

ПРИБОРЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Ионная имплантация примесей в монокристаллы кремния:
эффективность метода и радиационные нарушения

В.С. Вавилов, А.Р. Челябинский

Проведен анализ ионной имплантации с точки зрения эффективности ее как метода легирования кремния донорными и акцепторными примесями, синтеза соединений на основе кремния, создания геттерирующих слоев, оптоэлектронных структур. Рассмотрены закономерности введения, накопления и отжига радиационных дефектов в имплантированном кремнии. Определены роль и место дефектов межузельного типа в общем процессе радиационного дефектообразования. Проанализированы механизмы атермической миграции атомов кремния в решетке кремния.

PACS numbers: 68.55.Ln, 78.50.Ge

Содержание

1. Введение (347).
 2. Пространственное распределение внедренных ионов (348).
 3. Первоначальное положение внедренных атомов примеси и их активация (349).
 4. Первичные радиационные дефекты и их комплексы с атомами примеси (350).
 5. Дивакансии и многовакансионные комплексы (352).
 6. Процессы, связанные со скоплениями точечных дефектов (кластерами) при ионной имплантации в кремнии (352).
 7. Радиационные дефекты в кремнии при облучении тяжелыми частицами (353).
 8. Исследования радиационных дефектов в кремнии интегральными методами (353).
 9. Устойчивые комплексы, включающие межузельные атомы кремния (355).
 10. Накопление радиационных дефектов в сильно легированном кремнии (356).
 11. Эффекты, связанные с межузельными атомами кремния (357).
 12. Заключение (357).
- Список литературы (357).

1. Введение

Кремний — один из наиболее распространенных элементов в Земной коре нашей планеты во второй половине XX столетия стал и, судя по всему, останется наиболее применяемым и дешевым материалом твердотельной электроники. По оценкам американских экономистов к началу XXI века доходы в области производства кремниевых полупроводниковых приборов в США почти сравнятся с доходами от производства автомобилей.

Первое место в ходе развития твердотельной электроники последние 15 лет занимают "планарные" устройства, сменившие объемные конструкции германиевых и, затем, кремниевых приборов. В технике создания планарных систем чрезвычайно важную роль сыграла методика внедрения (имплантации) ускоренных ионов электрически активных примесей, вначале представлявшаяся экзотической, чрезмерно сложной и дорогой.

Положительные особенности и естественные ограничения методики ионной имплантации были отмечены в книге [1], а также одним из нас (ВСВ) в обзоре [2], опубликованном в УФН в 1985 г. За прошедшее время объем информации по данной проблеме значительно возрос. В настоящем обзоре мы сознательно ограничиваемся данными, относящимися к монокристаллическому кремнию, так как включение материала, касающегося аморфного и "пористого" кремния, не представляется возможным в рамках принятого в УФН объема статей. Вероятно, что и время для анализа этих проблем еще не настало.

В связи с первостепенным значением кремния как "материала № 1" в твердотельной электронике проблемам выращивания монокристаллов и отклонения их от совершенства посвящено большое число публикаций, докладов на международных конференциях и монографий, в частности [3–5]. Несомненно, с каждым годом уровень знаний в этой области будет возрастать.

В.С. Вавилов. Физический институт им. П.Н. Лебедева РАН
117924 Москва, Ленинский просп. 53
Тел. (095) 135-05-51, Факс (095) 138-22-51
E-mail: dravin@sci.fian.msk.su
А.Р. Челябинский. Белорусский государственный университет,
Физический факультет
220050 Минск, просп. Ф. Скорины 4, Беларусь
Тел. (0172) 26-57-44
Факс (0172) 26-59-40, 20-82-72

Статья поступила 16 ноября 1994 г.,
после доработки 19 января 1995 г.

В пределах нашей темы мы рассмотрим вопрос о том, в какой мере "насилованный", неравновесный метод внедрения быстрых ионов в кремний эффективен в качестве средства управления свойствами этого материала. Серьезные сомнения в том, что область кристалла, содержащая скопления многочисленных смещенных атомов (обычно порядка нескольких сотен) вблизи конца трека внедряемого иона, сможет в должной мере восстановиться, неоднократно высказывались авторитетными специалистами.

Однако уже достаточно давно экспериментально показано, что электрическая активность стандартных легирующих примесей (фосфора и бора), внедренных путем ионной имплантации, может быть очень высокой, хотя часто (по причинам, которые будут изложены далее) она оказывается несколько ниже активности большинства химических примесей III и V групп системы Менделеева, введенных в кремний в квазиравновесных условиях выращивания кристаллов. В последнем случае активность примесей, образующих водородоподобные центры, близка к 100 %, если их концентрация не превышает предела растворимости.

Преимущества ионной имплантации как метода прецизионного локального легирования твердых тел в наши дни хорошо известны специалистам. К этим преимуществам в первую очередь относятся высокая воспроизводимость и возможность введения практически любой примеси в заданный материал (в нашем случае кремний).

За последние годы в технике создания ускорителей достигнуты важные технические успехи. Так, более чем в 10 раз увеличена плотность тока ионных пучков, разработаны эффективные методы отвода теплоты от имплантируемых мишеней, что, как известно, в начале применений ионной имплантации в технологии микроэлектроники было одним из главных препятствий: необходимые экспозиции были часто экономически невыгодными.

Построены ускорители, позволяющие использовать тяжелые ионы с энергиями, достигающими десятков мегаэлектрон-вольт, и создавать изолирующие слои (путем синтеза SiO_2 или Si_3N_4 на необходимой глубине) для отделения активной области, где располагают транзисторы, диоды и другие "микрорезисторы" интегральных схем, от пассивной подложки, которая отводит выделяющуюся при работе интегральных схем теплоту. Главное осложнение, на которое мы указали выше, — неизбежное наличие радиационных дефектов непосредственно после ионной имплантации требует последующего воздействия на возникшую структуру, необходимого для перевода ее из исходного, сильно неравновесного (метастабильного) состояния в новое состояние, более близкое к равновесному. Этот процесс обычно называют отжигом [1, 2].

2. Пространственное распределение внедренных ионов

Процессы потерь энергии заряженными частицами при их взаимодействии с конденсированными средами рассматривались во множестве работ, в частности в замечательной монографии Нильса Бора [6], изданной на русском языке в 1950 г. и, к сожалению, не переизданной с тех пор. С того времени методы приближенного вы-

числения потерь энергии тяжелыми заряженными частицами значительно усовершенствованы. Они детально изложены в книге Кумахова и Комарова [7] и в таблицах [8].

Одним из эффектов, оказывающих существенное влияние на окончательное распределение внедренных ионов по глубине, является каналирование, т.е. аномально глубокое проникновение части ионов вдоль естественных "каналов" — направлений кристаллографических осей (обычно с малыми индексами). Этот эффект имеет особенно важное значение для монокристаллов кремния в силу их высокого совершенства.

В настоящее время прямыми экспериментами показано, что, наряду с каналированием в оптимальных условиях ориентирования монокристаллов, неизбежно имеет место случайное каналирование части быстрых ионов, не входящих первоначально в монокристалл под углами легкого проникновения.

Пробеги, рассчитанные современными методами (см. [7, 8]), в отсутствие каналирования согласуются с экспериментом с погрешностью не выше $\pm 10\%$. В литературе, посвященной вычислению пробегов, обычно используют термин "аморфный кремний", к которому следует относиться с осторожностью, так как истинно аморфный кремний отличается по плотности от монокристаллического кремния. Правильнее было бы говорить о пробегах в отсутствие каналирования.

На рис. 1 приведены данные о наиболее вероятных значениях пробегов ионов бора в кремнии и их разбросе (straggling) в отсутствие каналирования при энергиях ионов в пределах, наиболее типичных для современных имплантационных ускорителей, изготавливаемых большими сериями в США, Японии и других странах.

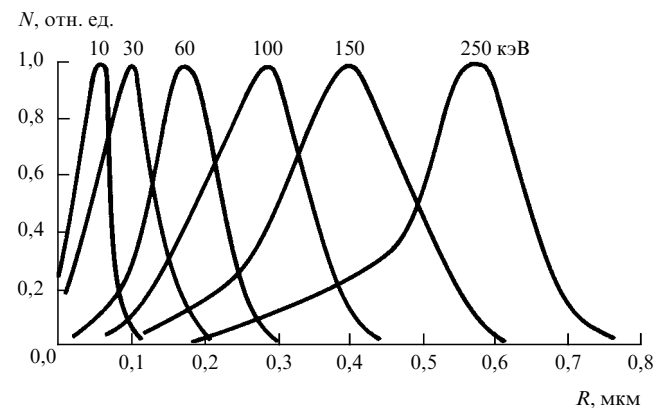


Рис. 1. Наиболее вероятные значения пробегов ионов бора в кремнии в отсутствие каналирования и их разброс [7]

На рис. 2 продемонстрировано влияние каналирования на профиль распределения ионов фосфора, внедренных в совершенный монокристалл кремния и в кристалл кремния, предварительно аморфизированный ионами кремния [9].

На рис. 3 воспроизведены зависимости среднего пробега ионов от их массы в кремнии, а также их разбросы, обусловленные статистической природой процессов постепенного уменьшения кинетической энергии ионов по мере проникновения в глубь мишени.

