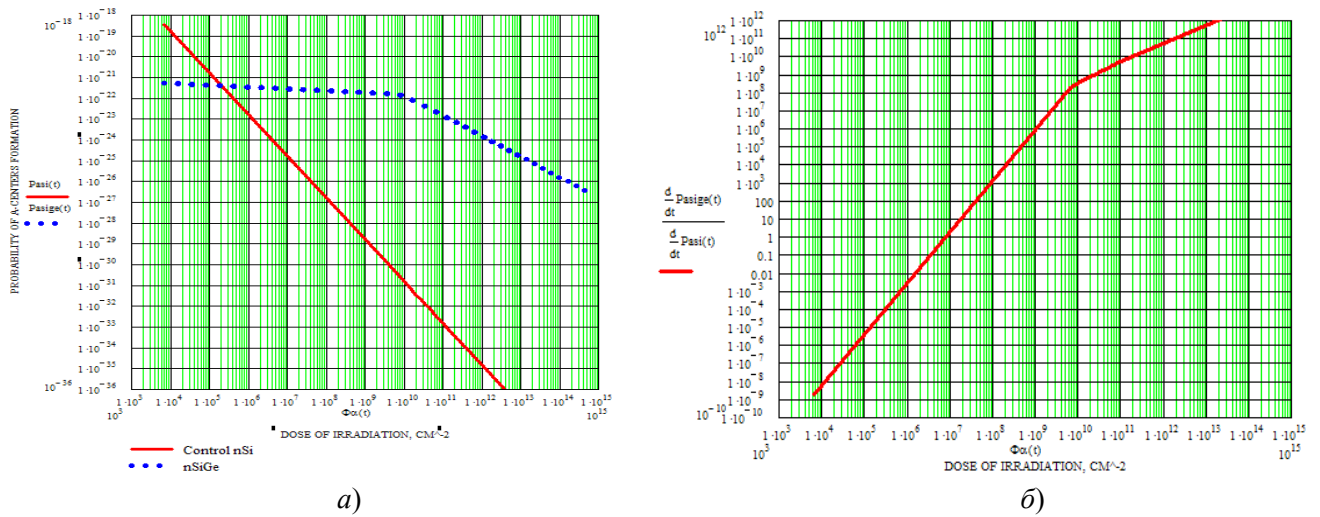


Рисунок 2 - Вероятность образования (а) и скорость изменения вероятности образования *A*-центров (б) в *Si*<*P*> и *Si*<*P,Ge*>

Отношение $\frac{N_{ASiGe}(t)}{N_{ASi}(t)} = 1$ достигается при $\frac{dP_{ASiGe}(t)}{dt} \sim 2 \cdot 10^{10}$, то есть, когда

$\Phi_\alpha \sim 3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Следовательно, до этого значения интегрального потока α -частиц концентрация *A*-центров в *Si*<*P,Ge*> будет ниже, чем в контрольных образцах, что и наблюдается экспериментально. Причиной этому может быть накопление электрически неактивных комплексов C_i-O_i-V в *Si*<*P,Ge*> в начале действия облучения. При продолжении облучения концентрация *A*-центров в *Si*<*P,Ge*> становится существенно выше, чем в контрольном материале (рис. 4).

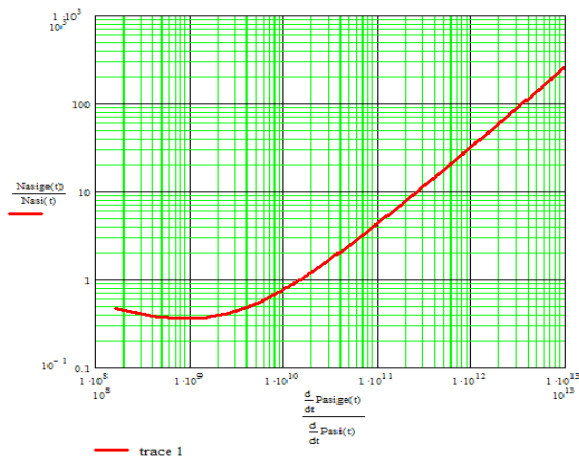


Рисунок 3 – Зависимость отношения концентрации A -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$ и $Si\langle P \rangle$ от отношения скоростей изменения вероятности дефектообразования

