

# Перераспределение глубоких примесей селена и серы в кремнии при легировании поверхности фосфором

© Ю.А. Астров<sup>¶</sup>, В.А. Козлов\*, А.Н. Лодыгин, Л.М. Порцель,  
В.Б. Шуман, Е.Л. Gurevich<sup>+</sup>, R. Hergenröder<sup>+</sup>

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

\* НПО „ФИД-Техника“,

195220 Санкт-Петербург, Россия

<sup>+</sup> Institute for Analytical Sciences,

44139 Dortmund, Germany

(Получена 17 ноября 2008 г. Принята к печати 25 ноября 2008 г.)

Исследуется воздействие кратковременного высокотемпературного прогрева на образцы Si:Se и Si:S, поверхностные слои которых легированы фосфором с высокой концентрацией. Обнаружено существенное увеличение удельного сопротивления объема пластин вплоть до глубин  $\sim 10$  мкм. Экспериментальные данные свидетельствуют, что эффект обусловлен ускоренной диффузией халькогена в присутствии легированной фосфором приповерхностной области. В основе явления лежит инжекция неравновесных межузельных атомов кремния из сильно легированного фосфором слоя в объем образца. Это ведет к смещению равновесия между концентрациями узельных и межузельных положений примеси (в сторону роста последней) и, как следствие, к увеличению доли быстродиффундирующей межузельной компоненты примеси.

PACS: 61.72.sh, 61.72.Yx, 71.55.Cn

## 1. Введение

Известно, что в условиях избыточной концентрации межузельных атомов кремния  $Si_i$  может происходить заметное увеличение коэффициентов диффузии для некоторых примесей III и V групп [1,2]. Генерация избыточной плотности междоузлий в кристалле может возникать, например, при диффузии фосфора с высокой поверхностной концентрацией [3,4] либо во время послеимплантационного отжига — вследствие распада кластеров межузельных атомов [1,2].

В настоящей работе показано, что легированный фосфором слой кремния может существенно ускорять процесс диффузии также примесей VI группы — селена и серы. При легировании образцов Si:Se и Si:S фосфором нами создавались условия, способствующие введению в кристаллы неравновесной концентрации центров  $Si_i$  и исследовалось влияние этого фактора на распределения S и Se, первоначально равномерно легирующих Si. Полученные результаты, в частности, подтверждают гипотезу авторов исследования [5] относительно механизма диффузии Se и S в кремнии. Именно в цитируемой работе предполагается, что диффузионный транспорт этих элементов осуществляется в значительной степени по междоузлиям, где подвижность примеси высока. Такой механизм включает следующую реакцию диссоциации, при которой примесь переходит из узла в положение внедрения:



где  $Si_s$  — атом кремния в узельном положении, а  $A_i$ ,  $A_s$  — атомы примеси в междоузлии и узле соответ-

ственно. В случае увеличения концентрации  $Si_i$  относительно равновесного значения реакция (1) сдвигается вправо, что должно приводить к росту концентрации межузельной компоненты примеси и, таким образом, к увеличению скорости диффузионного процесса.

## 2. Эксперимент

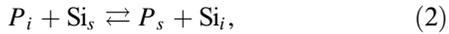
В работе использованы пластины  $p$ -Si толщиной около 1 мм с ориентациями  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$ , легированные бором, с исходным удельным сопротивлением в диапазоне  $20\text{--}10^4$  Ом·см. Легирование селеном и серой проводилось путем диффузии из газовой фазы в запаянных кварцевых ампулах при температуре 1240 и 1200°C соответственно, в течение времени, достаточного для однородного легирования. Давление пара халькогена  $P_{\text{vap}}$  в процессе диффузии находилось в диапазоне 0.5–1.0 атм. После диффузии все образцы имели  $n$ -тип проводимости. Концентрация электрически активных центров серы и селена в легированных образцах зависела от величины  $P_{\text{vap}}$  и вводимой примеси и была в интервале  $3 \cdot 10^{15}\text{--}3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup> [6–8]. Так же как и в предыдущих работах, ее величина определялась путем измерения эффекта Холла в диапазоне температуры 78–300 К с последующим сравнением полученных экспериментальных зависимостей с теоретическими, которые описывают статистическое равновесие легированного и компенсированного полупроводника [9]. После шлифовки и полировки одной из поверхностей пластины разрезались на несколько частей, которые подвергались дальнейшей обработке.