Энергии, превышающие примерно 1 МэВ, используются значительно реже из-за значительных затрат на

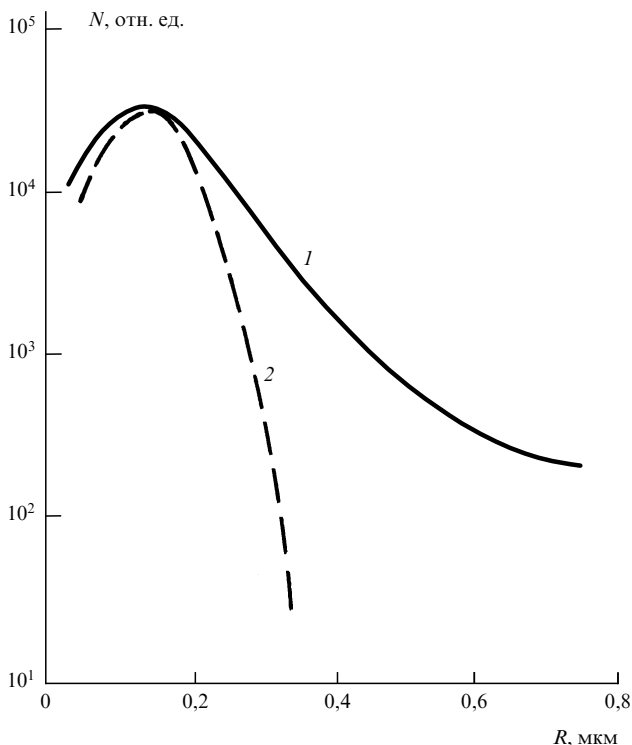


Рис. 2. Влияние каналирования на профиль распределения ионов фосфора, внедренных: (1) в совершенный монокристалл кремния; (2) в кристалл, предварительно аморфизированный ионами кремния [9]

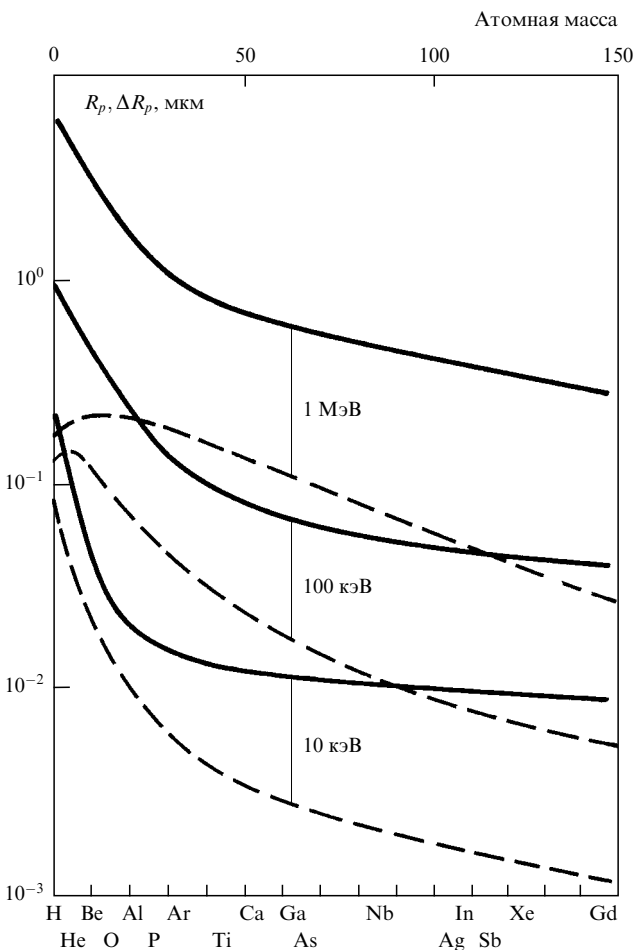


Рис. 3. Средние пробеги ионов различных масс в кремнии в отсутствие каналирования и их разброс [10]

создание и эксплуатацию ускорителей тяжелых ионов, хотя такие работы в отдельных лабораториях проводятся систематически. В будущем можно предвидеть расширение объема работ с ионами, имеющими энергии более 1 МэВ (в первую очередь с протонами), для создания заглубленных слоев полуизолирующего кремния, проводимость которого доводится до минимума ($\rho = 2 \cdot 10^5$ Ом см и более) введением радиационных дефектов с глубокими энергетическими уровнями.

Параллельно этому в последние годы развивается метод создания изолирующих слоев SiO_2 , а также Si_3N_4 на глубине, достаточной для решения задач кремниевой микроэлектроники. К сожалению, дозы, которые необходимо набрать для фазового перехода Si-SiO_2 или $\text{Si-Si}_3\text{N}_4$, достаточно велики и требуют длительного облучения. Хотя современная техника фокусировки ионных пучков позволяет достигать значительных плотностей тока, большое время облучения обусловлено необходимостью отвода теплоты, без чего неизбежен сильный нагрев и изменение свойств или даже плавление мишени.

Следует отметить, что, помимо ионной имплантации донорных и акцепторных примесей III и V групп с мелкими энергетическими уровнями, значительный интерес приобретает внедрение ионов редкоземельных элементов, в частности эрбия, для решения актуальных проблем оптоэлектроники. Так называемым внутрицентровым излучательным переходам в оболочке 4f атомов эрбия соответствует люминесценция с системой узких полос при длине волны вблизи 1,54 мкм. Это излучение, по-видимому, почти не зависит от ближайшего окружения (решетки).

В работе Мишеля, Кимерлинга и др. [10] показано, что ионная имплантация ионов Er при высокой энергии (5 МэВ) в кремний и последующий длительный отжиг приводит к возникновению на глубине около 1,5 мкм устойчивых центров люминесценции, которую авторы связывают с возникновением кластеров атомов эрбия в результате выпадения второй фазы. Кремний, содержащий имплантированный эрбий, обнаруживает не только фотолюминесценцию, но и инжекционную люминесценцию в структурах, содержащих p-n-переходы, что дало авторам возможность изготовить светоизлучающие диоды, весьма заинтересовавшие технологов, работающих в области оптоэлектроники.

В самое последнее время достигнуты серьезные успехи в создании источников многозарядных ионов, что позволяет существенно увеличить их пробеги. Недавно опубликованная статья Бирзака [11] содержит анализ особенностей прохождения многозарядных ионов и сопоставление их с данными опыта для кремния.

3. Первоначальное положение внедренных атомов примеси и их активация

Судя по совокупности многочисленных опубликованных результатов, начиная с первых работ Гусевых [12, 13], очевидно, что первоначальное положение атома примеси в кремнии следует считать случайным, т.е. одним из возможных в следующем "наборе":

- (а) примесь замещает атом кремния в решетке с исходной структурой;
- (б) примесь останавливается в одном из возможных межузельных положений;

(в) примесь образует ассоциат (комплекс) с одним или несколькими точечными дефектами;

(г) примесь останавливается в аморфной области, в которую превращается исходный кремний (пределный случай).

Подробный анализ особенностей случаев (в) и (г) проведен ниже. Однако важной целью работ по ионной имплантации чаще всего было достижение максимально возможной электрической активности внедренной примеси, чему для элементов III и V групп системы Менделеева соответствует замещающее кремний положение атома примеси. Поэтому уже в первых работах вслед за имплантацией ионов проводился отжиг в квазистационарных условиях, т.е. путем длительного прогрева в печи.

Уместно напомнить, что этот естественный прием впервые применил еще в 50-х годах Ларк-Горовиц для минимизации влияния радиационных дефектов на германий, в который примеси вводились в результате ядерных реакций при облучении нейтронами [14].

Применительно к кремнию длительный отжиг почти всегда приводит к непредсказуемым побочным эффектам, связанным с диффузией неконтролируемых примесей по всему объему кристалла. Как известно, монокристаллы кремния неизбежно содержат в довольно значительных концентрациях углерод, азот, кислород [3, 4]. Этот вопрос кратко рассмотрен также в [5].

В работах Смирнова, Хайбулина и др. [15] впервые предложен и осуществлен метод локального импульсного отжига ионно-имплантированных полупроводников, в первую очередь кремния. В своих экспериментах авторы [15] вначале использовали локальное возбуждение полупроводника импульсным излучением лазера. (Термин "лазерный отжиг" используют и в настоящее время, хотя правильнее говорить о локальном импульсном отжиге имплантированных структур.)

После многочисленных случаев успешного применения локального импульсного отжига имплантированного кремния выяснилось, что импульсное возбуждение некогерентным светом или быстрыми электронами приводит к аналогичным результатам.

В течение ряда лет шли дискуссии, проводились теоретические оценки и ставились эксперименты, задачей которых было выяснить: играет ли доминирующую роль кратковременное тепловое возбуждение решетки кремния или эффекты внутренней ионизации, т.е. генерации в возбужденном приповерхностном слое большого числа пар неравновесных носителей заряда?

Действительно, уже в 60-х годах было установлено, что зарядовое состояние точечных дефектов в кремнии сильно влияет на их подвижность и устойчивость [5, 16]. В настоящее время этот факт не вызывает сомнения и его неизменно используют при интерпретации явлений, связанных с возникновением "вторичных" дефектов (см. ниже). Однако прямыми экспериментами было показано, что в случае кремния импульсный отжиг представляет собой результат кратковременного нагрева приповерхностного слоя, а ионизационные процессы играют второстепенную роль [15].

