

УДК 621.315.592

## Влияние повышения плотности каскадов столкновений на эффективность генерации первичных смещений при ионной бомбардировке Si

© К.В. Карабешкин, П.А. Карасев, А.И. Титов

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,  
195251 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: yanikolaus@yandex.ru

(Получена 27 января 2016 г. Принята к печати 2 февраля 2016 г.)

Распределения по глубине структурных нарушений, создаваемых в процессе имплантации в кремний ионов P и PF<sub>4</sub> с энергиями от 0.6 до 3.2 кэВ/а.е.м., экспериментально получены в широком диапазоне доз при комнатной температуре. Установлено, что внедрение молекулярных ионов PF<sub>4</sub> во всех случаях приводит к формированию практически одномодальных профилей распределения дефектов, максимум которых примыкает к поверхности. Это явление связано с усилением эффективности генерации первичных смещений у поверхности мишени. В начальной части пробега молекулярных ионов имеет место перекрытие субкаскадов, генерируемых атомами — компонентами молекул, приводящее к нелинейным процессам в объединенных каскадах из-за высокой плотности в них атомных смещений. На основании анализа экспериментальных данных проведена количественная оценка усиления эффективности генерации первичных дефектов на каскадной стадии их формирования ионами PF<sub>4</sub> по сравнению с ионами P.

### 1. Введение

Хорошо известно [1,2], что плотность индивидуальных каскадов столкновений является одним из существенных параметров, влияющих на эффективность накопления устойчивых дефектов при внедрении ускоренных ионов в полупроводники [3–6] и, в частности, в кремний (см., например, [7–10]). При невысоких плотностях каскадов смещений, которые образуются, например, при внедрении легких ионов, количество созданных в них дефектов прямо пропорционально энергии, выделенной в упругих столкновениях при торможении иона и атомов отдачи. Подобные линейные каскады можно рассматривать в рамках представлений о бинарности столкновений ионов и атомов, и соответственно они довольно корректно могут быть промоделированы с помощью стандартной программы TRIM [11]. В этом случае генерируются в основном простейшие точечные дефекты (ПТД) — вакансии и межузельные атомы. После термализации каскада они либо рекомбинируют, либо образуют устойчивые комплексы дефектов в результате процессов вторичного дефектообразования и динамического отжига дефектов. Несмотря на упомянутую выше линейность процесса генерации первичных дефектов, вторичные процессы могут быть нелинейными, т.е. концентрация устойчивых нарушений, сформированных в ходе вторичного дефектообразования, может быть не прямо пропорциональной концентрации образованных первичных смещений. Тогда, чем плотнее оказывается линейный каскад, тем большее количество устойчивых нарушений останется после его стабилизации. Более детально роль вторичных процессов в усилении образования устойчивых структурных нарушений рассматривалась, например, в [4,8].

С другой стороны, с увеличением плотности первичных смещений атомов в каскаде нелинейные процессы становятся возможными непосредственно и во время его развития. Действительно, в этом случае столкновения смещенных атомов могут становиться зависящими друг от друга и, как результат, число смещенных атомов оказывается выше, чем предсказывает модель бинарных столкновений [2,3,12]. К повышению концентрации создаваемых повреждений приводит и формирование нелинейных тепловых (термических) пиков, когда средняя энергия, передаваемая каждому атому в объеме каскада, превосходит энергию, необходимую для плавления материала мишени [13]. В общем случае для подобных процессов используют термин энергетический пик. Еще одним фактором, приводящим к сверхлинейному росту числа стабильных структурных дефектов, является такое увеличение концентрации смещений в каскаде (или его части), когда эта концентрация превосходит критическое значение, необходимое для перехода этой области поврежденного кристалла в полностью аморфное состояние [7,12].

Недавно с помощью моделирования методом молекулярной динамики было обнаружено [14,15], что при переходе от бомбардировки легкими к бомбардировке тяжелыми и молекулярными ионами (т.е. при увеличении плотности смещений в каскаде) уже на стадии термализации каскада (< 20 пс) растет доля кластеров, состоящих из большого числа ПТД. Хорошо известно, что такие кластеры в кремнии устойчивы при комнатной температуре и, кроме того, могут являться центрами коагуляции простейших точечных дефектов. Таким образом, это может являться дополнительной причиной, которая вызывает повышение концентрации стабильных нарушений.

Плотные каскады смещений формируются при внедрении тяжелых ионов небольших энергий, однако изучать влияние плотности смещений в каскадах на характер накопления дефектов и другие процессы, сопровождающие ионное внедрение, оказывается удобно при бомбардировке молекулярными ионами. Увеличение плотности интегрального каскада смещений в этом случае происходит из-за перекрытия на начальных участках траекторий субкаскадов отдельных атомарных компонентов, составляющих молекулярный ион. Кроме того, молекулярные/кластерные ионы привлекают внимание как инструмент, обладающий большими потенциальными возможностями для модификации и анализа свойств материалов. Этот факт дополнительно стимулирует интерес к изучению особенностей дефектообразования при бомбардировке молекулярными ионами.