В работе использовались два способа обработки легированных примесью халькогена образцов, которые, как

<sup>¶</sup> E-mail: yuri.astrov@mail.ioffe.ru

известно, приводят к введению избыточных межузельных атомов кремния:

а) диффузия в образцы Si:Se фосфора с высокой ( $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ) поверхностной концентрацией при  $T = 850^\circ\text{C}$  в течение 40 мин либо трех часов. Согласно [4], в таком процессе из легированной фосфором области идет поток избыточных межузельных атомов кремния вследствие того, что межузельные атомы фосфора  $P_i$  переходят в узлы по реакции



где  $P_s$  — узельный атом фосфора;

б) ионная имплантация фосфора в образцы Si:Se и Si:S при энергии ионов 100 кэВ дозой  $10^{15} \text{ см}^{-2}$ , которая достаточна для аморфизации поверхностного слоя кремния глубиной  $\sim 0.2$  мкм. Концентрация фосфора в легированном слое при этом достигает  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Имплантация сопровождалась отжигом образцов в вакууме. В этих условиях источником избыточных  $\text{Si}_i$  может служить не только  $n^+$ -слой. На границе аморфизованного слоя и неповрежденной области Si образуется область, обогащенная межузельными атомами кремния, а на стороне, обращенной к поверхности кристалла, — область, обогащенная вакансиями [10]. На наличие избыточных межузельных атомов кремния за пределами проекционной зоны указано, например, в [11]; при термообработке происходит растворение кластеров межузельных атомов, присутствующих в „хвосте“ поврежденной, которое ведет к большому избытку междоузлий.

Образцы, как прошедшие диффузию фосфора, так и после ионной имплантации, разрезались на две части, на каждой из которых создавался косой шлиф с полированной поверхностью (при соотношении высоты к основанию 1:100).

На одном из шлифов с помощью метода лазерной абляции и масс-спектрометрии индуктивно связанной плазмы (Laser Ablation Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry, LA-ICP-MS, — см. [12]) производилось измерение распределения элементов по глубине. Отметим, что этот метод широко применяется в аналитической химии для анализа твердых образцов. Он особенно полезен, когда необходимо провести анализ состава с высоким пространственным разрешением компонентов, концентрации которых могут отличаться на несколько порядков. В установке использовался фемтосекундный лазер „Hurricane“ производства фирмы Spectra Physics. Длина волны излучения лазера составляла 800 нм, длительность импульса — около 100 фс. Диаметр пятна лазера на исследуемой мишени составлял 20–30 мкм. Для транспортировки вещества пробы в масс-спектрометр применялся гелий. С его помощью частицы пробы поставлялись в аргоновую плазму прибора для анализа.

Глубина кратера, образующегося на поверхности образца за один лазерный импульс, при выбранных в опытах энергии лазера и схеме фокусировки излучения на мишени составляла приблизительно 20 нм. Для улучшения соотношения сигнал/шум производилось несколько

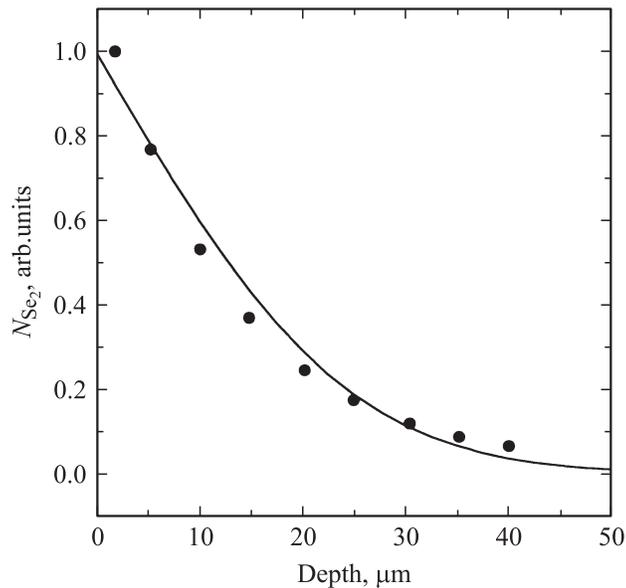
выстрелов лазера при неподвижном положении образца; затем образец передвигался параллельно границе шлифа на расстояние, несколько превышающее радиус лазерного пятна. Такая процедура многократно повторялась, так что общая длина сканирования лазерного пучка вдоль выбранной линии составляла примерно 1 мм. Тем самым осуществлялся анализ значительного объема материала образца для заданного удаления от поверхности. Затем расстояние от границы шлифа менялось и вновь проводилось сканирование луча лазера вдоль линии, параллельной границе шлифа. В результате можно было получить информацию о распределении элементов по глубине исследуемого образца, причем этот метод позволяет определить полную концентрацию примеси.