Как отмечалось выше, примеси III и V групп в имплантированном кремнии, замещающие атомы кремния, в конечном счете имеют те же энергетические уровни и сечения захвата носителей заряда, что и примеси, введенные при выращивании монокристаллов или эпи-

таксиальных пленок. Однако вследствие наличия относительно устойчивых остаточных дефектов радиационного происхождения эффективность метода ионной имплантации, за редким исключением, ниже.

Вместе с тем, как следует из некоторых экспериментов, иногда удачным подбором дозы введенной примеси и точного режима импульсного отжига удается достичь значительного пересыщения примесью и получить в имплантированной области концентрации электрически активной примеси, на порядок и более превышающие равновесную растворимость. Стабильность подобных структур пока подробно не изучена.

Помимо имплантации донорных и акцепторных примесей с мелкими энергетическими уровнями с целью создания структур для планарной электроники, в ряде случаев ионная имплантация других ионов (в частности, ионов переходных элементов, а также инертных газов) проводится с целью выяснения фундаментальных вопросов или создания центров люминесценции. Кроме того, сравнительно недавно установлено, что имплантация ионов редкоземельных элементов в кремний приводит к ценному для практических целей эффекту "геттерирования" точечных дефектов и неконтролируемых примесей, которые даже при невысоких температурах мигрируют из "рабочих" участков кремниевой пластины (где создаются активные элементы — диоды, транзисторы) в неактивную область (например, в приповерхностный слой на обратной стороне пластины).

Механизм геттерирования окончательно не выяснен, но, вероятнее всего, он связан с возникновением сильных механических напряжений в имплантированном слое и за его пределами.

4. Первичные радиационные дефекты и их комплексы с атомами примеси

Многие из авторов, занятые вопросами определения радиационной стойкости кремния и кремниевых приборов, основывают свои оценки на известных со времен работ Динса и Виньярда [17] представлениях о каскадном умножении числа первичных пар Френкеля, образующихся в результате ударных процессов.

Отметим одно важное обстоятельство. Пороговая энергия ударного смещения атома из узла, несомненно, представляет собой не "ступеньку" роста вероятности смещения от нуля до единицы, а более плавную зависимость. Поэтому с учетом ожидаемой неустойчивости "ближних пар Френкеля" относительно аннигиляции следует рассматривать подобные оценки числа пар Френкеля как максимальный предел числа последних.

Тем не менее именно такие оценки чаще всего используют, когда речь идет о предсказании радиационной стойкости полупроводникового материала [16]. Эта методика аналогична введению запаса прочности при проектировании мостов или ходовых деталей автомобиля. Термин DPA (Displacements Per Atom) прочно вошел в специальную литературу.

Альтернативная точка зрения на процесс возникновения дефектов в случае больших энергий, теряемых быстрой частицей в конце ее пробега, высказана Бринкменом [18]. По его оценкам среднее расстояние между столкновениями, сопровождаемыми выбиванием вторичных атомов, становится близким к межатомным

расстояниям уже при энергии первичного атома порядка $2 \cdot 10^4$ эВ. При этом первичный атом тормозится чрезвычайно быстро, создавая плотную область вторичных смещений. Рассматривать в пределах этой области каждое смещение (пару Френкеля) в отдельности, с точки зрения Бринкмена, невозможно, так как атомы в области максимального выделения энергии переходят в совершенно разупорядоченное состояние, подобное расплаву вещества.

Согласно [18] в окрестности конца трека первичного атома (в нашем случае, иона в решетке кремния) происходит инверсия, т.е. часть атомов, находившаяся вначале вблизи трека, выбрасывается на наибольшее расстояние от него. Разупорядоченная область кристаллизуется вновь в течение $10^{-10} - 10^{-12}$ с, начиная с внешней границы. Предполагается, что большая часть атомов вновь расположится подобно исходной решетке.

К сожалению, основания для количественной оценки модель Бринкмена не дает. Эта модель была подвергнута критике Зейтцем и Кёлером [19]. Однако качественные соображения Бринкмена заслуживают серьезного внимания.

В настоящее время применительно к возникновению крупных скоплений дефектов (кластеров) в конце трека ионов в имплантированном кремнии, а также в других полупроводниках неизменно используют каскадную модель.

Параллельно с процессом ударного смещения атомов кремния из узлов имеет место возникновение пар Френкеля за счет процессов, индуцированных возбуждением электронной подсистемы кристалла [20]. Механизм и эффективность подобных процессов до настоящего времени представляют собой предмет дискуссий.

Согласно одной из моделей образование пар Френкеля инициируется многократной ионизацией атомов кремния. Альтернативный механизм, предложенный Карповым и Клиндером [21], включает существование в исходном кристалле (в рассматриваемом случае — кремния) "выделенных пар" атом кремния-ионизованный атом примеси, между которыми имеет место взаимодействие. Применительно к монокристаллам кремния нам в настоящее время неизвестно, какой из упомянутых механизмов наиболее эффективен.

По оценкам, сделанным в соответствии с упомянутыми моделями, число первичных пар Френкеля, связанных с такими процессами, может увеличить первоначальную их концентрацию на 30–50 %, причем, согласно [21], в сильно легированном кремнии вклад "примесного" механизма должен быть относительно больше. Последующая за генерацией пар Френкеля "судьба" вакансий и межузельных атомов сильно зависит также от присутствия в кристалле химических примесей.

В настоящее время убедительно показано, что изолированные вакансии и межузельные атомы в кремнии подвижны даже при низких температурах. Известно также, что изолированные межузельные атомы кремния при комнатной и более высоких температурах не проявляют себя в качестве электрически активных центров. (По простейшей модели они могли бы действовать как доноры с мелкими энергетическими уровнями.) Вопросы о других эффектах, связанных с собственным межузельным атомом, мы коснемся ниже.

Схема поведения компонент пар Френкеля в кремнии приведена в работе Уоткинса [22], опубликованной в

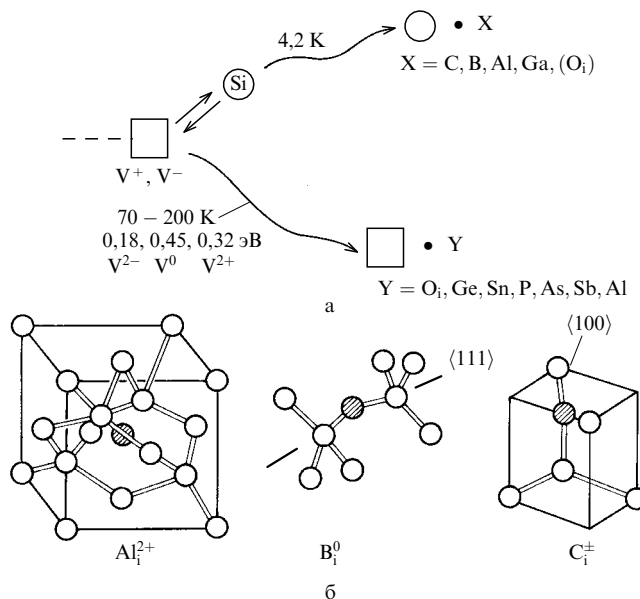


Рис. 4. (а) Процессы миграции и взаимодействия компонент пар Френкеля в кремнии [22]. (б) Структуры комплексов межузельных атомов кремния, захваченных замещающими атомами алюминия, бора и углерода по данным анализа спектров ЭПР [22]

1993 г. (рис. 4). Из этой схемы видно, какую важную роль играет присутствие примесей в облученном кристалле кремния. На той же схеме указаны энергетические уровни вакансий в различных зарядовых состояниях. Микроскопические модели комплексов вакансий друг с другом и с химическими примесями приведены в [5].

На рис. 5 указаны области температур, в которых существуют комплексы вакансия–примесь. Многие из этих комплексов имеют глубокие энергетические уровни и существенно влияют на электропроводность и процессы рекомбинации в кристаллах, подвергнутых имплантации и последующему отжигу.

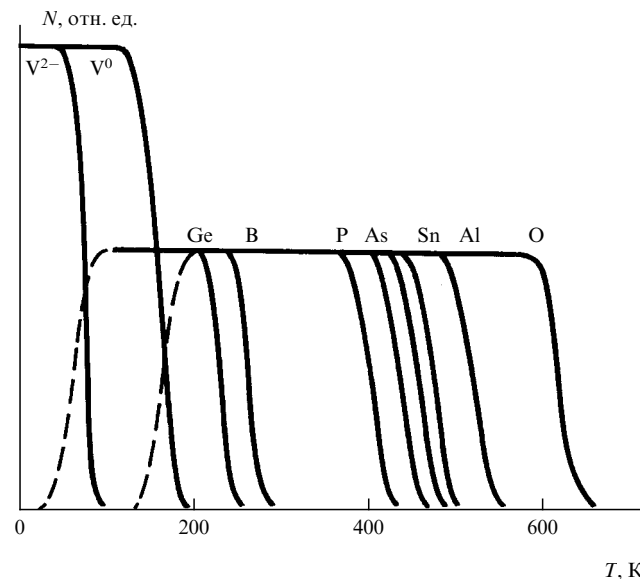


Рис. 5. Температурные интервалы существования основных комплексов вакансия–примесь [5]

5. Дивакансии и многовакансионные комплексы

Дивакансии могут образовываться как первичные дефекты, если налетающая частица передает энергию, достаточную для смещения двух соседних атомов кремния. Экспериментально наблюдаемый рост числа дивакансий в области температур, соответствующих отжигу вакансий, обусловил предположение о том, что дивакансии возникают также при объединении двух изолированных вакансий.