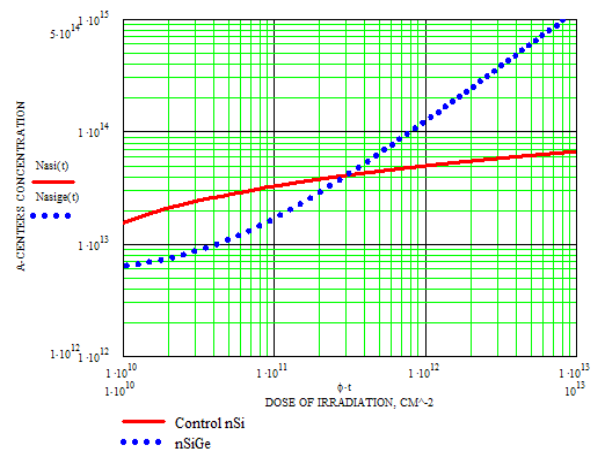
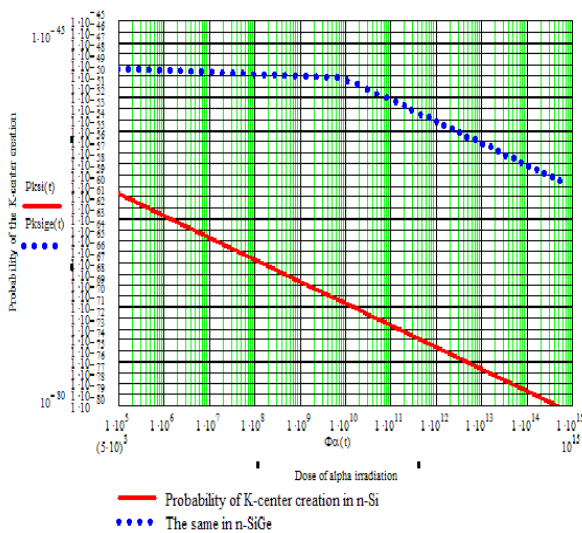


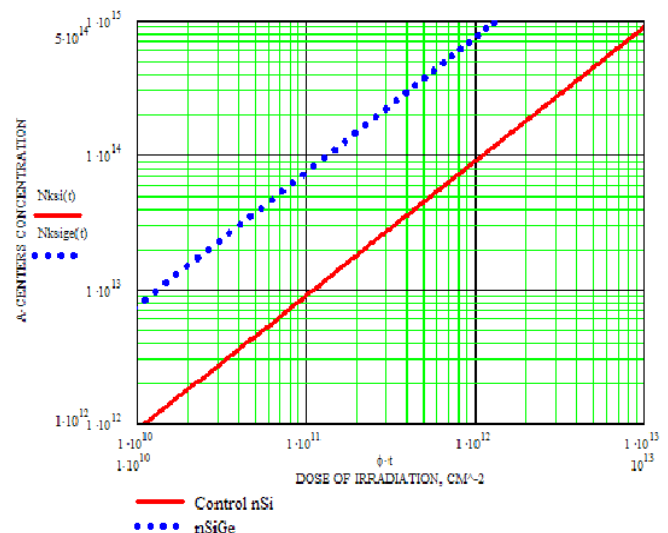
Рисунок 4 – Концентрация A -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$ и контрольных образцах при $\Phi_a \geq 3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$

Полученные результаты позволяют предположить, что образовавшийся вследствие коррелированного распределения германия и кислорода комплекс $Ge-O$ [8], является более эффективным стоком для вакансий, чем A -центр. Когда же происходит его насыщение вакансиями, активизируется процесс образования A -центров.

Накопление K -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$. Рассчитанная с использованием эмпирических уравнений вероятность образования K -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$ во всем диапазоне доз облучения существенно превосходит эту величину в контрольном $Si\langle P \rangle$ (рис. 5,а). Процесс накопления K -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$ также происходит эффективнее, чем в контрольных образцах (рис. 5,б).



а)



б)

Рисунок 5 – Вероятность образования (а) и концентрация (б) K -центров в $Si\langle P \rangle$ и $Si\langle P, Ge \rangle$

Накопление E -центров в $Si\langle P, Ge \rangle$. Накопление E -центров в $Si\langle P \rangle$ и $Si\langle P, Ge \rangle$ существенно не отличается, что свидетельствует об отсутствии существенных различий в радиационной стойкости этих материалов (рис. 6,а).