Вторая часть образца с шлифом использовалась для нахождения распределения удельного сопротивления  $\rho$  по глубине пластины. Соответствующие измерения выполнялись с помощью вычислительно-измерительного комплекса ВИК-УЭС СР 16.<sup>1</sup> Данный прибор позволяет определять  $\rho$  вещества однозондовым методом — из измерений сопротивления растекания. Перед измерениями на полированную сторону образца наносился слой никеля с помощью распыления в вакууме. Никелевое покрытие служило в качестве распределенного низкоомного контакта к образцу в цепи питания зонда установки током. Установка позволяет сканировать поверхность косого шлифа образца с шагом до 5 мкм. Это обеспечивало возможность измерения профиля  $\rho$  по глубине в исследуемых нами образцах с минимальным шагом 50 нм.

Оба вида измерений проводились при комнатной температуре. В связи с этим отметим, что легирование кремния селеном и серой в описываемых опытах проводилось таким образом, что проводимость образцов при комнатных температурах в основном определяется термической ионизацией сравнительно неглубоких донорных состояний: для случая легирования селеном — центрами глубиной  $\sim 0.2$  эВ [6,7], а в случае серы — уровнями  $\sim 0.18$  эВ [8]. Достаточно хорошо установлено, что эти состояния связаны с образованием „молекулярных“ центров халькогена ( $\text{Se}_2$  и  $\text{S}_2$ ) (см. [13–15]). Такая квазимолекула формируется благодаря взаимодействию двух атомов халькогена, которые находятся в соседних узлах решетки.

Для апробации метода нахождения пространственных профилей концентрации глубокой электрически активной примеси с использованием однозондовых измерений проводился следующий опыт. Проводилась высокотемпературная (при  $T = 1240^\circ\text{C}$ ) диффузия селена в пластину  $p$ -Si с удельным сопротивлением 20 Ом·см. С тем чтобы сформировался сравнительно неглубокий диффузионный профиль примеси, время процесса было относительно коротким (1 ч). На рис. 1 приведен пример профиля концентрации селена  $N_{\text{Se}}(x)$ , который получен

<sup>1</sup> Комплекс разработан и изготовлен ООО „Разработка и изготовление измерительных систем“ (Москва) совместно с НПО „ФИД-Техника“ (Санкт-Петербург).



**Рис. 1.** Полученное из измерений профиля  $\rho$  пространственное распределение центров  $\text{Se}_2$  (показано точками) и теоретическая зависимость (3) — непрерывная кривая. Результаты относятся к диффузионному легированию образца селеном при  $T = 1240^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{vap}} = 1$  атм в течение 1 ч. Исходный материал:  $p\text{-Si}$ ,  $\rho = 20$  Ом  $\cdot$  см.

с использованием этого метода. При нахождении экспериментальной зависимости полагалось, что проводимость исследуемых нами образцов определяется главным образом концентрацией „молекулярных“ центров селена  $\text{Se}_2$ , энергия ионизации которых относительно мала, т.е. экспериментальная зависимость  $N_{\text{Se}}(x)$  показывает пространственное распределение этих центров. Обработка экспериментальных данных показывает, что полученное распределение можно удовлетворительно описать с помощью функции

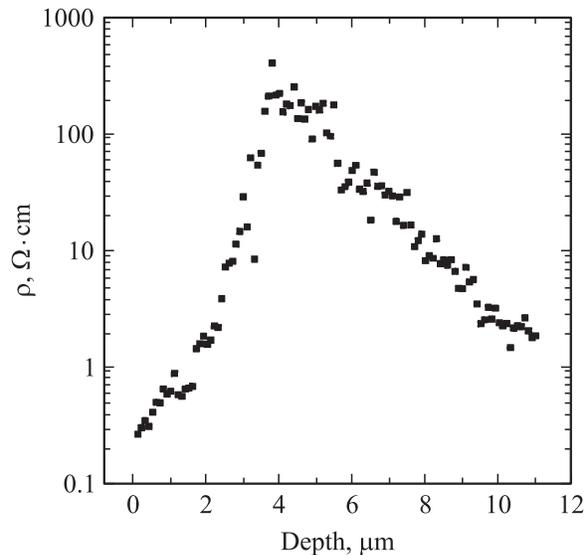
$$N_{\text{Se}} = \text{erfc} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right). \quad (3)$$