Модели пространственной конфигурации дивакансий, а также их энергетические уровни приведены в [5, 16]. Атомы бора, углерода и кислорода способны захватывать межузельные атомы кремния, снижая этим аннигиляционные процессы и способствуя накоплению дивакансий.

Ионная имплантация, как и облучение быстрыми нейтронами, приводит также к возникновению многовакансионных комплексов, состоящих из трех, четырех, пяти и более соседних вакансий [16]. На рис. 6 показаны температурные интервалы существования вакансий, дивакансий и многовакансионных комплексов.

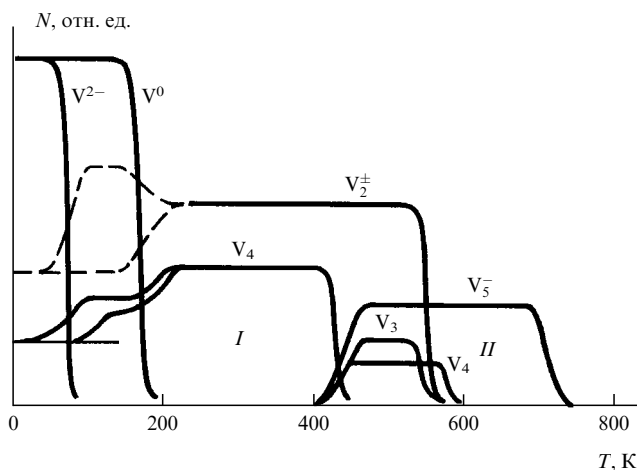


Рис. 6. Температурные интервалы существования вакансий, дивакансий и многовакансионных комплексов [5]: I — планарный комплекс, II — непланарный комплекс

6. Процессы, связанные со скоплениями точечных дефектов (кластерами) при ионной имплантации кремния

Как отмечалось выше, имплантированный ионами монокристалл кремния представляет собой пространственно неоднородную систему, включающую кластеры в окрестности места остановки внедренных ионов, а также более или менее случайно распределенные по объему точечные дефекты (дивакансии, комплексы вакансий с химическими примесями). Эти дефекты распределены в основном в пределах пробега внедренных ионов от самой поверхности. Кластеры сосредоточены в окрестности глубин, соответствующих наиболее вероятной проекции пробега на исходное направление ионов.

В последние годы обнаружено, что, помимо случайного каналирования [7], приводящего к проникновению на большие глубины как самих ионов, так и порождае-

мых ими дефектов, имеет место проникновение части дефектов на аномально большие по сравнению с пробегом ионов расстояния. Это явление, которое, быть может, не совсем удачно называют "эффектом дальнего действия", наблюдалось в кремнии и в других полупроводниках, в частности в GaAs [23].

Природа эффекта дальнего действия окончательно не выяснена. По мнению одних авторов, он обусловлен сильными механическими напряжениями в области максимальной концентрации внедренных примесей: распространение области напряжений приводит к возникновению дополнительных дефектов, строго говоря, уже нерадикационного происхождения. Другие авторы связывают эффект дальнего действия с ударными волнами, распространяющимися вокруг образовавшихся кластеров [24].

Из совокупности экспериментальных результатов сложились представления о радиационном дефектообразовании в кремнии, облученном тяжелыми частицами, которые изложены, в частности, в [25]. Исходя из высокой подвижности межузельных атомов, авторы полагали, что они разбегаются от места образования к стокам за очень короткое время. В кластере дефектов остаются только вакансии. Вакансии также подвижны и участвуют в образовании комплексов типа дивакансий либо комплексов с примесями.

При малых размерах первичных кластеров и небольшой концентрации вакансий в них должно иметь место разбегание вакансий с образованием вторичных устойчивых дефектов в основном за пределами исходного каскада смещений ("разбегающийся" первичный кластер). Если размер кластера и концентрация вакансий в нем достаточно велики, то образование устойчивых комплексов (преимущественно дивакансий) будет происходить, в основном, в объеме первичного каскада ("застывающий" кластер).

До настоящего времени эти представления являются общепринятыми. Вместе с тем Уоткинс [26], исследуя дефектообразование в кремнии при низкотемпературном облучении электронами с энергией 46 МэВ (для которых характерно образование каскадов смещений), установил, что дивакансии образуются как первичные дефекты и их концентрация не увеличивается при последующем повышении температуры до комнатной. Концентрация дивакансий составляла 5 % от концентрации вакансий.

В чем же состоят различия в каскадах смещений в кремнии, образующихся при облучении электронами с высокой энергией (46 МэВ) и нейтронами или ионами? Прежде всего это различие заключается в более высокой локальной плотности атомных смещений в случае облучения нейтронами и ионами. Но если дивакансии образуются как первичные в каскадах с меньшей плотностью смещений, то в случае большей плотности смещений эффективность их введения не должна быть ниже. Более того, дивакансии как первичные дефекты образуются и при облучении легкими частицами, когда каскады не возникают, т.е. образуются лишь изолированные точечные дефекты [27, 28].

Можно предположить, что при высокой локальной плотности дефектов в каскаде образующиеся дивакансии как первичные дефекты не проявляют своих индивидуальных свойств. Дивакансию как специфический центр со свойственной ей структурой и в еще большей степени

энергетическими состояниями можно рассматривать только на фоне совершенной кристаллической матрицы.

Вследствие упругих искажений решетки из-за окружающих дивакансию дефектов, прежде всего вакансий, концентрация которых примерно в 20 раз выше, дивакансия теряет свою индивидуальность. С отжигом вакансий кристаллическая матрица становится более совершенной и имеет место не дообразование дивакансий, а их проявление. К концентрационным эффектам мы еще вернемся в разделе 7.

Остановимся на известных экспериментах по дообразованию дивакансий [29, 30]. Увеличение концентраций дивакансий в кремнии, облученном при низкой температуре нейтронами или ионами, наблюдалось при повышении температуры с одновременной подсветкой низкоэнергетичными электронами. Процесс начинался при температуре 60 К. Концентрация дивакансий достигала тех же значений, что и без подсветки. Результаты интерпретировались как дообразование дивакансий.

Понижение температуры процесса связывалось с более высокой подвижностью вакансий в отрицательном зарядовом состоянии. Однако трудно ожидать одинаковой эффективности дообразования дивакансий из нейтральных вакансий и из вакансий в отрицательном зарядовом состоянии в силу электростатического взаимодействия между ними во втором случае. Этот эксперимент, на наш взгляд, не подтверждает дообразование дивакансий, а скорее ставит под сомнение данный механизм.

7. Радиационные дефекты в кремнии при облучении тяжелыми частицами

Радиационные нарушения в кремнии исследуются прежде всего методами, позволяющими следить за конкретными типами локальных центров. Расшифровка большинства из них следует из анализа спектров ЭПР. Широко используются оптические методы: ИК-поглощение, люминесценция. Пьезоспектроскопические исследования поглощения и люминесценции дают представления о симметрии центров точечных дефектов.

Накопление преобладающих дефектов вакансионного типа — дивакансий исследовалось методами ЭПР [31] и ИК-поглощения [32, 33]. На рис. 7 по данным ЭПР представлено изменение концентрации дивакансий в

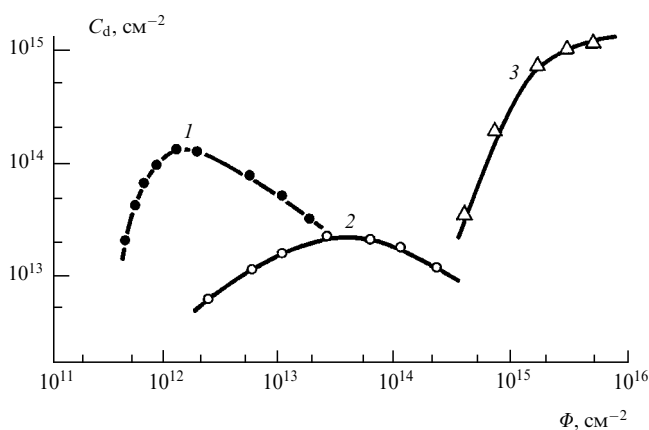


Рис. 7. Изменение концентраций дивакансий (1), тетравакансий (2) и центров аморфной фазы (3) в кремнии с ростом дозы ионов O^+ [31]

отрицательном зарядовом состоянии в слоях кремния, облученных различными дозами ионов O^+ . Здесь же показано накопление тетравакансий (Si-P3 -центров) [34], а также центров аморфной фазы (в спектрах ЭПР изотропной линии с g -фактором, равным 2,0055).

С ростом дозы ионов O^+ концентрации дивакансий и тетравакансий достигают максимума и затем начинают уменьшаться. Однако уменьшение концентраций этих дефектов не связано с аморфизацией кремния. Аморфизация начинается при значительно больших дозах облучения. Аналогичная картина накопления дивакансий в нейтральном зарядовом состоянии при облучении кремния различными ионами наблюдалась методом ИК-поглощения на полосе 1,8 $\mu\text{м}$ [32, 33].