Увеличение среднего количества устойчивых нарушений, приходящихся на одну атомную частицу, при облучении молекулярными ионами по сравнению с внедрением атомарных ионов называют молекулярным эффектом (МЭ). В МЭ могут одновременно вносить вклад несколько из перечисленных выше механизмов, определяющих нелинейность накопления радиационных нарушений, хотя иногда какой-то один из этих механизмов оказывается доминирующим [7–10,12,16]. В данной работе мы попытались оценить вклад процессов нелинейной генерации первичных смещений у поверхности кремния на стадии формирования объединенного каскада смещений при имплантации в кремний ионов  $PF_4$  в широком диапазоне энергий на основании анализа физики процессов накопления структурных нарушений в этом полупроводнике.

Действительно, уже давно хорошо известно, что облучение Si ионами легких и средних масс со средними энергиями приводит к образованию бимодального распределения стабильных нарушений по глубине. Наряду с объемным максимумом дефектов (ОМД), расположенным на глубине, где потери энергии в упругих взаимодействиях максимальны, появляется еще и поверхностный максимум дефектов (ПМД) [17–22]. Последний формируется в результате диффузии простейших точечных дефектов к межфазной границе (находящейся у поверхности) из области глубиной, равной диффузионной длине ПТД [20,22,23]. Если энергия и соответственно глубина проникновения бомбардирующих ионов малы, то все распределение нарушений по глубине сводится тогда к ПМД [21,23–26]. Возникновение разупорядоченного приповерхностного слоя было показано с помощью целого ряда экспериментальных методов: дифракции электронов [17], RBS [21,22], HRBS [24], MEIS [25], НТЕМ и ТЕМ [23], эллипсометрии [21] и картин каналирования электронов (ЕСР) [19,20,26]. В ряде этих случаев экспериментально было показано, что поверхностный максимум повреждения соответствует аморфному слою, и рост его происходит слой за слоем начиная с поверхности [17,23]. Из работ [24,26] следует, что для начала нарастания аморфного слоя на интерфейсе Si/SiO<sub>2</sub>

должна быть накоплена пороговая доза. Отметим также, что в работе [27] при температуре, несколько более высокой, чем комнатная, методами ХТЕМ и RBS/C было зафиксировано образование аморфного слоя на границах нанопустот, предварительно сформированных в кремнии.

С точки зрения задачи, поставленной в настоящей работе, особенно важен следующий экспериментальный факт: эффективность образования пика структурных нарушений у поверхности Si при внедрении ионов не зависит от плотности их потока, т.е. данный процесс является линейным [22,26]. Это означает, что, если величина ПМД нелинейно зависит от энергии, выделенной в упругих столкновениях в приповерхностной области мишени, то это может иметь место только на стадии формирования каскада и его термализации. Все последующие стадии динамического отжига и вторичного образования нарушений структуры линейны. Таким образом, если при формировании поверхностного максимума дефектов возникают нелинейные эффекты (например, молекулярный эффект), ответственными за них могут быть только нелинейные процессы непосредственно на каскадной стадии.

## 2. Методика эксперимента

Исследовалось накопление структурных нарушений при имплантации в (001) Si при комнатной температуре молекулярных ( $PF_4^+$ ) и атомарных ( $P^+$ ) ионов в достаточно широком диапазоне энергий (0.6–3.2 кэВ/а.е.м.). Имплантация проводилась под углом 7° от нормали к поверхности для подавления каналирования. Подобные условия ионного облучения уже использовались нами ранее [10]. Эти измерения показали, что для цели, которая сформулирована выше, особенно при бомбардировке молекулярными ионами  $PF_4^+$ , следует использовать малые дозы, чтобы уменьшить влияние перекрытия поверхностного и объемного максимумов радиационных повреждений на результаты оценки скорости роста ПМД, а также предотвратить возникновение погрешности в определении скорости повреждения, связанной с эффектами насыщения.

Для корректного сравнения величин радиационного повреждения, создаваемого атомарными и молекулярными ионами и (или) ионами с разными энергиями, в соответствии с [10] сравнивались уровни повреждения в образцах после формирования в них одинакового в среднем количества смещений атомов кристаллической решетки (displacement per atom, DPA) в приближении парных столкновений. Значения DPA определялись как отношение рассчитанной с помощью стандартной программы TRIM [11] концентрации вакансий в области максимума упругих потерь энергии ( $g_{vm}$ ) при данной дозе ионов к атомной концентрации Si ( $n_0 = 4.97 \cdot 10^{22}$  ат/см<sup>3</sup>). В случае молекулярных ионов  $PF_4$  концентрация вакансий определялась как линейная комбинация концентраций вакансий, созданных