Сплошной кривой на рис. 1 показано распределение (3), где  $t = 3600$  с, а параметр диффузионного профиля  $D = 5 \cdot 10^{-10}$  см<sup>2</sup>/с. Найденное таким образом значение  $D$  находится в хорошем соответствии с величиной коэффициента диффузии селена при данной температуре (см. [16,17]). Таким образом, можно сделать вывод, что из измерения пространственных распределений удельного сопротивления  $\text{Si}:\text{Se}$  возможно получать информацию относительно коэффициента диффузии рассматриваемой примеси.

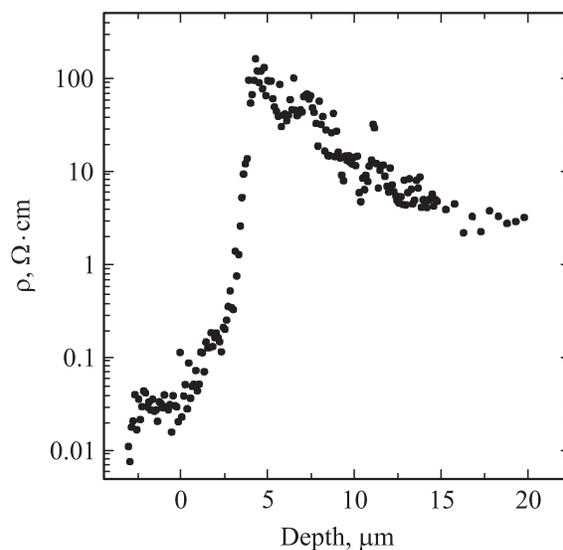
### 3. Результаты

На рис. 2 и 3 показаны распределения по глубине удельного сопротивления  $\rho$  образцов, легированных селеном, а на рис. 4 — серой.

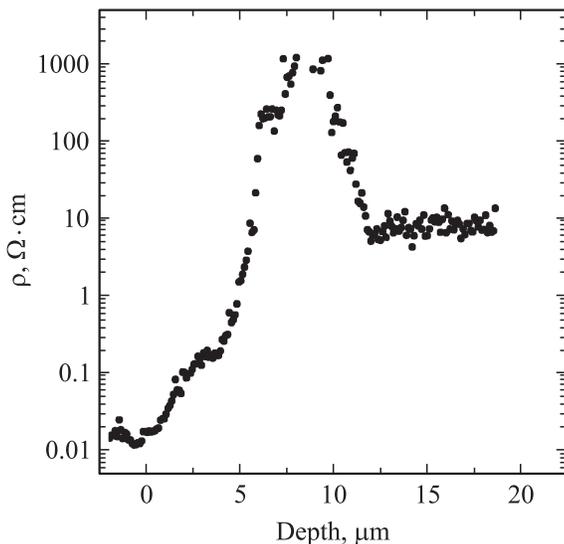
На рис. 2 приведен профиль  $\rho$  образца, поверхность которого — вслед за пространственно-однородным насыщением объема селеном — легировалась фосфором с помощью ионной имплантации. Затем образец подвергался прогреву при температуре  $T = 700^\circ\text{C}$  в течение 40 мин. На рис. 3 показан профиль  $\rho$  в образце  $\text{Si}:\text{Se}$  после диффузии фосфора с высокой поверхностной концентрацией при  $850^\circ\text{C}$  в течение 3 ч. Пример распределения  $\rho$  для образца  $\text{Si}:\text{S}$ , легированного фосфором методом имплантации и затем прогретого при  $700^\circ\text{C}$  в течение 1 ч, показан на рис. 4. Заметим, что для распределений рис. 2–4 за нулевое положение оси  $x$  принято начало роста  $\rho$ , которое наблюдается после



**Рис. 2.** Распределение по глубине величины  $\rho$  образца  $\text{Si}:\text{Se}$  после ионного легирования фосфором и последующего отжига в течение 40 мин при  $T = 700^\circ\text{C}$ .