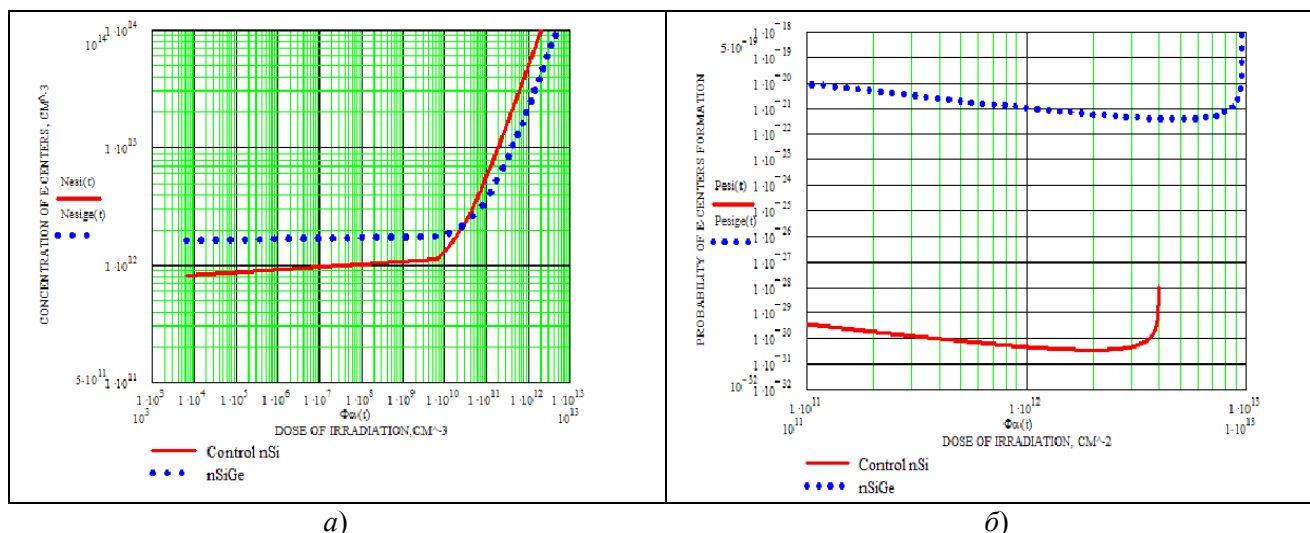


Рисунок 6 – Концентрация (а) и вероятность образования *E*-центров в Si<P,Ge> и Si<P,Ge>

Интересным эффектом является своеобразное «истощение» образования *E*-центров при $\Phi_{\alpha} \geq 1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, что, видимо, связано с достаточно низкой концентрацией фосфора (УЭС~35 Ом·см) в используемых монокристаллах (рис. 6,б).

Объяснением полученных результатов может быть предположение [13,14], что германий в кремнии является центром рекомбинации пар Френкеля, благодаря чему подавляется введение дефектов вакансионного типа, в частности, *A*-центров. Возможно также, что образовавшийся вследствие коррелированного распределения германия и кислорода комплекс *Ge-O* [8], является более эффективным стоком для вакансий, чем *A*-центр. И только после насыщения комплекса *Ge-O* вакансиями активизируется процесс образования *A*-центров. Коррелированное распределение германия и кислорода [16], приводящее к более полной компенсации внутренних упругих напряжений в кремнии, легированном германием, в настоящее время признано причиной его повышенной термической и радиационной стабильности [17,18].

Заключение. Процессы радиационного дефектообразования в кремнии, легированном германием, носят сложный характер. Эффективность протекания этих процессов нелинейно связана с интегральной дозой облучения. Использованный метод определения вероятностей накопления радиационных дефектов может быть применим для оценки влияния легирования кремния практически любой примесью, которая потенциально рассматривается как повышающая его радиационную стойкость.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сучасні методи підвищення радіаційної стійкості напівпровідникових матеріалів / Л. І. Барабаш, І. М. Вишневський, А. А. Гроза [та інші] // Вопросы атомной науки и техники. – 2007. – № 2. – С. 182-189 (Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение).
2. Быткин С. В. Радиационная стойкость планарных N-P-N структур, изготовленных из монокристаллов кремния с различной концентрацией германия / С. В. Быткин, Т. В. Критская // Складні системи і процеси. – 2003. – № 2 (4). – С. 90-96.
3. Bytkin S. V. Silicon Doped with Germanium (n-Si<Ge>) Usage For Manufacturing Of Radiation Hardened Devices And Integrated Circuits / S. V. Bytkin // Fourth European Conference on Radiation and Its Effects on Components and Systems Proceedings. September 15-19, 1997, Cannes. – France. – P. 141-146.