Условия облучения, использованные в ходе проведения экспериментальных исследований

| Ион             | Энергия     |        | Диапазон доз |                           | Плотность потока    |   |
|-----------------|-------------|--------|--------------|---------------------------|---------------------|---|
|                 | кэВ/ а.е.м. | кэВ    | DPA          | $10^{13} \text{ см}^{-2}$ | DPA/с               | $10^{10} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ |
| P               | 0.6–3.2     | 20–100 | 0.1–1.3      | 3.3–43.1                  | $5.5 \cdot 10^{-4}$ | 18.3 (0.6 кэВ/а.е.м)–21.4 (3.2 кэВ/а.е.м)     |
| PF <sub>4</sub> | 0.6–3.2     | 65–345 | 0.1–1.3      | 1.0–13.1                  | $5.5 \cdot 10^{-4}$ | 5.6 (0.6 кэВ/а.е.м.)–6.8 (3.2 кэВ/а.е.м)      |

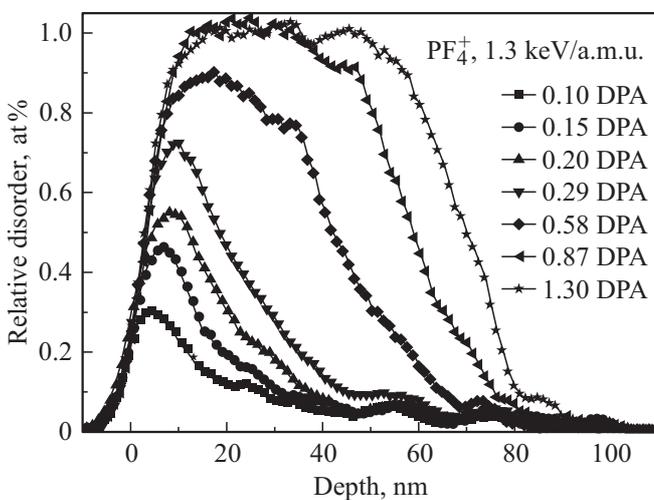
его компонентами:  $g_{vm}(\text{PF}_4) = g_{vm}(\text{P}) + 4g_{vm}(\text{F})$ . Кроме того, в соответствии с [10], скорость введения смещений поддерживалась постоянной и равной во всех экспериментах (если не оговорено специально)  $5.5 \cdot 10^{-4}$  DPA/с. Все условия облучения суммированы в таблице.

Степень нарушения кристаллической структуры определялась с помощью метода резерфордского обратного рассеяния в сочетании с каналированием (RBS/C) пучком ионов He<sup>++</sup> с энергией 0.7 МэВ, рассеиваемым в детектор, который находился под углом 103° по отношению к направлению падения анализирующего пучка для увеличения разрешения системы по глубине. Профили распределения относительной концентрации дефектов по глубине, нормированной на концентрацию атомов в мишени, рассчитывались из оригинальных спектров RBS/C по одному из общепринятых алгоритмов [28].

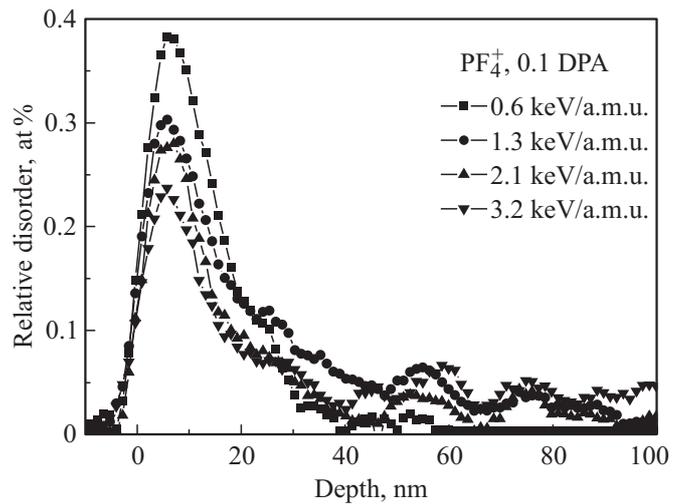
### 3. Экспериментальные результаты

#### 3.1. Распределения нарушений по глубине при разных энергиях и дозах облучения ионами PF<sub>4</sub>

На рис. 1 в качестве примера распределений структурных нарушений по глубине представлены зависи-



**Рис. 1.** Распределения структурных нарушений по глубине при имплантации в кремний ионов PF<sub>4</sub> с энергией 1.3 кэВ/а.е.м. (140 кэВ) при комнатной температуре. Дозы в DPA указаны.



