

РАДИАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ КРЕМНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО ГЕРМАНИЕМ, С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ СВОБОДНОГО КИСЛОРОДА

М. Д. Варенцов, Г. П. Гайдар, А. П. Долголенко, П. Г. Литовченко

Институт ядерных исследований НАН Украины, Киев

Исследована радиационная стойкость образцов кремния n-типа, выращенного методом Чохральского, с примесью германия ($N_{\text{Ge}} = 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) и без нее после облучения быстрыми нейтронами реактора ВВР-М при комнатной температуре. Эффективная концентрация носителей в зависимости от флюенса описана в рамках уточненной модели Госсика. Обнаружено, что введение германия повышает радиационную стойкость n-Si примерно в семь раз. Рассмотрен изотермический отжиг n-Si<Ge> после флюенса $1,4 \cdot 10^{14} \text{ н}^{\circ}\text{см}^{-2}$ при трех температурах. Показано, что отжиг кластеров дефектов связан с аннигиляцией вакансионного типа дефектов в кластерах с межузельными дефектами. Определены энергия миграции и частотный фактор димежузлия ($E_1 = 0,74 \text{ эВ}$; $\nu_1 = 3,5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$), межузельного атома ($E_2 = 0,91 \text{ эВ}$; $\nu_2 = 7 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$), а также вакансии кремния ($E_v = 0,8 \text{ эВ}$; $\nu = 1 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$).

Введение

Проблема повышения радиационной стойкости полупроводниковых материалов, используемых для создания электронных приборов, которые длительное время должны сохранять эксплуатационные параметры под влиянием ядерного излучения, была и остается весьма актуальной. Один из подходов к решению этой проблемы заключается во введении в полупроводник эффективных рекомбинационных центров для первичных радиационных дефектов – вакансий (V) и межузельных атомов (I).

Представляет интерес, в связи с этим, легирование кремния изовалентными примесями, которые существенно снижают темп генерации вторичных радиационных дефектов. Основу большинства моделей влияния изовалентных примесей (таких как углерод, германий, олово) на процессы дефектообразования составляет идея о роли внутренних локальных напряжений решетки, возникающих вследствие несоответствия ковалентных радиусов атомов матрицы и примеси [1].

Особый интерес представляет изучение радиационной стойкости кремния, легированного германием, поскольку эти материалы имеют одинаковый тип кристаллической решетки, а их ковалентные радиусы отличаются лишь на 4,2 % ($R_{\text{Si}} = 1,17 \text{ \AA}$; $R_{\text{Ge}} = 1,22 \text{ \AA}$). Несмотря на такие, казалось бы, незначительные различия, исследование n-Si<Ge> после низкотемпературного ($T \leq 90 \text{ K}$) электронного облучения показало, что присутствие германия заметно снижает эффективность образования A-центров (VO) и дивакансий (V_2) вследствие захвата вакансий атомами германия и образования комплексов GeV [2]. Отжиг этих комплексов, как было показано ранее

[3], происходит в диапазоне температур 200 - 280 K, и, следовательно, GeV не является термически-стабильным. Анализ спектров DLTS, которые были получены после облучения образцов протонами при температуре 30 K, показал, что комплекс GeV создает в верхней половине запрещенной зоны акцепторный уровень с энергией $E_c - 0,29 \text{ эВ}$ [4].

Еще более неожиданными были результаты, полученные в [5]. Оказалось, что при электронном облучении монокристаллов $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при температуре $T = 300 \text{ K}$ (при которой комплекс GeV, фактически, уже отжигается) также наблюдается снижение эффективности образования вакансионного типа радиационных дефектов – VO и VO_2 . Авторы [6] не только зафиксировали снижение эффективности введения A-центров и V_2 в образцах Si<Ge> примерно в два - три раза по сравнению с контрольными образцами кремния после электронного облучения при комнатной температуре, но попытались также объяснить этот факт, предположив, что атомы германия являются центрами непрямоугольной аннигиляции первичных радиационных дефектов. При этом учитывалось, что вероятность захвата вакансии атомами германия примерно в 100 раз меньше, чем кислородом, согласно ими же проведенной оценке.

Имеющиеся в литературе данные касаются, в основном, влияния электронного облучения на радиационное дефектообразование в Si<Ge>. Поэтому задачей настоящей работы является изучение влияния нейтронного облучения на радиационную стойкость Si<Ge>, а также исследование изотермического отжига облученных образцов Si<Ge> при различных температурах с целью определения основных параметров отжига дефектов.