4. Вологдин Э. Н. Радиационные эффекты в интегральных микросхемах и методы испытаний изделий полупроводниковой электроники на радиационную стойкость [Учебное пособие для студ. высш. учебн. завед.] / Э. Н. Вологдин, А. П. Лысенко. – М.: Научно-образовательный центр Московского региона в области фундаментальных проблем радиационной физики твердого тела и радиационного материаловедения. Московский государственный институт электроники и математики. – 2002. – 46 с.
5. Bytkin S. V. Radiation Hardness Improvement of the SiGe Bipolar Transistors by the Use of the Radiation & Thermal Processing (RTP-technology) / S. V. Bytkin // 5th Military and Aerospace Applications of Programmable Devices and Technologies Conference (MAPLD – 2002) Proceedings, September 10-12, 2002. The Johns Hopkins University-Applied Physics Laboratory Laurel, Maryland, USA
http://klabs.org/richcontent/MAPLDCon02/papers/session_p/p4_bytkin_p.doc
6. Bytkin S. V. Reduction of the Thermostable Radiation Defects Probability Formation in Si and SiGe as a Physical Basis of the Bipolar npn Transistors Radiation Hardness Increase at the Application of the Radiation & Thermal Processing (RTP-technology) / S. V. Bytkin // MAPLD-2004 Proceedings, September 8-10, 2004. The Johns Hopkins University – Applied Physics Laboratory-Laurel, Maryland, USA
http://klabs.org/mapld04/papers/p/p138_bytkin_p.doc
7. Быткин С. В. Материалы и процессы в технологии кремниевых приборов, устойчивых к действию ионизирующих излучений: анализ эффективности применения / С. В. Быткин, О. В. Быткина. – Запорожье: Изд-во ЗГИА, 1997. – 84 с.
8. Критская Т. В. Управление свойствами и разработка промышленной технологии монокристаллического кремния для электроники и солнечной энергетики: дисс. доктора техн. наук: 05.16.03 / Критская Татьяна Владимировна. – Запорожье, 2006. – 375 с.
9. Bytkin S. V. Comparative analysis of the radiation defects accumulation in n-Si and n-SiGe, used for the discrete thyristors manufacturing on the initial stage of irradiation, using estimation of the probability of A-, E-, K-centers formation. / S. V. Bytkin, T. V. Kritskaya // 25th International Conference on Defects in Semiconductors, St. Petersburg, Russia, July 20-24, 2009 Book of Abstracts. – P. 193-194.
http://ioffe.ru/ICDS-25/main_menu/Report/212574.pdf
10. Особенности процессов радиационного дефектообразования в кристаллах Si<Ge>/ Л. И. Хируненко, В. И. Шаховцов, В. К. Шинкаренко [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 1987. – Т. 21. – Вып. 3. – С. 562-565.
11. Винецкий В. Л. О кинетике образования вторичных радиационных дефектов в полупроводниках / В. Л. Винецкий // Физика и техника полупроводников. – 1968. – Т. 2. – Вып. 8. – С. 1074-1082.
12. Дьяконов В. Mathcad 2001 [Учебный курс] / Владимир Дьяконов. – СПб.: Питер, 2001. – 624 с.
13. Радиационная стойкость кремния, легированного германием, с высоким содержанием свободного кислорода / М. Д. Варенцов, Г. П. Гайдар, А. П. Долголенко, П. Г. Литовченко // Ядерна фізика та енергетика. – 2006. – № 1 (17). – С. 60-65.
14. The radiation hardness of pulled silicon doped with germanium / A. P. Dolgolenko, G. P. Gaidar, M. D. Varentsov, P. G. Litovchenko // Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. – 2007. – V. 10, N 1. – P. 4-12.
15. Влияние германия на поведение кислорода в кремнии / М. Я. Дашевский, С. Г. Лымарь, А. А. Докучаева [и др.] // Известия АН СССР. Неорганические материалы. – 1985. – Т. 21. – № 11. – С. 1827-1830.
16. Упругие напряжения в кремнии с внутренними геттерами / Т. В. Критская, В. Е. Кустов, Н. А. Трипачко, В. И. Шаховцов // Электронная техника. Серия «Материалы. – 1989. – Вып. 4. (241). – С. 41-43.
17. Влияние германия на внутренние упругие напряжения в кислородосодержащем кремнии / В. Е. Кустов, Т. В. Критская, Н. А. Трипачко, В. И. Шаховцов // Физика и техника полупроводников. – 1988. – Т. 22. – Вып. 2. – С. 313-315.

18. Внутренние упругие деформации в кремнии / *В. Е. Кустов*, Т. В. Критская, Н. А. Трипачко [и др.] // Неорганические материалы. – 1991. – Т. 27. – № 6. – С. 1116-1118.

Стаття надійшла до редакції 23.12.2009 р.
Рецензент, проф. Ю.В. Трубіцин