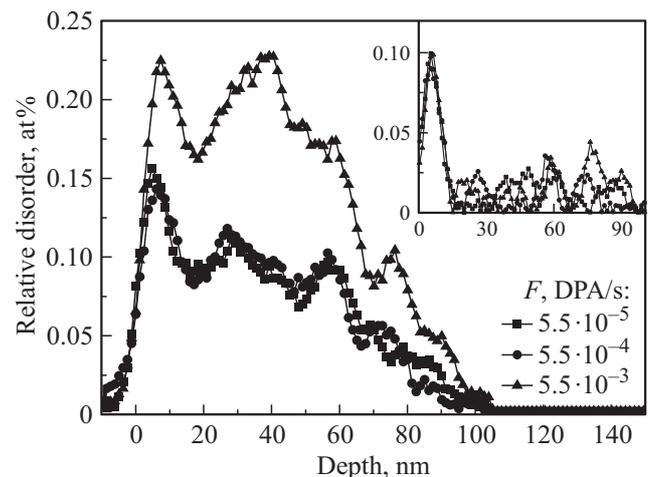
**Рис. 2.** Распределения структурных нарушений по глубине при имплантации в кремний ионов PF<sub>4</sub> с дозой 0.1 DPA и энергией 1.3–3.2 кэВ/а.е.м. (значения указаны) при комнатной температуре.

мости, полученные после облучения Si ионами PF<sub>4</sub> с энергией 1.3 кэВ/а.е.м. (140 кэВ) в широком диапазоне доз. На следующем рисунке (рис. 2) показаны профили распределения дефектов по глубине для достаточно малой дозы ионов PF<sub>4</sub>, равной 0.1 DPA, в широком диапазоне энергий от 0.6 до 3.2 кэВ/а.е.м. Как следует из этих рисунков, в случае облучения Si молекулярными ионами PF<sub>4</sub> наблюдается распределение дефектов обладает практически одним максимумом, расположенным у поверхности, в отличие от бимодального распределения, характерного для атомарных ионов (см., например, распределения нарушений по глубине при имплантации ионов фосфора на рис. 3). Можно полагать, что при облучении кремния ионами PF<sub>4</sub>, как и для случая облучения атомарными ионами, у поверхности формируется тонкий аморфный слой. С ростом дозы внедренных ионов он увеличивается по толщине, постепенно распространяясь вглубь образца до глубин, соответствующих пробегу ионов. Увеличение энергии иона приводит к уменьшению величины поверхностного максимума. Более подробный анализ полученных распределений дефектов и причин, к ним приводящих, представлен в разд. 3.3.

### 3.2. Влияние плотности потока ионов на скорость формирования поверхностного пика структурных нарушений

Итак, при облучении кремния легкими ионами и ионами средних масс в распределении дефектов по глубине формируется поверхностный максимум. В соответствии с результатами выполненных ранее исследований, кратко описанных во Введении, примем, что образование ПМД связано с формированием в приповерхностной области (на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub>) тонкого поверхностного аморфного слоя (ПАС), постепенно увеличивающегося в глубь кристалла с ростом дозы облучения. Этот слой формируется диффузией простейших точечных дефектов к границе ПАС [22,26,29]. Тогда из элементарного анализа [26] следует, что скорость нарастания ПАС  $v_h$  должна быть пропорциональна потоку дефектов на границу фаз:  $v_h \equiv dh/d\Phi \propto D(dn/dx)$  ( $D$  — коэффициент диффузии простейших точечных дефектов,  $h$  — толщина ПАС,  $\Phi$  — доза и  $n$  — концентрация простейших точечных дефектов, аккумуляция которых приводит к формированию ПАС). Этот поток должен определяться разностью между количеством простейших дефектов, генерируемых вне аморфизованной части мишени единичной дозой ионов, и рекомбинируемых/связываемых в ней за такое же время. Если, как говорилось выше, процесс исчезновения свободных подвижных точечных дефектов линеен в пределах диффузионной длины простейших дефектов, которые ответственны за образование ПАС, то зависимость  $v_h$  от плотности потока ионов должна отсутствовать. В этом случае причиной нелинейности формирования устойчивых нарушений может быть только нелинейность при формировании каскада смещений.

Как уже было установлено ранее, величина поверхностного пика структурных нарушений, или, что то же самое, толщина ПАС, от плотности потока ионов не зависит [22,26]. Убедимся, что это так и в нашем случае. На рис. 3 представлены профили распределения дефектов при имплантации в Si ионов Р с энергией 1.3 кэВ/а.е.м. дозой 0.29 DPA при различных  $F$  — скоростях введения дефектов (плотностях потока ионов). Как видно из этого рисунка, уменьшение  $F$  на порядок (с  $F = 5.5 \cdot 10^{-4}$  до  $5 \cdot 10^{-5}$  DPA/c) не приводит к изменению распределения дефектов по глубине, в то время как ее увеличение до  $F = 5.5 \cdot 10^{-3}$  DPA/c вызывает существенный рост как объемного пика дефектов, так и максимума концентрации дефектов у поверхности. Однако рост последнего возникает вследствие значительного роста вклада от быстро формируемого ОМД. Это хорошо видно на вставке к рис. 3, где приведены те же распределения дефектов с вычтенным фоном от ОМД, который мы аппроксимировали функцией Гаусса. Видно, что, действительно, изменение плотности тока ионов на 2 порядка практически не влияет на величину собственно поверхностного пика дефектов.