Методика эксперимента

В работе исследовались образцы n-Si<Ge> ($N_{\text{Ge}} \approx 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) с удельным сопротивлением $\rho \sim 10 \text{ Ом}\cdot\text{см}$, выращенные методом Чохральского (Cz), а также стандартные образцы кремния n-типа, выращенные методом Чохральского, без примеси германия (Cz-Si) после облучения разными флюенсами быстрых нейтронов. Концентрации носителей до облучения ($n_0 \approx (5,15 - 5,5) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$) и кислорода ($N_{\text{O}_i} \approx (5 - 6,4) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$) в образцах были сравнимыми, а углерода в Si<Ge> было в два раза больше ($N_{\text{C}} \approx 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$), чем в кремнии без примеси германия. Концентрации германия, кислорода и углерода в образцах измерены методом фурье-спектроскопии при комнатной температуре.

Облучение проводилось на горизонтальном канале реактора ВВР-М при комнатной температуре в диапазоне флюенсов $7 \cdot 10^{12} - 3 \cdot 10^{15} \text{ н}^0\cdot\text{см}^{-2}$. Поток быстрых нейтронов (I_f) был определен пороговым детектором ^{32}S (пороговая энергия $E = 0,95 \text{ МэВ}$) с точностью 10 % и приведен к энергии нейтронов, начиная с $\sim 100 \text{ кэВ}$. Учитывалось отношение потоков в спектре нейтронов деления, равное $I_f(0,1) / I_f(0,95) = 0,986 / 0,690$. Измерение проводимости и коэффициента Холла были выполнены компенсационным методом Ван дер Пау на образцах размером $10 \times 10 \times 1 \text{ мм}$ с точностью 3 %. Контакты создавались втиранием алюминия на шлифованную поверхность кремния.

Последовательный изотермический отжиг Si<Ge>, первоначально облученного флюенсом $1,4 \cdot 10^{14} \text{ н}^0\cdot\text{см}^{-2}$, изучался при температурах 20, 80 и 106 °С. При комнатной температуре измерения проводились через 2, 26 и 55 дней. При температурах 80 и 106 °С временные интервалы отжига составляли 20, 100 и 300 мин.

Теория

Для определения радиационной стойкости кремния обычно вычисляют зависимости эффективной концентрации носителей заряда ($n_{\text{эф}}$) и подвижности от флюенса быстрых нейтронов по измеренным при комнатной температуре э. д. с. Холла и проводимости. В наших исследованиях критерием радиационной стойкости является эффективность удаления носителей из зоны проводимости не только точечными дефектами, но и кластерами дефектов [7]

$$v_e = v_p(1 - f) - n_0 \frac{f}{\Phi}, \quad (1)$$

где v_p – эффективность удаления носителей точечными дефектами; $v_{\text{кл}} = n_0 f / \Phi$ – эффективность удаления носителей кластерами дефектов; n_0 – концентрация носителей до облучения; $f(T, \Phi) = 1 - \exp(-\Sigma \cdot V(T) \cdot \Phi)$ – доля объема, занятая кластерами дефектов при температуре T после флюенса быстрых нейтронов Φ [8, с. 252]; $V(T)$ – средний объем кластера [9]; $\Sigma = 0,15 \text{ см}^{-1}$ – макроскопическое сечение введения кластеров дефектов [7]. Тогда концентрация носителей, удаленных кластерами дефектов из зоны проводимости ($n_{\text{кл}}$), будет пропорциональна доле объема, занятого кластерами:

$$n_{\text{кл}}(T, \Phi) = v_{\text{кл}} \cdot \Phi = n_0 \cdot f(T, \Phi).$$

Анализ уравнения (1) показывает, что эффективность удаления носителей с увеличением флюенса уменьшается за счет доли объема, занятого кластерами дефектов. С другой стороны, быстрые нейтроны вводят в проводящую матрицу глубокие уровни дефектов, таких как дивакансии, тривакансии. Поэтому с ростом Φ за счет увеличения компенсации в образце уровень Ферми будет стремиться к середине запрещенной зоны и, следовательно, эффективность удаления носителей точечными дефектами в проводящей матрице будет падать.