Уменьшение концентраций дивакансий и тетравакансий обусловлено концентрационными эффектами самоподавления специфических свойств дефектов. Сильно нарушенные области, в которых точечные дефекты теряют свои индивидуальные свойства, но еще сохраняют кристаллическую структуру, в работе [33] названы КДО — кристаллическими дефектными областями. Согласно оценкам [32] предельная концентрация дивакансий в областях скопления, в которых они еще проявляют свои индивидуальные свойства, составляет 10^{20} см^{-3} .

В кремнии, облученном реакторными нейтронами, по данным ИК-поглощения [35] концентрации дивакансий в первичных областях скопления, т.е. образованных в одном каскаде смещений, составляет 10^{19} см^{-3} . Это значение характеризует среднюю концентрацию дефектов по области скопления. В ядре кластера их концентрация заметно больше.

То же самое справедливо и для кремния, имплантированного ионами средних масс с энергиями порядка 100 кэВ. Принимая во внимание, что концентрации образующихся вакансий примерно в 20 раз выше концентраций дивакансий, есть основания заключить, что ненаблюдаемость дивакансий в кремнии, облученном нейтронами или ионами при низких температурах, обусловлена концентрационными эффектами.

8. Исследования радиационных дефектов в кремнии интегральными методами

Как видно из рис. 7, между началом падения концентрации точечных дефектов и началом аморфизации имеется провал в информации о накоплении радиационных повреждений, если исследования проводятся дифференциальными методами, т.е. если отслеживаются конкретные дефектные центры. В этом случае могут быть полезны методы исследований общей нарушенности кристалла.

Из интегральных методов наиболее весомыми по объему выполненных исследований и результатам представляются методы оптического отражения, рентгенодифракционные, обратного рассеяния ионов. Метод обратного рассеяния ионов особенно информативен в режиме каналирования. Он позволяет определять не только интегральную степень нарушенности кристалла с распределением дефектов по глубине, но и локализацию примесных атомов. Именно в последнем основное достоинство этого метода.

В определении общей нарушенности кристалла рентгенодифракционные методы значительно чувствитель-

нее метода обратного рассеяния ионов. Исследования интерференции рентгеновских лучей, дифрагированных на имплантированном слое, позволяют построить профили распределений радиационных дефектов по глубине без разрушения слоя внедрения [36–38].

Определяющим параметром кристалла является период кристаллической решетки. Он чувствителен к легированию кристалла примесными атомами и к дефектам, возникающим при радиационных воздействиях. Период решетки может измеряться с минимальной погрешностью (10^{-8} Å) [39], однако основная масса рентгенодифракционных исследований выполнена с погрешностью $10^{-5} - 10^{-6}$ Å.

При облучении кремния реакторными нейтронами период решетки кремния увеличивается изотропно. В имплантированных слоях он изменяется в направлении нормали к плоскости имплантации, так как в плоскости имплантации слой жестко связан с подложкой. С началом аморфизации происходит разрыв межатомных связей и имеет место релаксация упругих напряжений [40].

На рис. 8а представлено изменение периода решетки Δa в слое кремния с ростом дозы Φ ионов Si^+ [41]. Кривая 1 отражает накопление собственных радиацион-

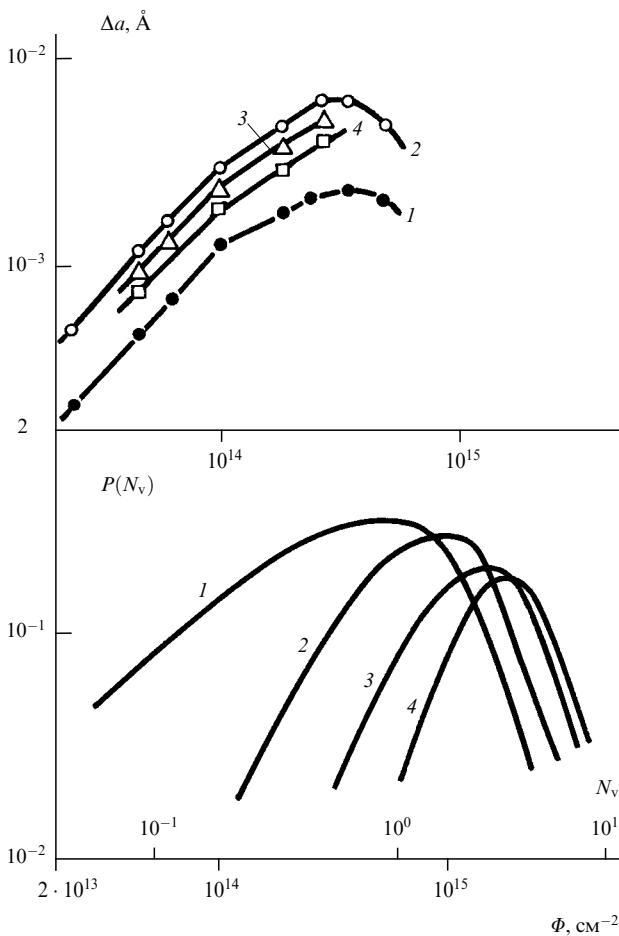


Рис. 8. (а) Изменение периода решетки кремния в результате внедрения ионов кремния (1) и предварительного легирования кристалла примесными атомами Sb, As, P (2–4) [41]; (1) Si(B), $\rho_0 = 10$ Ом см; (2) $\Phi_{\text{Sb}} = 2 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} ; (3) $\Phi_{\text{As}} = 1 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} ; (4) $\Phi_{\text{P}} = 2 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} . (б) Распределения относительных объемов, занимаемых непокрытыми (1) и n -кратно перекрытыми (2–4) областями скопления дефектов

ных дефектов. (Кривые 2–4 обсуждаются в разделе 10.) До дозы ионов Si^+ , равной $1 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} , когда вводятся изолированные области скопления дефектов, зависимость $\Delta a(\Phi)$ носит линейный характер. Сублинейный характер изменения $\Delta a(\Phi)$ при дозах Si^+ больше $1 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} обусловлен повышенной аннигиляцией дефектов при перекрытии каскадов смещений с ранее введенными областями скопления дефектов. Релаксация упругих напряжений в структурах с началом аморфизации при дозе ионов $6 \cdot 10^{14}$ cm^{-2} проявляется в загибе кривой $\Delta a(\Phi)$.

На рис. 8б представлены распределения относительных объемов, занимаемых непокрытыми областями скопления дефектов (кривая 1), дважды перекрытыми (кривая 2) и т.д. Эти распределения описываются вероятностями Пуассона. В случае имплантации ионов Si^+ в кремний предельная концентрация радиационных дефектов, соответствующая переходу материала в аморфное состояние, достигается при трехкратном перекрытии областей скопления дефектов, в случае имплантации ионов V^+ — при пятикратном перекрытии [42]. Предельная концентрация радиационных дефектов в областях скопления, при которой кремний переходит в аморфное состояние, составляет примерно $5 \cdot 10^{21}$ cm^{-3} [43].

Какие же дефекты ответственны за наблюдаемое увеличение периода решетки кремния при облучении высокоэнергетичными частицами? Для ответа на этот вопрос целесообразно рассмотреть характер восстановления периода решетки в имплантированном кремнии в процессе отжига.

Восстановление решетки кремния, имплантированного ионами Si^+ , при изохронном (15 мин) отжиге представлено кривой 1 на рис. 9. Период решетки восстанавливается на двух основных стадиях: при $100-280$ °C и $380-600$ °C. В кремнии, облученном нейтронами, в объеме кристалла отжиг дефектов заканчивается при 700 °C, на поверхности — при 600 °C [44]. Более низкие температуры отжига дефектов в имплантированных

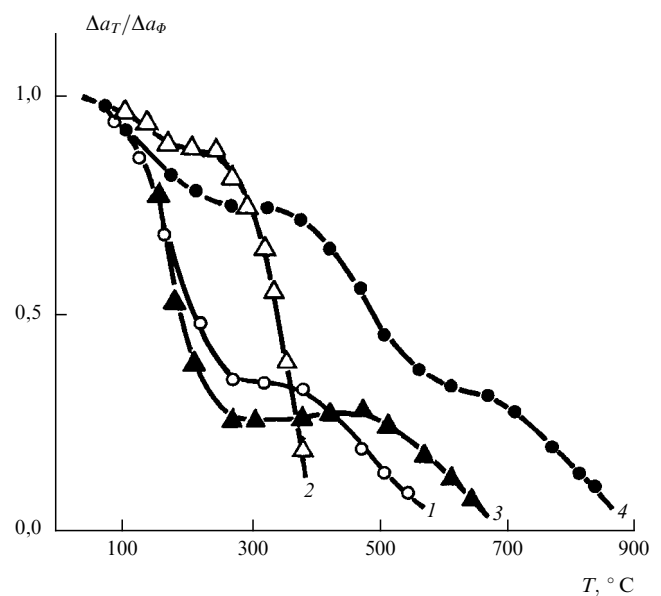


Рис. 9. Восстановление периода решетки кремния, имплантированного ионами Si^+ (1), Li^+ (2), P^+ (3), V^+ (4) в процессе изохронного отжига [47]

слоях и у поверхности кристаллов, облученных нейтронами, связываются с тем, что поверхность является стоком для радиационных дефектов.