**Рис. 3.** Пространственное распределение величины  $\rho$  образца  $\text{Si}:\text{Se}$  вслед за проведением диффузии фосфора при  $T = 850^\circ\text{C}$  в течение 3 ч.



**Рис. 4.** Распределение величины  $\rho$  образца Si:S после проведения ионного легирования фосфором и последующего отжига в течение 60 мин при  $T = 700^\circ\text{C}$ .

прохождения зондом установки сильно легированного фосфором тонкого приповерхностного слоя.

Полученные пространственные распределения величины  $\rho$  в общих чертах схожи для разных условий опытов. Они содержат: область низкого сопротивления, соответствующую диффузионному слою фосфора; затем — при удалении от поверхности образца — переходную область, где  $\rho$  плавно нарастает до значений, примерно на 2 порядка выше, чем в исходных образцах Si:Se и Si:S; и далее область, в которой значение  $\rho$  постепенно спадает до исходных значений. При этом характерная глубина влияния легированного фосфором слоя на свойства объема составляет 8–12 мкм.

Отмеченный эффект „дальнодействия“ легированной фосфором поверхности кремния на свойства объема наблюдается для исходного кремния с различной концентрацией бора. Установлено также, что в тех случаях, когда поверхность Si:Se и Si:S образцов фосфором не легировалась, их прогрев в режимах, которые соответствуют получению данных рис. 2–4, не оказывал существенного влияния на состояние глубокой примеси в образцах.

Один из контрольных опытов состоял также в том, что измерение профиля  $\rho$  осуществлялось на образце Si:Se, который легировался фосфором методом ионной имплантации, но не подвергался высокотемпературной обработке. Увеличение  $\rho$  примерно до 100 Ом·см в этом случае наблюдалось только в узкой области шириной  $\sim 0.2$  мкм (разрешение по глубине — порядка 0.05 мкм), что близко к толщине области аморфизации. Ниже этого пика на протяжении  $\sim 5$  мкм  $\rho$  уменьшается от  $\sim 25$  Ом·см до исходной величины.

По нашему мнению, влияние  $n^+$ -области образца на поведение глубокой примеси селена и серы обусловлено

интенсивной генерацией данной областью межузельных атомов кремния, что имеет место как при диффузии фосфора [4], так и его имплантации [11]. В цитированных работах отмечалось, что влияние потока межузельных атомов обнаруживается далеко за пределами диффузионного слоя [4] и проекционной зоны [11].

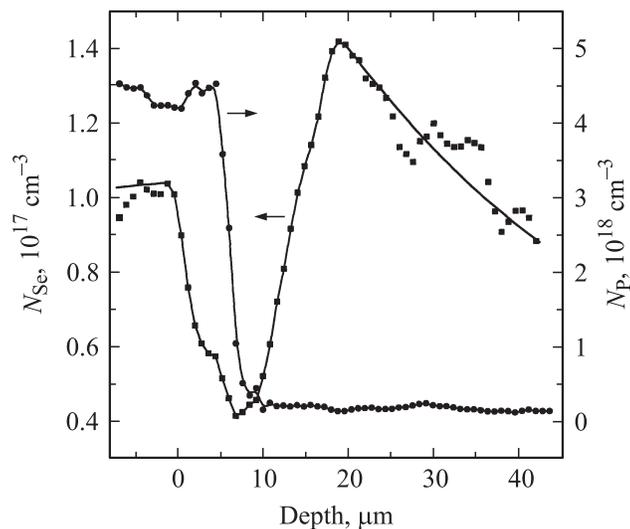
Возникает естественный вопрос — обусловлен ли эффект обеднением приповерхностной области примесью халькогена (что возможно лишь его переносом на макроскопические расстояния) или же снижение плотности свободных электронов при комнатной температуре вызывается трансформацией донорных центров — без существенного переноса легирующих атомов в пространстве.

Одна из возможных причин увеличения удельного сопротивления образцов могла бы состоять, например, в том, что поток межузельных атомов кремния разрушает молекулярные состояния примеси — например, замещая атомы халькогена в узельных положениях решетки, вытесняя их в междоузлия, где примесь может быть электрически неактивна. При этом если даже лишь один из атомов молекулярного состояния выводится из пары, то уровень химического потенциала электронов кристалла понижается, что обусловлено большей энергией ионизации оставшегося одноатомного узельного состояния Se, ( $\sim 0.3$  эВ, см., например, [14]) относительно молекулярного. Это должно сопровождаться ростом удельного сопротивления объема образца.