Согласно (1), $n_{\text{эф}}$ можно определить следующим образом: $n_{\text{эф}} = n_0 + v_e \Phi$. Однако мы не можем использовать эту формулу, так как эффективность удаления носителей точечными дефектами зависит от Φ . Поэтому на основе уточненной модели Госсика и принимая во внимание захват носителей на глубокие уровни точечных дефектов в проводящей матрице, $n_{\text{эф}}$ в зависимости от флюенса Φ и температуры T может быть записана в виде [10]

$$n_{\text{эф}}(T, \Phi) = n(T, \Phi)(1 - f(T, \Phi)), \quad (2)$$

где $n(T, \Phi)$ – концентрация носителей в проводящей матрице n-Si. Детально методика расчета $n_{\text{эф}}$ изложена в [11].

При отжиге, который приводит к восстановлению свойств твердого тела, изучая кинетику взаимодействия радиационных дефектов, очень важно определить их энергию активации и частоту перескоков. Обычно процесс отжига можно описать с помощью уравнений, подобных тем, которые применяются в химической кинетике [12]. Предполагается, что для осуществления реакции дефекту необходимо сообщить энергию E_a . При температуре T доля таких дефектов определяется экспоненциальным множителем Больцмана $\exp(-E_a/kT)$, а их концентрация описывается уравнением

$$N(t) = N_0 \cdot \exp \left[-\nu \cdot t \cdot \exp \left(-\frac{E_a}{kT} \right) \right], \quad (3)$$

где $N(t)$ – концентрация дефектов с энергией активации E_a ; N_0 – начальная концентрация дефектов; ν – частотный фактор (число прыжков дефектов в 1 с); k – постоянная Больцмана; T и t – температура и время отжига.

Процесс отжига дефектов можно изучить, определяя изменение $n_{эф}(T, \Phi)$ как за счет изменения концентрации носителей, удаленных дефектами в проводящей матрице $n(T, \Phi)$, так и за счет концентрации носителей $n_{кл}(T, \Phi)$, удаленных кластерами. Расчет зависимости $n_{кл}$ от времени отжига (t) был проведен при изотермическом отжиге образцов Si<Ge>, облученных флюенсом Φ .

Зависимости эффективной концентрации носителей от флюенса

Зависимости $n_{эф}$ от флюенса быстрых нейтронов реактора для образцов кремния n-типа, выращенного методом Чохральского, с примесью германия и без нее представлены на рис. 1. Измерения проводились при комнатной температуре. Расчет $n_{эф}$ выполнен в рамках модели Госсика с учетом перезарядки дефектов в области пространственного заряда кластеров дефектов. В уточненной таким образом модели предполагается, что в собственном кремнии уровень Ферми располагается на нейтральном уровне дивакансии ($E_v + 0,52$ эВ, по нашим оценкам), так как, согласно модели Госсика [9], кластеры в крем-

нии обладают собственной проводимостью. Но с увеличением уровня легирования образцов, так как энергия V_2 -центра при захвате электрона возрастает на 0,165 эВ [13], положение уровня Ферми в кластере будет смещаться к зоне проводимости. Поэтому в наших образцах, как было рассчитано в [7], положение уровня Ферми в кластерах $\mu = E_c - 0,465$ эВ.

Принято считать, что радиационная стойкость кремния определяется флюенсом, при котором происходит $n \rightarrow p$ конверсия. Как видно из рис. 1, легирование германием повышает радиационную стойкость материала приблизительно в семь раз.

Проведенный расчет среднего радиуса кластеров дефектов (R_1) (с помощью методов, изложенных в [7, 10]) показал уменьшение его размеров от 70 Å в кремнии без примеси германия до 40 Å в Si<Ge>. Известно, что при облучении быстрыми нейтронами происходит сильный локальный разогрев образца в местах образования каскадов смещенных атомов, что приводит к отжигу радиационных дефектов. Отличие ковалентных радиусов кремния и германия приводит к ангармонизму колебаний атомов в образцах Si<Ge>, что понижает теплопроводность и увеличивает время сохранения локальной температуры. Это, в свою очередь, может приводить к более эффективному отжигу дефектов в кластерах и уменьшению R_1 . Но возможны и другие механизмы воздействия атомов германия на параметры кластеров дефектов.