Первая стадия восстановления периода решетки совпадает по температурному интервалу с отжигом дивакансий. На второй стадии отжигаются многовакансионные комплексы, например пятивакансионные (Si-P1-центры) и другие, еще не идентифицированные. Судя по данным [45, 46], эти сложные комплексы образуются не при облучении, а при последующей термообработке и являются продуктом структурной перестройки дефектов.

Для доказательства того, что на первой стадии отжигаются преимущественно дивакансии, был выполнен эксперимент по изучению отжига дефектов в кремнии, облученном ионами Li^+ [47]. При облучении ионами Li^+ дивакансии в кремнии вводятся с такой же эффективностью, как и в случае других легких ионов. Но стадия отжига дивакансий в этом случае отсутствует.

После термообработки при температуре около 80°C литий становится подвижным и захватывается на дивакансии. Образующиеся комплексы отжигаются при более высоких температурах, чем дивакансии [48]. Подобная ситуация имеет место и в восстановлении периода решетки. В кремнии, имплантированном ионами Li^+ , период решетки восстанавливается в том же температурном интервале, в котором отжигаются комплексы лития с дивакансиями (кривая 2 на рис. 9). Важность этого эксперимента состоит в доказательстве того, что вакансионные дефекты в кремнии могут увеличивать период решетки.

По аналогии с металлами ряд авторов [49, 50] предполагал, что вакансионные дефекты должны приводить к уменьшению периода решетки кремния, а увеличение может быть связано только с дефектами межузельного типа. В ковалентных кристаллах дело обстоит сложнее, чем в металлах. Оборванные связи в области дефектов замыкаются, образуя "дефектную" молекулу. Характер этих связей и определяет релаксацию атомов первой координационной сферы в область дефекта или из него. Соответственно, период решетки уменьшается или увеличивается.

Расчеты на основе данных ЭПР [51] показали, что знак смещений атомов в области моновакансии в кремнии зависит от ее зарядового состояния. Для дивакансий в отрицательном и положительном зарядовом состояниях смещения атомов направлены одинаково — от дефекта, но модули смещений для этих двух зарядовых состояний различны. Если осуществлять перезарядку дефектов оптическим методом или путем инъекции носителей заряда, то решетка должна сжиматься и расширяться с частотой перезарядки преобладающих дефектов.

При имплантации в кремний примесных атомов возникают комплексы дефектов с примесями. В кремнии, имплантированном ионами P^+ , помимо E-центров [5], образуются сложные комплексы с температурой отжига на 100°C выше температуры отжига собственных многовакансионных комплексов (кривая 3 на рис. 9) [47].

В кремнии, имплантированном ионами B^+ , возникают дефекты, отжигающиеся на высокотемпературной стадии: $700\text{--}900^\circ\text{C}$ (кривая 4 на рис. 9). Их концентрации растут сверхлинейно с дозой ионов B^+ ($C_d \propto \Phi^2$) [52]. В образовании сложных комплексов с радиационными дефектами участвуют Sb и As [41].

9. Устойчивые комплексы, включающие межузельные атомы кремния

Концентрации идентифицированных методом ЭПР устойчивых при комнатных температурах межузельных комплексов на несколько порядков ниже концентраций дивакансий [35].

О существовании в заметных концентрациях дефектов межузельного типа свидетельствовали данные исследований облученного кремния методом внутреннего трения [53]. Электронно-микроскопические исследования остаточных нарушений в облученном и затем отожженном кремнии показали существование дефектов упаковки внедренного типа [54]. Исходным "материалом" для них могли быть межузельные атомы Si, образующиеся при распаде межузельных комплексов.

В [47, 55] концентрации устойчивых комплексов межузельного типа и температуры их отжига определялись рентгенодифракционным методом. Эти исследования основывались на известном явлении вытеснения элементов III группы из узлов решетки кремния межузельными атомами Si (эффект Уоткинса). Ожидалось, что процесс замещения имеет место и при термообработке облученных образцов, если в процессе отжига комплексов освобождаются межузельные атомы Si.

Вытеснение атомов бора из узлов легко контролируется по изменению периода решетки кристалла. Атомы бора имеют ковалентный радиус ($0,8\text{ \AA}$), меньший, чем атомы Si ($1,175\text{ \AA}$) и, располагаясь в узлах, сжимают решетку кремния. При вытеснении атомов бора из узлов период решетки должен увеличиваться. Это действительно имеет место в сильно легированном бором ($\rho_0 = 0,005\text{ Ом см}$) и имплантированном кремнии. На кривые восстановления периода решетки накладываются стадии "обратного" отжига (рис. 10). В кремнии, имплантированном ионами B^+ , стадии "обратного" отжига лежат при температурах 120 и 480°C , в случае ионов P^+ — при 160 и 560°C .

Исследования отжига дефектов в слоях кремния, имплантированных элементами III–V групп, а также отжига дефектов при возбуждении слоев низкоэнергетичными (10 кэВ) электронами показали, что температуры отжига межузельных комплексов зависят от их зарядового состояния [56]. В положительном зарядовом состоянии межузельные дефекты, отнесенные к Si-P6- и Si-B3-центрам, отжигаются при 120 и 480°C соответственно, в нейтральном зарядовом состоянии — при 160 и 560°C [5].

В положительном зарядовом состоянии Si-P6-центры при термообработке перестраиваются в более стабильную конфигурацию Si-B3. Это согласуется с данными ЭПР [57]. В нейтральном зарядовом состоянии Si-P6-центры отжигаются (разрушаются) с освобождением подвижных межузельных атомов Si. Оценки показали, что концентрации межузельных комплексов сравнимы с концентрациями дивакансий.

Возникает вопрос: почему в сильно легированном бором кремнии атомы бора не вытесняются еще в процессе имплантации? Число выбитых из узлов атомов Si более чем на порядок превышает число устойчивых комплексов. В [58] это связывается с зарядовым состоянием дефектов. При имплантации ионов в кремний значительная часть энергии иона теряется на неупругие взаимодействия (в случае ионов B^+ с энергией 100 кэВ около 80%).

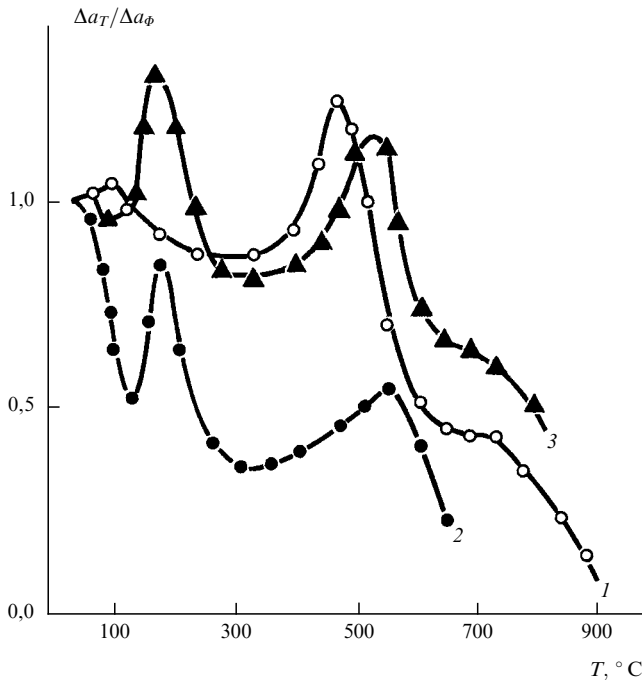


Рис. 10. Восстановление периода решетки кремния, сильно легированного бором и имплантированного ионами B^+ (1, 3) и P^+ (2) [58]

Высокий уровень ионизации может приводить к тому, что первичные радиационные дефекты, в том числе и выбитые атомы Si, будут заряжаться, захватывая неравновесные электроны. Это будет препятствовать замещению ими отрицательно заряженных атомов бора в узлах решетки. Подтверждением тому служат эксперименты по термоотжигу облученных образцов с электронной "подсветкой" (кривая 3 на рис. 10) [58].

С зарядовым состоянием межузельных атомов Si при имплантации в работе [58] связывают различия, по данным авторов [59, 60], в долях атомов бора, располагающихся в узлах решетки непосредственно при внедрении. Причина заключается в разных условиях имплантации, прежде всего в плотности тока ионов. Доля атомов бора в узлах определяется не только захватом на вакансии, но и процессом замещения межузельными атомами Si, который зависит от уровня ионизации.

10. Накопление радиационных дефектов в сильно легированном кремнии

Исследования Хирвонена и Эйзена [61] показали, что доза аморфизации кремния не зависит от уровня его легирования бором до концентраций примесей порядка 10^{20} см^{-3} . В работах [62, 63] установлено влияние на дозу аморфизации кремния примесей III и V группы при их концентрациях $4 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$. Однако эти эксперименты не характеризуют накопление собственных дефектов. При таком уровне легирования возможные концентрации комплексов радиационных дефектов с примесями сравнимы с предельной концентрацией дефектов, соответствующей переходу материала в аморфное состояние.