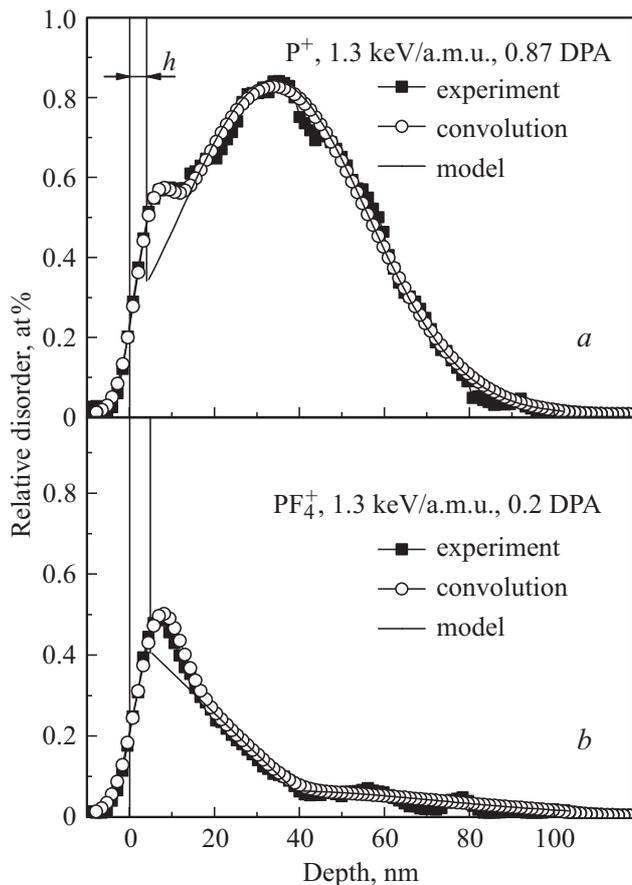
**Рис. 3.** Профили распределения дефектов по глубине при имплантации ионов Р с энергией 1.3 кэВ/а.е.м. (40 кэВ), дозой 0.29 DPA в кремний. Скорость введения дефектов варьируется от  $5.5 \cdot 10^{-5}$  до  $5.5 \cdot 10^{-3}$  DPA/c (от  $1.8 \cdot 10^{10}$  до  $1.8 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup> · с<sup>-1</sup>). На вставке — те же профили распределения дефектов с вычтенным фоном от ОМД. Показаны по одной из каждых двух экспериментальных точек.

Подобный же результат мы получили и при имплантации ионов Р и PF<sub>4</sub> с энергией 3.2 кэВ/а.е.м. Отметим, что в дальнейшем мы будем рассматривать данные, полученные при  $F = 5.5 \cdot 10^{-4}$  DPA/c.

### 3.3. Оценка толщины поверхностных аморфных слоев

Распределения структурных нарушений по глубине у поверхности, определяемые экспериментально, являются „размазанными“ из-за ограничения разрешения по глубине в методе RBS/C. В результате вместо прямоугольных профилей с максимальным значением, равным единице, которые должны соответствовать аморфным слоям с резкими границами, регистрируются пики с размытыми фронтами, высота которых при  $h < 2\sigma$  оказывается меньше единицы ( $h$  — толщина слоя,  $\sigma$  — стандартное отклонение для аппаратной функции метода RBS/C).

Для оценки величины поверхностного пика, наложенного на передний фронт объемного пика, считалось, что ПМД совпадает с поверхностным аморфным слоем. Экспериментально измеряемое распределение дефектов по глубине является математической сверткой истинного распределения и аппаратной функции [30]. При определении толщины поверхностного аморфного слоя в качестве „истинных“ использовались модельные распределения. При облучении Si ионами фосфора ОМД изображался функцией Гаусса с параметрами (положение максимума и стандартное отклонение), определяемыми из экспериментальной зависимости. Аморфный слой на поверхности аппроксимировался функцией прямоуголь-



**Рис. 4.** Представление экспериментальных распределений дефектов по глубине в виде модельной функции для определения толщины поверхностного аморфного слоя  $h$  при облучении кремния ионами P и  $PF_4$ . Энергии и дозы ионов указаны.

ной формы шириной, равной  $h$ , которая подбиралась таким образом, чтобы обеспечить наилучшее соответствие свертки и реального распределения дефектов. Аппаратная функция бралась в виде функции Гаусса со среднеквадратичным отклонением  $\sigma$ , определенным по наклону переднего фронта RBS/C-спектра для полностью аморфного образца (или для случайного спектра). В нашем случае  $\sigma \approx 4$  нм.

Описанную процедуру иллюстрирует рис. 4, *a*, где приведено распределение дефектов по глубине при имплантации ионов P с энергией 1.3 кэВ/а.е.м., дозой 0.87 DPA, модельная функция, а также результат свертки модельной и аппаратной функций.