Обычно при комнатной температуре глубокие акцепторные уровни радиационных дефектов ответственны за удаление электронов из зоны проводимости n-Si. Дивакансии (V_2) и трехвакансионные дефекты (V_3) вводятся в n-Si с высокой эффективностью [14] и характеризуются глубокими уровнями в запрещенной зоне: V_2^- ($E_c - 0,42$ эВ), V_3^- ($E_c - 0,49$ эВ). Согласно [15], уровень ($E_c - 0,45$ эВ) в кремнии, выращенном методом Чохральского, описывает совместное действие акцепторных уровней V_2 и V_3 в проводящей матрице. Чтобы теоретически описать полученные экспериментальные данные (см. рис. 1), необходимо использовать разные эффективности введения (ν) усредненного уровня ($E_c - 0,45$ эВ): в Si<Ge> – $\nu = 1,3 \text{ см}^{-1}$, а в кремнии без примеси германия – $\nu = 0,1 \text{ см}^{-1}$. Таким образом, присутствие атомов германия в кремнии уменьшает эффективность введения глубоких дефектов вакансионного типа в проводящую матрицу приблизительно в 13 раз. Мы предполагаем, что атомы германия выступают в роли рекомбинационных центров пар Френкеля. Из [16]

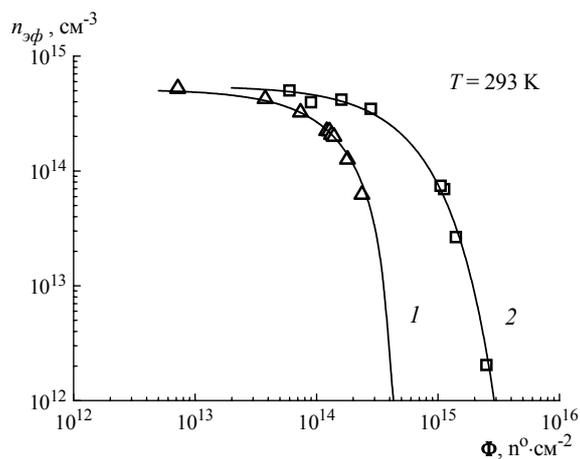


Рис. 1. Зависимость эффективной концентрации носителей ($n_{эф}$) от флюенса быстрых нейтронов реактора (Φ) при комнатной температуре в образцах кремния, выращенного методом Чохральского: 1 – n-Si без примеси германия; 2 – n-Si<Ge>; \square, Δ – экспериментальные данные; сплошные кривые – результаты расчета.

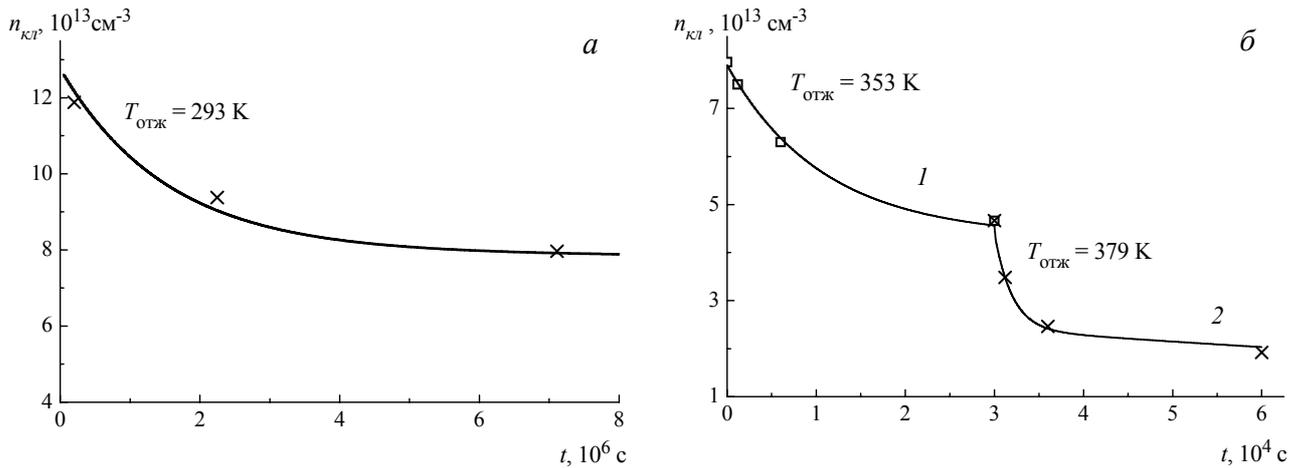


Рис. 2. Зависимости концентрации носителей, удаленных кластерами дефектов ($n_{кл}$), от времени отжига (t): а – при комнатной температуре; б – при 80 °С (1) и 106 °С (2) после облучения Si<Ge> флюенсом быстрых нейтронов $1,4 \cdot 10^{14} \text{ н}^0 \cdot \text{см}^{-2}$; \square , \times – экспериментальные данные; сплошные кривые – результаты расчета.