Альтернативная причина увеличения  $\rho$  материала может состоять в том, что в рассматриваемых условиях имеет место существенное перераспределение халькогена по объему образцов, что сопровождается уменьшением его концентрации под  $n^+$ -слоем. В этом случае рост  $\rho$  обусловлен снижением полной концентрации донорных центров, что приведет к увеличению степени компенсации материала.

Для проверки последней возможности предпринята попытка измерения пространственных распределений халькогена в образцах, которые обнаруживают увеличение  $\rho$  вследствие высокотемпературной обработки в присутствии  $n^+$ -слоя. Исследования проводились как на образцах Si:Se, так и Si:S с помощью метода лазерной абляции материала (как схематически описано выше). Как известно, растворимость исследуемых халькогенов в кремнии относительно мала (например, для селена лишь незначительно превышает  $10^{17}$  см $^{-3}$  [18]), что требует высокой чувствительности методики при определении элементного состава.

В случае образцов, легированных серой, предпринятые нами попытки измерений указанным методом не привели к успеху. Причина состоит в том, что исследуемая поверхность кремния содержит тонкую пленку окисла (объем кремния также содержит, как известно, значительное содержание кислорода). Таким образом, в веществе пробы, отбираемой лазерным излучением, имеется большое содержание кислорода, молекулы которого имеют ту же массу, что и сера S $^{32}$ . Их наличие



**Рис. 5.** Распределение фосфора и селена по глубине образца (правая и левая оси абсцисс соответственно), профиль удельного сопротивления которого приведен на рис. 2. Экспериментальные распределения аппроксимированы сплошными кривыми.

полностью маскирует сигнал, который мог бы индуцироваться атомами серы.

Отметим, что диагностика Si:Se-образцов, основанная на определении содержания самого распространенного изотопа селена  $\text{Si}^{80}$  (естественная доля которого 49.61%), оказалась невозможной. Причиной является вклад в сигнал масс-спектрометра квазимолекул  $\text{Ar}_2$  (атомный вес аргона 40). Попадая в детектор прибора, они маскируют сигнал, индуцированный изотопом  $\text{Se}^{80}$ . Далее, чтобы избежать пересыщения детектора спектрометра за счет атомов кремния, его содержание в отбираемых пробах определялось путем регистрации изотопа  $\text{Si}^{29}$  (естественное содержание которого относительно мало и составляет 4.68%). При исследовании образцов Si:Se масс-спектрометр установки был настроен на измерение содержания в них изотопов  $\text{Si}^{29}$ ,  $\text{P}^{31}$ ,  $\text{Se}^{77}$ .

На рис. 5 показано полученное данным способом распределение фосфора и селена для образца, который был также исследован однозондовым методом (рис. 2). Следует отметить, что данные, касающиеся содержания селена, сильно флуктуировали при сканировании пучка лазера по мишени, что не позволило получать точные количественные результаты. Отметим, что экспериментальные точки для содержания селена на рис. 5 получены существенным сглаживанием соответствующих данных аппаратуры. Вместе с тем повторение экспериментов на других образцах показало (как это представлено и на рис. 5), что под  $n^+$ -слоем имеется обедненная селеном область образца. Таким образом, мы связываем возникновение профилей удельного сопротивления типа приведенных на рис. 2 и 3 с обеднением довольно широкой области образцов селеном. По-видимому, подобный же эффект имеет место и в случае Si:S.

Вместе с тем надо отметить, что определенные из профилей удельного сопротивления образцов (рис. 2 и 3) пространственные распределения плотности глубоких уровней селена с энергией ионизации  $\sim 0.2$  эВ — аналогично тому, как это делалось при получении экспериментальных точек рис. 1 — существенно отличаются от распределения атомов селена, показанного на рис. 5. Во-первых, концентрация состояний  $\sim 0.2$  эВ в минимуме распределения снижается на 2 порядка, а концентрация атомов Se (рис. 5) — примерно в 2.5 раза. Во-вторых, в соответствии с данными рис. 2 и 3 после спада происходит постепенный рост концентрации электрически активного Se до исходной, а на рис. 5 — сразу после спада наблюдается максимум концентрации атомов Se, которая спадает до исходной только через  $\sim 40$  мкм. Это свидетельствует о том, что и в области минимума, и в области роста концентрации примеси присутствует Se, который не проявляет электрической активности при комнатной температуре. Это могут быть либо одиночные атомы селена в узлах с энергией ионизации  $\sim 0.3$  эВ, либо Se в междоузлиях (сведения об энергетическом состоянии которого отсутствуют), либо какие-то комплексы Se.