В [41, 64] исследовалось накопление при имплантации ионов Si дефектов в слоях кремния *n*-типа с уровнем легирования порядка 10^{19} см^{-3} (см. кривые 2–4 на рис. 8). При таком уровне легирования в кремнии *n*-типа наблюдаются более высокие скорости введения и накопления

устойчивых дефектов по сравнению с нелегированными образцами. В легированных слоях наблюдаются также более высокие предельные концентрации дефектов в слое внедрения, соответствующие началу аморфизации. Вместе с тем дозы аморфизации для нелегированного и сильно легированного кремния *n*-типа одинаковы и имеет место при трехкратном перекрытии областей скопления дефектов.

Различия в эффективностях дефектообразования связывают с интенсивностями аннигиляционных процессов. В сильно легированных слоях кремния *n*-типа аннигиляции, по-видимому, препятствует барьер между одноименно заряженными подвижными вакансиями и межузельными атомами Si, с одной стороны, и устойчивыми дефектами, с другой.

Наиболее эффективно замедляется аннигиляция дефектов в областях их скопления. В этом случае нет необходимости каждому устойчивому дефекту захватывать носитель заряда. Захваченные на внешнюю оболочку областей скопления электроны образуют барьер, препятствующий проникновению в них не только электронов (модель Госсика [65]), но и одноименно заряженных вакансий и межузельных атомов Si.

Подавление аннигиляционных процессов обуславливает большие концентрации дефектов в областях скопления и большие их размеры. Этим можно объяснить непонятное, на первый взгляд, различие в предельных значениях Δa , т.е. концентраций дефектов, соответствующих началу аморфизации. Дело в том, что дефекты в областях скопления распределены неравномерно. Концентрация дефектов максимальна в центральной части кластера; к периферии она убывает.

Аморфизация наступает при перекрытии центральных областей кластеров. Дефекты на периферии областей скопления не участвуют на начальном этапе в аморфизации, но вносят вклад в наблюдаемое изменение периода решетки. Этот вклад больше в сильно легированном кремнии. Наблюдаемые различия состоят не только в эффективности накопления дефектов, но и в скорости их введения. Необходимо чтобы предложенная модель была справедлива и на начальном этапе облучения. Это действительно так, поскольку установлено, что, помимо основного каскада смещений, вокруг него образуется ряд субкаскадов.

Разбегающиеся из возникающих кластера и субкластеров подвижные вакансии и межузельные атомы Si взаимно проникают в эти области (рожденные одним первичным атомом отдачи) с последующей возможной аннигиляцией с устойчивыми дефектами. В сильно легированном кремнии в силу образующегося барьера уровень аннигиляции ниже, т.е. имеет место более высокая скорость введения стабильных дефектов.

Изложенная модель позволяет понять ранее установленный, но до сих пор, в сущности, не объясненный факт накопления радиационных дефектов вплоть до аморфизации лишь в том случае, если дефекты вводятся в виде областей скопления [66]. Источником перезарядки дефектов могут быть не только легирующие примеси. В перезарядке участвуют и неравновесные носители заряда, возникающие в процессе имплантации [58].

В опытах по исследованию дообразования дивакансий из вакансий при подсветке электронами установлено, что из неравновесных носителей заряда вакансии преимущественно захватывают электроны [29, 30].

11. Эффекты, связанные с межузельными атомами кремния

Как было сказано выше, даже после низкотемпературной имплантации облучения кремния электронами или нейтронами изолированные межузельные атомы Si не проявляют себя как электрически активные центры. Однако вторичные явления, связанные с их появлением и миграцией, наблюдаются экспериментально. В первую очередь к таким явлениям относят вытеснение замещающих кремний примесных атомов, в частности алюминия (акцептор), из узлов решетки. Этот эффект часто называют эффектом Уоткинса.

Помимо вытеснения примесных атомов из узлов, межузельные атомы кремния могут образовывать комплексы, например, с атомами бора и углерода, природу и симметрию которых удалось установить путем анализа спектров ЭПР. В случае если кристаллы кремния содержат дислокации, они должны представлять собой естественные стоки для выхода на них межузельных атомов.

Процесс вытеснения атомов III группы межузельными атомами Si играет важную роль в электрической активации и диффузии имплантированной примеси в кремнии. С этим процессом связывают "обратный" отжиг в зависимости концентрации носителей заряда от температуры отжига в кремнии, имплантированном бором [67], а также аномально большие значения коэффициента диффузии бора в имплантированном кремнии при импульсном отжиге [68].

Процесс замещения приводит к перераспределению атомов бора в "быстрый" межузельный канал диффузии. Этим же можно объяснить аномальную термодиффузию бора в кремнии в условиях окисления его поверхности [69]. При окислении создаются избыточные межузельные атомы Si.

Уоткинс обнаружил вытеснение элементов III группы из узлов решетки кремния межузельными атомами Si, образующимися при облучении кремния высокоэнергетическими электронами при 4,2 К. Это явление наблюдалось и при более низких температурах (1,6 и 0,5 К) [70, 71], что поставило вопрос о безактивационном (атермическом) механизме миграции атомов Si в кремнии.

Была разработана модель, известная как модель Бургуэна и Корбетта [72, 73], согласно которой миграция атомов в решетке при столь низких температурах обусловлена переходом атома из одного равновесного межузельного состояния в другое (из тетраэдрического в гексагональное и т.д.) при изменении его зарядового состояния. Родственным модели Бургуэна является эстафетный механизм миграции гантельного межузельного состояния при смене его заряда [74]. Этот механизм предполагает случайную миграцию атомов Si до их встречи с элементами III группы.

В [75, 76] исследовалось вытеснение примесей замещения при отжиге устойчивых межузельных комплексов в зависимости от их концентраций и концентраций примесей. Обнаружено вытеснение не только примесей III, но и V группы. При этом, как было установлено, эффективность вытеснения коррелирует с величиной несоответствия ковалентных радиусов атомов примеси и атома кремния.

Изучалось также воздействие на процессе замещения электронной подсветки и легирования дополнительными примесями IV группы. Авторы [75, 76] пришли к заклю-

чению, что атермическое движение межузельных атомов Si в решетке кремния при очень низких температурах представляет собой движение в поле упругих деформаций, создаваемых примесными атомами с отличными от атомов матрицы ковалентными радиусами.

Были определены радиусы сфер, попадая в которые межузельные атомы Si направленно движутся к атомам примесей. Для B, Sb, P, As радиусы сфер вытеснения близки к значениям 200, 100, 40, 0 Å. Для примесей IV группы C, Sn, Ge они составляют примерно 250, 120, 27 Å. Вытеснение атомов P из узлов решетки кремния непосредственно при облучении наблюдалось методом ЭПР в [77].

В отсутствие примесей замещения межузельные атомы Si могут накапливаться при низкотемпературном облучении. В пользу этого говорят данные Уоткинса [78], наблюдавшего отжиг дивакансий в облученном при низких температурах кремнии при повышении температуры до 140 К.

12. Заключение

Применение ионной имплантации обеспечило реализацию преимуществ планарной технологии в микроэлектронике. В перспективе использование ионов высоких энергий даст возможность получать многослойные структуры, что явится новым шагом в развитии интегральной микроэлектроники.

Возникающие при облучении кремния быстрыми нейтронами и ионами преобладающие дефекты вакансионного типа — дивакансии являются первичными дефектами. В соизмеримых концентрациях с дивакансиями вводятся два типа межузельных комплексов. Температуры их отжига зависят от зарядового состояния. В положительном зарядовом состоянии они отжигаются вблизи 120 и 460 °С; в нейтральном — вблизи 160 и 560 °С. Накопление радиационных дефектов вплоть до аморфизации возможно лишь при введении областей скопления дефектов.

Причиной миграции межузельных атомов кремния в решетке кремния при температурах, близких к 0 К, являются примеси замещения. Межузельные атомы Si движутся в полях упругих деформаций, создаваемых атомами с ковалентными радиусами, отличными от радиуса атома решетки. Этому же механизму, по-видимому, обязаны геттерирующие свойства некоторых тяжелых примесей, не обязательно находящихся в положении замещения, например редкоземельных элементов.

Список литературы

1. Броудай И, Мерей Дж *Физические основы микротехнологии* (М.: Мир, 1985) с. 494
2. Вавилов В С *УФН* 145 329 (1985)
3. Рейви К *Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии* (М.: Мир, 1984) с. 475
4. Мильвидский М Г, Освенский В Б *Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников* (М.: Металлургия, 1984) с. 240
5. Вавилов В С, Киселев В Ф, Мукашев Б Н *Дефекты в кремнии и на его поверхности* (М.: Наука, 1990) с. 212
6. Бор Н *Прохождение атомных частиц сквозь вещество* (М.: ИЛ, 1950) с. 150
7. Кумахов М А, Комаров Ф Ф *Энергетические потери и пробеги ионов в твердых телах* (Минск: Изд-во БГУ, 1979) с. 319
8. Буренков А Ф, Комаров Ф Ф, Кумахов М А, Темкин М М *Таблицы параметров пространственного распределения ионно-имплантированных примесей* (Минск: Изд-во БГУ, 1980) с. 352