известно, что пары Френкеля при комнатной температуре могут существовать в течение нескольких часов, а GeV быстро отжигается [6] и не может служить центром непрямои аннигиляции. Кроме того, вероятность захвата вакансии германием мала и не объясняет уменьшение эффективности введения вакансионных дефектов. Таким образом, способность атомов германия выступать в качестве рекомбинационных центров пар Френкеля объясняет уменьшение эффективности введения не только А-центров и дивакансий, но и тривакансий в проводящую матрицу Si<Ge>.

Изотермический отжиг Si<Ge>

Проведено исследование при температурах 20, 80 и 106 °С изотермического отжига Si<Ge>, первоначально облученного флюенсом быстрых нейтронов $1,4 \cdot 10^{14} \text{ н}^0 \cdot \text{см}^{-2}$. Зависимости концентрации носителей, удаленных кластерами из зоны проводимости ($n_{кл}$), от времени отжига (t) представлены на рис. 2.

Экспериментальные данные (см. рис. 2) хорошо описываются уравнением кинетики отжига (3), если предположить наличие двух компонент отжига: "быструю" и "медленную". В таком случае зависимость $n_{кл}(t)$ равна

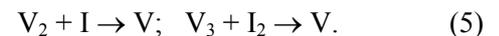
$$n_{кл}(t) = n_{01} \cdot \exp \left[-v_1 \cdot t \cdot \exp \left(-\frac{E_1}{kT} \right) \right] + n_{02} \cdot \exp \left[-v_2 \cdot t \cdot \exp \left(-\frac{E_2}{kT} \right) \right], \quad (4)$$

где ($n_{01} + n_{02}$) – число носителей, удаленных кластерами из зоны проводимости после облучения;

n_{01} , n_{02} – число носителей, возвращенных в зону проводимости при аннигиляции тривакансий и дивакансий с межузельными дефектами за время отжига соответственно; E_1 и E_2 – энергии активации отжига вакансионных дефектов; v_1 и v_2 – частотные факторы процесса отжига.

В результате проведенного расчета нами были получены параметры $E_1 = 0,74$ эВ и $E_2 = 0,91$ эВ, а также $v_1 = 3,5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$ и $v_2 = 7 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$, которые хорошо описывали отжиг при всех трех температурах.

Известно [17], что при отжиге кремния, облученного быстрыми нейтронами, растет концентрация А-центров. Так как V_2 и V_3 являются основными дефектами кластера [18], то их отжиг приводит к генерации вакансий (V). Таким образом, отжиг кластеров дефектов можно описать с помощью следующих реакций:



При этом мы предполагаем, что вакансионные дефекты взаимодействуют не только с межузельными атомами (I), но и с димежузлиями (I_2).

Так как вакансии подвижны при комнатной температуре, то кластеры небольших размеров отжигаются. Если вакансионного типа дефекты, в основном, сосредоточены в кластерах, то межузельного типа дефекты сосредоточены в проводящей матрице. Именно высокая концентрация кислорода в исследованных образцах кремния, выращенных методом Чохральского, без и с примесью германия способствует увеличению концентрации межузельных дефектов в проводящем объеме, так как, согласно [13], кислород препятствует выходу на поверхность межузельных атомов кремния, а также, возможно, являет-

ся центром, на котором образуются димежузельные дефекты. Согласно [19, с. 820], при достаточном скоплении межузельных атомов в матрице они образуют пары кремний-кремний, которые создаются при случайном попадании в одно межузелье двух атомов кремния, не связанных между собой химической ковалентной связью. В одном межузлии они удерживаются только потенциальным рельефом кристалла.