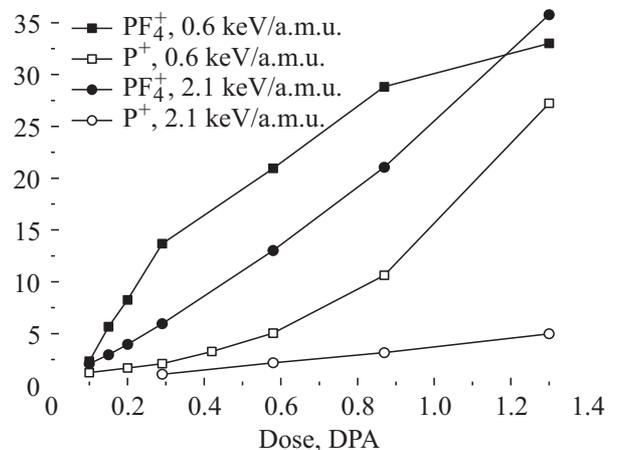
Однако рассматриваемая выше модельная функция не могла описать экспериментально измеряемые распределения структурных нарушений при облучении кремния ионами  $PF_4$  (см. рис. 1 и 2). Более наглядно это следует из рис. 4, *b*. Действительно, как видно из него, сразу за поверхностным пиком, отображающим поверхностный аморфный слой, следует участок, где относительная концентрация дефектов линейно спадает с глубиной. Измерения показали, что такое поведение характер-

но для всех изученных случаев облучения кремния не очень большими дозами молекулярных ионов  $PF_4$ . По-видимому, такое поведение связано с видом функций генерации первичных смещений в области частичного перекрытия каскадов смещений компонент молекулярного иона. Исходя из этого, мы и модельную функцию за поверхностным пиком дефектов изображали прямой, переходящей в гауссово распределение, описывающее ОМД. Характерный вид модельной функции, а также ее свертка с аппаратной функцией для одного из конкретных случаев представлены на рис. 4, *b*.

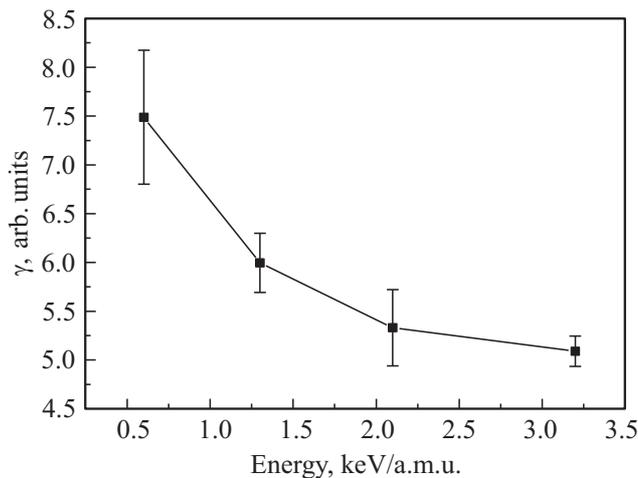
### 3.4. Оценка усиления генерации первичных дефектов в каскадах у поверхности кремния при облучении его ионами $PF_4$ по сравнению с бомбардировкой ионами P

Способом, описанным выше, были получены толщины поверхностных аморфных слоев для всех изученных случаев. В частности, на рис. 5 показаны зависимости толщины ПАС для энергий 0.6 и 2.1 кэВ/а.е.м. от дозы ионов, выраженной в DPA. Видно, что при малых толщинах ПАС скорости роста  $v_h = dh/d\Phi$  существенно увеличиваются при переходе от атомарных к молекулярным ионам. То же самое происходит и при уменьшении энергии для данного типа ионов. Как уже говорилось выше, нарастание аморфных слоев на границе между частично поврежденной кристаллической частью кремния и естественным слоем окисла или уже выросшим аморфным слоем происходит в результате диффузии простейших точечных дефектов из кристалла. Таким образом, скорость роста определяется генерацией дефектов в пределах их диффузионной длины  $L_d$  у поверхности.

Значения  $L_d$  должны зависеть от технологии создания и обработки кремниевых мишеней, уровня их повреждения и т.п. По сведениям разных авторов, они лежат



**Рис. 5.** Зависимости толщин поверхностных аморфных слоев от нормированной дозы при облучении кремния ионами P и  $PF_4$  с энергиями 0.6 и 2.1 кэВ/а.е.м.



**Рис. 6.** Зависимость от энергии усиления генерации первичных дефектов в каскадах смещений в приповерхностной области кремния при облучении его ионами  $\text{PF}_4$  по сравнению с атомарными ионами P.