9. Blood P, Deurnaley G, Wilkins M *Radiat. Eff.* **21** 245 (1974)
10. Michel J, Kimerling L et al. *Mat. Sci. Forum.* Part 2 **143-147** 707 (1993) (Eds H Heinrich, W Jantssih *Trans. Tech. Publ.*)
11. Biersack J P, in *Ion beam modification of materials: Proc. Int. Conf. IBMM 92* (North Holland, 1993) V.1, p. 12
12. Гусев В М, Гусева М И и др. *ФТТ* **7** 2077 (1965)
13. Гусев В М, Гусева М И *Природа* **12** 25 (1979)
14. James H, Lark-Norovitz K Z. *Phys. Chem.* **198** 107 (1951)
15. Двуреченский А В, Качурин Г А, Нидаев Е В, Смирнов Л С *Импульсный отжиг полупроводниковых материалов* (М.: Наука, 1982) с. 208
16. Корбетт Дж, Бургуэн Ж, в кн. *Точечные дефекты в твердых телах* (Ред. Б И Болтакс, Т В Машовец, А Н Орлова) (М.: Мир, 1979) с. 305
17. Динс Дж, Виньярд Дж *Радиационные эффекты в твердых телах* (М.: ИЛ, 1960) с. 523
18. Brinkman J J. *Appl. Phys.* **25** 961 (1954)
19. Seitz F, Koehler J *Solid State Phys.* **2** 307 (1954)
20. Вавилов В С, Кив А Е, Ниязова О Р *Механизмы образования и миграции дефектов в полупроводниках* (М.: Наука, 1981) с. 368
21. Клиггер М И и др. *УФН* **147** (3) 523 (1985)
22. Watkins G D *Mat. Sci. Forum* Part 2 **143-147** 5 (1993) (Eds H Heinrich, W Jantssih *Trans. Tech. Publ.*)
23. Aleshchenko Yu A et al. *Radiat. Eff. and Defects in Solids* **25** 323 (1993)
24. Павлов П В, Демидов Е С, Зорина Г Н *ФТТ* **21** 984 (1987)
25. Vinetskii V L, Kondrachuk A V *Radiat. Eff.* **30** 227 (1976)
26. Watkins G D, in *Lattice defects in Semiconductors* (Conf. Ser. 23, 1974) (L.: Inst. of Physics, 1975) p. 1
27. Corbett J W, Watkins G D *Phys. Rev. Lett.* **7** 314 (1961)
28. Corbett J W, Watkins G D *Phys. Rev. Lett.* **138** 555 (1965)
29. Whan R E J. *Appl. Phys.* **37** 3378 (1966)
30. Barness C E *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **NS-16** 28 (1969)
31. Brower K L, Beezhold W J J. *Appl. Phys.* **43** 3499 (1972)
32. Stein H J, Vook F L, Brice D K et al. *Radiat. Eff.* **6** 19 (1970)
33. Баранова Е К, Гусев В М, Мартыненко Ю В и др., в кн. *Радиационные дефекты в полупроводниках* Доп. (Минск: Изд-во БГУ, 1972) с. 8
34. Brower K L, in *Proc. 5th Int. Conf. Ion Implant.* (Boulder, Colorado, 1976)
35. Cheng L J, Lori J *Phys. Rev.* **171** 856 (1968)
36. Speriosu V S, Glass H L, Kobayshi T *Appl. Phys. Lett.* **34** 539 (1979)
37. Kyutt R N, Petrashen P V, Sorokin M L *Phys. Status Solidi A* **60** 381 (1980)
38. Tkachev V D, Holzer G, Chelyadinskii A R *Phys. Status Solidi A* **85** K43 (1984)
39. Baker J A, Tucker T N, Moyer N E, Bacchert R C J. *Appl. Phys.* **39** 4365 (1968)
40. Eer Nisse E P *Appl. Phys. Lett.* **18** 581 (1971)
41. Araika Rivera O J, Chelyadinskii A R, Dravin V A et al. *Nucl. Instrum. Methods B* **73** 503 (1993)
42. Стельмах В Ф, Ткачев В Д, Челябинский А Р *ФТТ* **12** 2074 (1978)
43. Grob A, Grob J J, Golanskii A *Nucl. Instrum. Methods B* **19/20** 55 (1987)
44. Стельмах В Ф, Челябинский А Р *Электронная техника. Материалы* **7** 77 (1980)
45. Jung W, Newell G S *Phys. Rev.* **132** 648 (1963)
46. Ботвин В А, Горелкинский Ю В, Сигле В О и др. *ФТП* **6** 1683 (1972)
47. Berezhnov N I, Stelmakh V F, Chelyadinskii A R *Phys. Status Solidi A* **78** K121 (1983)
48. Баранова Е К, Гусев В М, Стрельцов Л Н, в кн. *Радиационные дефекты в полупроводниках* Доп. (Минск: Изд-во БГУ, 1972) с. 8
49. Negrini P, Servidori M, Solmi S *Philos. Mag.* **A 61** 553 (1990)
50. Смирнов И Н, Пономарев А И, Шемелев В Н *ФТП* **18** 680 (1984)
51. Жевно А Н, Сидорик В В, Ткачев В Д *ДАН БССР* **20** 409 (1976)
52. Стельмах В Ф, Ткачев В Д, Челябинский А Р *ФТТ* **20** 2196 (1978)
53. Tan S J, Berry B S, Frank W J F, in *Ion implantation in semiconductors and other mater* (Ed. B L Crowder) (N.Y.: Plenum, 1974) p. 19
54. Seshan K, Washburn J *Radiat. Eff.* **26** 31 (1975)
55. Бережнов Н И, Стельмах В Ф, Челябинский А Р *Изв. вузов. Физика* **7** 76 (1984)
56. Jadan M, Berezhnov N I, Chelyadinskii A R, in *Abstr. X Int. Conf. Ion Implant. Technology* (Catania, Italy, 1994)
57. Brower K L *Phys. Rev.* **14** 872 (1976)
58. Бережнов Н И, Супрун-Белевич Ю Р, Челябинский А Р, Хаки Исмаиль Хаки Тахер *Изв. вузов. Физика* **4** 55 (1981)
59. Eriksson L, Davies J A, Denhartog J *Can. Nucl. Technol.* **5** 40 (1966)
60. North J C, Gibbson W M *Appl. Phys. Lett.* **16** 126 (1970)
61. Hirvonen J K, Eisen F H *Appl. Phys. Lett.* **19** 14 (1971)
62. Двуреченский А В, Попов В П, Кашников Б П, Гриппентрог М *Поверхность. Физика* **9** 77 (1986)
63. Гретцшль Р, Двуреченский А В, Попов В П *ФТТ* **28** 3334 (1986)
64. Хаки Исмаиль Хаки Тахер *Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук* (Минск: БГУ, 1993)
65. Gossick B R J. *Appl. Phys.* **30** 1214 (1959)
66. Matthews M D, Ashby S J *Philos. Mag.* **27** 1313 (1973)
67. Webber R F, Thorn R S, Large L N *Int. J. Electron.* **26** 163 (1969)
68. Стельмах В Ф., Супрун-Белевич Ю Р, Челябинский А Р *Изв. вузов. Физика* **9** 115 (1987)
69. Antoniadis D A, Moskowitiz I J. *Appl. Phys.* **53** 6788 (1982)
70. McKeighen R E, Koehler J C *Phys. Rev.* **B 4** 362 (1971)
71. Gwozdz P S, Koehler J S *Phys. Rev. B* **6** 4571 (1972)
72. Bourgoin J C, Corbett J W *Inst. Phys. Conf. Ser.* **23** 149 (1975)
73. Weiser K *Phys. Rev.* **126** 1427 (1962)
74. Герасимов А Б., Церцвадзе А А *ФТП* **13** 350 (1979)
75. Бережнов Н И, Супрун-Белевич Ю Р, Челябинский А Р, в кн. *Тез. докл. Всесоюз. конф. по физике полупроводников* (Киев, 1990) Ч. 1, с. 274
76. Berezhnov N I, Chelyadinskii A R, Jadan M, Suprun-Belovich Yu R *Nucl. Instrum. Methods B* **73** 357 (1993)
77. Ахметов В Д, Болотов В В, Камаев Г Н, Смирнов Л С *ФТП* **24** 72 (1990)
78. Watkins G D, in *Radiation Effects in Semiconductors* (N.Y.: Plenum Press, 1968) p. 67

THE ION IMPLANTATION OF IMPURITIES INTO SILICON SINGLE CRYSTALS: THE EFFICIENCY OF THIS METHOD AND THE RADIATION DAMAGE

V.S. Vavilov

P.N. Lebedev Institute of Physics, Russian Academy of Sciences

Leninskii prosp. 53, 117924 Moscow

Tel. (7-095) 135-05 51, Fax (7-095) 138-22 51

E-mail: dravin@sci.fian.msk.su

A.R. Chelyadinsky

Belorussian State University, Physics Department

prosp. F. Skoriny 4, 220050 Minsk, Belarus

Tel. (7-0172) 26-57 44, Fax (7-0172) 26-59 40, 20-82 72

The ion implantation is analyzed from the point of view of its efficiency as a method of doping of silicon by donor and acceptor impurities, of the synthesis of compounds including silicon, of the creation of gettering layers and optoelectronic structures. The processes of the introduction and accumulation of impurities, as well as the annealing of the radiation damage in silicon in ion-implanted silicon are analyzed. Special attention is given to the behavior of interstitial defects. The mechanisms of athermal migration of silicon atoms in the crystal lattice are described.

PACS numbers: 68.55.Ln, 78.50.Ge

Bibliography — 78 references

Received 16 November 1994, revised 19 January 1995