Предполагаем, что отжиг кластеров происходит за счет прямой аннигиляции I и I_2 с вакансионными дефектами (V_2 и V_3), согласно реакциям (5). При этом димежузлию мы приписываем энергию миграции $E_1 = 0,74$ эВ и частотный фактор $\nu_1 = 3,5 \cdot 10^6$ с⁻¹, а межузельному атому кремния – $E_2 = 0,91$ эВ и $\nu_2 = 7 \cdot 10^6$ с⁻¹. В предложенной нами модели отжига димежузлия более подвижны (меньше энергия миграции и меньше частотный фактор), чем межузельные атомы. Подтверждением этого являются имеющиеся в литературе данные относительно кислородных димеров, энергия миграции которых на 0,8 эВ меньше, чем у отдельных атомов кислорода [20]. Также, согласно [19], димежузлия кремний-кремний более подвижны, чем межузельный атом кремния. Следует отметить, что значения энергий миграции межузельного атома и вакансии, приведенные в [21, 22], составляют величину, близкую к 1 эВ.

В работе [23] показано, что в процессе отжига происходит увеличение размеров кластеров. Можно предположить, что за счет распада более мелких кластеров растут размеры больших кластеров. Для описания такого процесса используем уравнение

$$n_{кл}(t) = n_{01} \cdot \exp \left[-\nu \cdot t_1 \cdot \exp \left(-\frac{E}{kT_1} \right) \right] + n_{02} \cdot \left[1 - \exp \left(-\nu \cdot t_1 \cdot \exp \left(-\frac{E_V}{kT_1} \right) \right) \right], \quad (6)$$

где n_{01} – число носителей, возвращенных в зону проводимости за счет отжига мелких кластеров; n_{02} – число носителей, захваченных из зоны проводимости большими кластерами.

Первое слагаемое в уравнении (6) описывает отжиг мелких кластеров при аннигиляции межузельных атомов и димежузлий с вакансионного типа дефектами, согласно вышеприведенным реакциям (5). При этом происходит генерация вакансий. Эти вакансии, захватываясь в другие

кластеры, будут увеличивать число носителей, удаленных оставшимися кластерами, что и описывает второе слагаемое в уравнении (6). При таком описании отжига была получена энергия миграции вакансии $E_v = 0,8$ эВ с частотным фактором $\nu = 1 \cdot 10^7$ с⁻¹. Полученная энергия миграции дефектов межузельного типа ($E = 0,795$ эВ) равна среднему значению энергий активации 0,91 и 0,74 эВ, используемых при уточненном описании отжига, согласно реакциям (5). Частотный же фактор можно рассматривать как сумму частотных факторов $3,5 \cdot 10^6$ и $7 \cdot 10^6$ с⁻¹, полученных в том же процессе (4). При таком описании предполагается, что генерируемые из кластера вакансии будут захватываться другими кластерами, а не примесями (например, кислородом), поскольку радиус захвата у любой примеси ~ 5 Å, а у кластера – сотни Å. Тем не менее, автор [17] экспериментально наблюдала рост А-центров.

Выводы

Исследования показали, что введение примеси германия ($N_{Ge} = 2 \cdot 10^{20}$ см⁻³) в кремний n-типа, выращенный методом Чохральского, повышает его радиационную стойкость примерно в семь раз. Это обусловлено уменьшением не только среднего радиуса кластеров дефектов (70 Å в кремнии без примеси германия и 40 Å в Si<Ge>), но и эффективности введения (~ 13 раз) дивакансий ($E_c - 0,42$ эВ) и тривакансий ($E_c - 0,49$ эВ) в проводящую матрицу Si<Ge>. Предполагается, что германий в кремнии является рекомбинационным центром пар Френкеля, что подавляет введение глубоких дефектов вакансионного типа. А уменьшение размеров кластеров, возможно, связано не только с понижением теплопроводности материала, но и обусловлено вышеуказанным механизмом воздействия германия на дефекты в кластерах.

Показано, что отжиг кластеров дефектов после облучения Si<Ge> быстрыми нейтронами связан с аннигиляцией вакансионного типа дефектов с межузельными атомами и димежузлиями. Определены энергия миграции и частотный фактор димежузлия ($E_1 = 0,74$ эВ и $\nu_1 = 3,5 \cdot 10^6$ с⁻¹), межузельного атома ($E_2 = 0,91$ эВ и $\nu_2 = 7 \cdot 10^7$ с⁻¹) и вакансии кремния ($E_v = 0,8$ эВ, $\nu = 1 \cdot 10^7$ с⁻¹).