в диапазоне 10–2000 нм (см., например, работу [31] и ссылки в ней). Очевидно, что высокие значения  $L_d$  не соответствуют рассматриваемому здесь случаю, поскольку на распределениях нарушений видны особенности с характерными размерами, которые не могли бы существовать при больших диффузионных длинах. Экспериментально наблюдающиеся распределения, как видно из рис. 1–3 и [10,32], соответствуют  $L_d < 20$  нм. По нашим оценкам [10,12,16], перекрытие каскадов атомных компонентов молекулярных ионов  $\text{PF}_4$  имеет место в области от поверхности до глубин  $\sim (10–35)$  нм для энергий ионов от 0.6 до 3.2 кэВ/а.е.м. соответственно. Именно в этом диапазоне и нужно ожидать эффект усиления генерации первичных смещений из-за нелинейности процессов непосредственно в каскадах.

С другой стороны, естественно считать, что смещения атомов внутри уже образованного аморфного слоя не приводит к изменению его толщины. Таким образом, для оценки эффективности генерации первичных смещений в пределах диффузионной длины у поверхности из экспериментальных данных следует определять наклоны зависимостей  $h(\Phi)$  при минимальных значениях толщин сформированных ПАС. В данном случае такая оценка делалась путем линейной аппроксимации экспериментальных данных в областях толщин ПАС, не превышающих  $\sim 7$  нм.

Отношения начальных наклонов зависимостей  $\gamma$  для случаев имплантации ионов  $\text{PF}_4$  и P разных энергий представлены на рис. 6. Видно, что при минимальной использованной энергии 0.6 кэВ/а.е.м. ионы  $\text{PF}_4$  образуют в приповерхностной области кремния в  $\sim 7.5$  раз больше первичных точечных дефектов по сравнению с ионами P. С ростом энергии это отношение уменьшается, достигая значения  $\sim 5.0$  при энергии 3.2 кэВ/а.е.м. Такое

поведение в целом соответствует существующим представлениям о процессах при торможении ускоренных ионов в твердом теле. Действительно, с ростом энергии плотность каскадов смещений падает [1,2,4], следовательно, вероятность возникновения в них нелинейных процессов должна также падать. Заметим, что реальное изменение усиления генерации при росте энергии ионов из-за уменьшения плотности формируемых при внедрении каскадов смещений должно быть выражено еще более ярко. Это связано с тем, что при бомбардировке более медленными ионами область перекрытия субкаскадов, формируемых атомарными компонентами ионов  $\text{PF}_4$ , составляет меньшую часть диффузионной длины, с которой поступают дефекты, образующие ПАС, чем при облучении ионами больших энергий. Также отметим, что численная оценка усиления генерации первичных смещений получена из экспериментальных данных впервые.

#### 4. Заключение

Измерены распределения по глубине структурных нарушений, возникших в процессе имплантации в кремний при комнатной температуре ионов P и  $\text{PF}_4$  с энергиями от 0.6 до 3.2 кэВ/а.е.м. в широком диапазоне доз. Внедрение молекулярных ионов  $\text{PF}_4$  приводит к формированию практически одномодальных профилей распределения радиационных дефектов, максимум которых примыкает к поверхности. Последнее связано с усилением генерации первичных смещений у поверхности при перекрытии там субкаскадов, генерируемых атомарными компонентами молекулярных ионов. Это сверхлинейное усиление вызвано нелинейными процессами в объединенных каскадах из-за высокой плотности в них атомных смещений. На основании полученных экспериментальных данных и представления о том, что поверхностный максимум структурных нарушений образуется в результате диффузии к поверхности подвижных простейших точечных дефектов, проведена количественная оценка усиления образования первичных дефектов на каскадной стадии из-за повышения плотности усредненных индивидуальных каскадов смещений.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ № 13-08-00666 и 14-08-01256.

#### Список литературы

- [1] J.A. Davies. In: *Ion Implantation and Beam Processing*, ed. by J.S. Williams, J.M. Poate (Sydney, Academic Press, 1984).
- [2] D.A. Thompson. *Rad. Eff.*, **56**, 105 (1981).
- [3] A.Yu. Azarov, S.O. Kucheyev, A.I. Titov, P.A. Karasev. *J. Appl. Phys.*, **102**, 083 547 (2007).
- [4] S.O. Kucheyev, A.Yu. Azarov, A.I. Titov, P.A. Karasev, T.M. Kuchumova. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42**, 085 309 (2009).
- [5] A.Yu. Azarov, A.I. Titov, P.A. Karasev, A. Hallen. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **267**, 1247 (2009).