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Кустов В.Е., Мильвидский М.Г., Семенов Ю.Г. и др.* Деформационные заряды изовалентных примесей в кремнии // ФТП. - 1986. - Т. 20, В. 2. - С. 270 - 274.
2. *Хируненко Л.И., Шаховцов В.И., Шумов В.В.* Радиационное дефектообразование в кремнии, легированном германием, при низкотемпературном облучении // ФТП. - 1998. - Т. 32, В. 2. - С. 132 - 134.
3. *Watkins G.D.* Trans. IEEE. - 1969. - Vol. NS-16, No. 6. - P. 13 - 18.
4. *Budtz-Jorgensen C.V., Kringhoj P., Nylandsted Larsen A., Abrosimov N.V.* Deep-level transient spectroscopy of the Ge-vacancy pair in Ge-doped n-type silicon // Phys. Rev. B. - 1998. - Vol. 58, No 3. - P. 1110 - 1113.
5. *Помозов Ю.В., Соснин М.Г., Хируненко Л.И. и др.* Кислородсодержащие радиационные дефекты в $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ // ФТП. - 2000. - Т. 34, В. 9. - С. 1030 - 1034.
6. *Хируненко Л.И., Шаховцов В.И., Шинкаренко В.К. и др.* Особенности процессов радиационного дефектообразования в кристаллах $\text{Si}<\text{Ge}>$ // ФТП. - 1987. - Т. 21, В. 3. - С. 562 - 565.
7. *Dolgolenko A.P., Fishchuk I.I.* Defect Clusters and Simple Defect Build-up Kinetics in Fast-Neutron Irradiated n-Si // Phys. Stat. Sol. (a). - 1978. - Vol. 50. - P. 751 - 755.
8. *Томпсон М.* Дефекты и радиационные повреждения в металлах. - М.: Мир, 1971. - 367 с.
9. *Gossick B.R.* Disordered Regions in Semiconductors Bombarded by Fast Neutrons // J. Appl. Phys. - 1959. - Vol. 30, No. 8. - P. 1214 - 1218.
10. *Dolgolenko A.P.* Variation of Carrier Removal Rate with Irradiation Dose in Fast-Pile Neutron Irradiated n-Si // Phys. Stat. Sol. (a). - 2000. - Vol. 179. - P. 179 - 188.
11. *Dolgolenko A.P., Litovchenko P.G., Litovchenko A.P. et al.* Influence of growing and doping methods on radiation hardness of n-Si irradiated by fast-pile neutrons // Semiconductor Physics, Quantum Electronics & Optoelectronics. - 2004. - Vol. 7, No. 1. - P. 8 - 15.
12. *Коноплева Р.Ф., Остроумов В.Н.* Взаимодействие заряженных частиц высоких энергий с германием и кремнием. - М.: Атомиздат, 1975. - 128 с.
13. *Долголенко А.П., Литовченко П.Г., Варенцов М.Д. и др.* Особенности образования радиационных дефектов в кремнии с низкой и высокой концентрацией свободного кислорода // Зб. наук. праць Ін-ту ядерних досл. - 2005. - № 2(15). - С. 106 - 114.
14. *Huhtinen M.* Simulation of non-ionising energy loss and defect formation in silicon // Nucl. Instrum. Meth. A. - 2002. - Vol. 491. - P. 194 - 215.
15. *Долголенко А.П., Литовченко П.Г., Литовченко А.П.* Влияние облучения 24 ГэВ протонами на электрофизические свойства высокоомного кремния n-типа // Матеріали щорічн. наук. конф. ІЯД НАН України: Зб. наук. праць. - 1998. - С. 184 - 186.
16. *Goedecker S., Deutsch Th., Billard L.* A Fourfold Coordinated Point Defect in Silicon // Phys. Rev. Lett. - 2002. - Vol. 88, No. 23. - P. 235501 - 235505.
17. *Whan R.E.* Oxygen-Defect Complexes in Neutron-Irradiated Silicon // J. Appl. Phys. - 1966. - Vol. 37, No. 9. - P. 3378 - 3382.
18. *Whan R.E.* Oxygen-Defect Complexes in Neutron-Irradiated Germanium // J. Appl. Phys. - 1966. - Vol. 37, No. 6. - P. 2435 - 2439.
19. *Челядинский А.П., Комаров Ф.Ф.* Дефектно-примесная инженерия в имплантированном кремнии // Успехи физических наук. - 2003. - Т. 173, № 8. - С. 813 - 845.
20. *Watts S.J., Da Via C., Karpenko A.* Macroscopic results for a novel oxygenated silicon material // Nucl. Instrum. and Meth. in Phys. Res. A. - 2002. - Vol. 485. - P. 153 - 158.
21. *Libertino S., Coffa S.* Room Temperature Point Defect Migration in Crystalline Si // Solid State Phenomena. - 2002. - Vols. 82 - 84. - P. 207 - 212.
22. *Bonafos C., Mathiot D., Claverie A.* Ostwald ripening of end-of-range defects in silicon // J. Appl. Phys. - 1998. - Vol. 83, No. 6. - P. 3008 - 3017.
23. *Pankratz J.M., Sprague J.A., Rudee M.L.* Investigation of Neutron-Irradiation Damage in Silicon by Transmission Electron Microscopy // J. Appl. Phys. - 1968. - Vol. 39, No. 1. - P. 101 - 106.

РАДІАЦІОННА СТОЙКОСТЬ КРЕМНІЮ, ЛЕГОВАНОГО ГЕРМАНІЄМ, З ВИСОКОЮ КОНЦЕНТРАЦІЄЮ ВІЛЬНОГО КИСНЮ

М. Д. Варенцов, Г. П. Гайдар, О. П. Долголенко, П. Г. Литовченко

Досліджено радіаційну стійкість зразків кремнію n-типу, вирощеного методом Чохральського, з домішкою германію ($N_{\text{Ge}} = 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$) та без неї після опромінення швидкими нейтронами реактора ВВР-М при кімнатній температурі. Ефективну концентрацію носіїв залежно від флюенса описано в рамках уточненої моделі Госсіка. Знайдено, що введення германію підвищує радіаційну стійкість n-Si приблизно в сім разів. Проведено вивчення ізотермічного відпалу n-Si<Ge> після флюенса $1,4 \cdot 10^{14} \text{ н}^0\text{-см}^{-2}$ при трьох температурах. Показано, що відпал кластерів дефектів пов'язаний з анігіляцією вакансійного типу дефектів у кластерах з міжвузловими дефектами. Визначено енергію міграції та частотний фактор диміжвузля ($E_1 = 0,74 \text{ эВ}$; $\nu_1 = 3,5 \cdot 10^6 \text{ с}^{-1}$), міжвузлового атому ($E_2 = 0,91 \text{ эВ}$; $\nu_2 = 7 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$), а також вакансії кремнію ($E_v = 0,8 \text{ эВ}$; $\nu = 1 \cdot 10^7 \text{ с}^{-1}$).

**RADIATION HARDNESS OF SILICON DOPED BY GERMANIUM WITH HIGH
CONCENTRATION OF FREE OXYGEN**

M. D. Varentsov, G. P. Gaidar, A. P. Dolgolenko, P. G. Litovchenko

Radiation hardness of Czochralski grown n-type silicon samples, doped by germanium ($N_{\text{Ge}} = 2 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) and without that was investigated after irradiation by fast neutrons of WWR-M reactor at room temperature. The dependence of effective carrier concentration on fluence was described in the framework of the improved Gossick's model. It was found that the introduction of germanium led to the increase of n-Si radiation hardness by a factor of seven times. The isothermal annealing of n-Si<Ge> after fluence $1,4 \cdot 10^{14} \text{ n}^{\circ}\cdot\text{cm}^{-2}$ was studied for three temperatures. It was shown that the annealing of defect clusters is caused by the annihilation of vacancy type defects in clusters with the interstitial defects. Migration energy and frequency factor for di-interstitial ($E_1 = 0,74 \text{ eV}$; $\nu_1 = 3,5 \cdot 10^6 \text{ s}^{-1}$), for silicon interstitial atom ($E_2 = 0,91 \text{ eV}$; $\nu_2 = 7 \cdot 10^7 \text{ s}^{-1}$) and for vacancy ($E_v = 0,8 \text{ eV}$; $\nu = 1 \cdot 10^7 \text{ s}^{-1}$) were determined.

Поступила в редакцию 22.02.06,
после доработки – 04.04.06.