- [6] A.Yu. Azarov, A.I. Titov, P.A. Karaseov, S.O. Kucheyev, A. Hallén, A.Yu. Kuznetsov, B.G. Svensson, A.P. Pathak. *Vacuum*, **84**, 1058 (2010).
- [7] A.I. Titov, V.S. Belyakov, S.O. Kucheyev. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **194**, 323 (2002).
- [8] A.I. Titov, A.Yu. Azarov, L.M. Nikulina, S.O. Kucheyev. *Phys. Rev. B*, **73**, 064111 (2006).
- [9] A.I. Titov, A.Yu. Azarov, L.M. Nikulina, S.O. Kucheyev. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **256**, 207 (2007).
- [10] К.В. Карабешкин, П.А. Карасев, А.И. Титов. *ФТП*, **47** (2), 206 (2013).
- [11] J.F. Ziegler, J.P. Biersack, U. Littmark. *The Stopping and Range of Ions in Solids* (Pergamon Press, N.Y., 1985); J.F. Ziegler. *SRIM-2013 software package*, <http://www.srim.org>
- [12] A.I. Titov, P.A. Karaseov, A.Yu. Azarov, S.O. Kucheyev. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **267**, 2701 (2009).
- [13] J.A. Brinkman. *J. Appl. Phys.*, **25**, 961 (1954).
- [14] M.W. Ullah, A. Kuronen, K. Nordlund, F. Djurabekova, P.A. Karaseov, K.V. Karabeshkin, A.I. Titov. *J. Appl. Phys.*, **114**, 183511 (2013).
- [15] M.W. Ullah, A. Kuronen, F. Djurabekova, K. Nordlund, A.I. Titov, P. Karaseov. *Vacuum*, **105**, 88 (2014).
- [16] П.А. Карасев, Т.М. Кучумова. *Научно-технические ведомости СПбГПУ, сер. физ.-мат. науки*, **2** (77), 29 (2009).
- [17] A.I. Gerasimov, E.I. Zorin, P.V. Pavlov, D.I. Tetelbaum. *Phys. Status Solidi A*, **12**, 679 (1972).
- [18] В.Н. Гашгольд, Н.Н. Герасименко, А.В. Двуреченский, Л.С. Смирнов. *ФТП*, **9**, 554 (1975).
- [19] И.А. Абрян, Н.Ф. Зитга, В.В. Коньшев, А.И. Титов, А.В. Хлебалкин. *Изв. АН СССР. Сер. физ.*, **40**, 1749 (1976).
- [20] И.А. Абрян, А.И. Титов, А.В. Хлебалкин. *ФТП*, **11**, 712 (1977).
- [21] T. Lohner, E. Kotai, N.Q. Khanh, Z. Toth, M. Fried, K. Vedam, N.V. Nguyen, L.J. Hanekamp, A. van Silfhout. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **85**, 335 (1994).
- [22] A.I. Titov, G. Carter. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **90**, 3867 (1996).
- [23] A.I. Titov, V.S. Belyakov, A.Yu. Azarov. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **212**, 169 (2003).
- [24] A. Agarwal, T. E. Haynes, D.J. Eaglesham, H.-J. Gossmann, D.C. Jacobson, J.M. Poate, Yu.E. Erokhin. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 3332 (1997).
- [25] K. Kimura, A. Agarwal, H. Toyofuku, K. Nakajima, H.-J. Gossmann. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **148**, 284 (1999).
- [26] J. Van den Berg, S. Zhang, S. Whelan, D. Armour, R. Goldberg, P. Bailey, T. Noakes. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **183**, 154 (2001).
- [27] J.S. Williams, Xianfang Zhu, M.C. Ridgway, M.J. Conway, B.C. Williams, F. Fortuna, M.-O. Ruault, H. Bernas. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 4280 (2000).
- [28] K. Schmid. *Rad. Eff.*, **17**, 201 (1973).
- [29] J.S. Williams, G. de M. Azevedo, H. Bernas, F. Fortuna. In: *Materials Science with Ion Beams* (Topics in Applied Physics, v. 116), ed. by H. Bernas (Springer, 2010).
- [30] А.Ю. Азаров. *ФТП*, **38** (12), 1445 (2004).
- [31] S. Charnvanichborikarn, M.T. Myers, L. Shao, S.O. Kucheyev. *J. Phys.: Condens. Matter*, **25**, 162203 (2013).
- [32] А.Ю. Азаров, А.И. Титов. *ФТП*, **41** (1), 7 (2007).

Редактор Л.В. Шаронова

## Influence of collision cascade density increase on efficiency of primary displacement generation during ion bombardment of Si

K.V. Karabeshkin, P.A. Karaseov, A.I. Titov

St. Petersburg State Polytechnic University,  
195251 St. Petersburg, Russia

**Abstract** Damage-depth distributions induced in Si by P and PF<sub>4</sub> ion implantation with energies 0.6 to 3.2 keV/a.m.u. were experimentally studied in a wide dose range. It is found that PF<sub>4</sub> ions form single-mode distributions with maximum at the target surface. This effect is caused by primary defect generation increase. Individual cascades formed by atoms comprising molecule effectively overlap in the surface vicinity, which causes superlinear processes to appear due to high point defect density in such consolidated cascade. Quantitative estimation of increase of effectiveness of point defect generation by PF<sub>4</sub> ions in respect to P ions is done on the base of experimental data.