Следует также отметить некоторое несоответствие профилей P и Se на рис. 5. После имплантации фосфора максимум его концентрации находится на глубине  $\sim 0.2$  мкм; после отжига распределение несколько расплывается [2]. Таким образом, спад концентрации фосфора должен наблюдаться начиная с глубины 0.2–0.3 мкм. Естественно ожидать, что и спад концентрации Se начнется там же или глубже. Но на рис. 5 спад содержания селена не отстает, а опережает на несколько микрон участок спада для фосфора. Причина указанного несоответствия кроется, вероятно, в методике измерений: ввиду высокой концентрации фосфора в поверхностном слое не исключен эффект „запыления“ соседних участков образца в процессе отбора проб лазерным излучением, что может искажать данные по распределению фосфора.

Исходная концентрация центров  $\text{Se}_2$  в образце, данные которого показаны на рис. 2 и 5, была  $\sim 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  (т.е. концентрация селена  $\gtrsim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ ), а ширина обедненной области  $\sim 10$  мкм. Отсюда можно оценить количество межузельных атомов Si, вытеснивших Se в междоузлия по реакции (1); такая оценка дает  $\gtrsim 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . При этом крутой фронт в распределении селена вблизи слоя фосфора может свидетельствовать о большой вероятности этой реакции. Действительно, принимая во внимание, что коэффициент диффузии  $\text{Si}_i$  высок и при  $T = 700\text{--}800^\circ\text{C}$  равен  $\sim 10^{-7} \text{ см}^2/\text{с}$  [19], то при отсутствии взаимодействия с центрами  $\text{Se}_2$  по реакции (1) избыточные межузельные атомы Si за время термообработки могли бы распространяться на гораздо большие — до сотен микрон — расстояния от поверхности кремния.

Следует также подчеркнуть, что эффективный коэффициент диффузии халькогена вблизи легированной фосфором поверхности довольно высок: грубая оценка

этого параметра, основанная на данных настоящей работы, показывает, что его величина на 1–2 порядка превышает соответствующие значения для условий диффузии, близких к равновесным.

#### 4. Обсуждение и выводы

В работе показано, таким образом, что даже сравнительно кратковременный прогрев пластин Si:Se и Si:S, поверхность которых легирована фосфором, может сопровождаться обеднением содержания примеси халькогена в образцах. Для обеих исследованных примесей и изученных нами экспериментальных условий глубина эффекта составляет порядка 10 мкм. Мы считаем, что явление обусловлено возрастанием коэффициента диффузии изучаемых примесей благодаря инжекции межузельных атомов из легированного фосфором слоя кремния в приповерхностную область.

В связи с нашими результатами следует вновь упомянуть работу [5], где изучался процесс диффузии в кремнии еще одного халькогена — теллура. Авторы отметили, что коэффициент диффузии Te близок по величине к коэффициентам диффузии элементов III и V групп. Кроме того, они обратили внимание на тот факт, что у других элементов VI группы, S и Se, коэффициенты диффузии в Si гораздо выше, чем у Te: у Se — на 2 порядка, а у S — примерно на 4 порядка. В связи с этим в работе было высказано предположение, что диффузия Te в Si происходит в основном по вакансиям, а диффузия S и Se — в значительной степени по межузельным. Согласно этому механизму, коэффициенты диффузии S и Se должны возрастать, когда концентрация межузельных атомов кремния превышает равновесную величину. Полученные нами данные согласуются с выдвинутой в работе [5] гипотезой относительно механизма диффузии Se и S в кремнии.

Авторы благодарны Ю.Н. Разаковой за помощь при проведении однозондовых измерений сопротивления образцов. Работа поддержана грантом президента РФ НШ-2951.2008.2 и проектом РФФИ 07-2-00168-а.

#### Список литературы

- [1] R. Angelucci, P. Negrini, S. Solmi. Appl. Phys. Lett., **49**, 1468 (1987).
- [2] S. Solmi, F. Cembali, E. Fabbri, M. Servidori, R. Canteri. Appl. Phys. A, **48**, 255 (1989).
- [3] D. Nagel, C. Frohne, R. Sittig. Appl. Phys. A, **60**, 61 (1995).
- [4] P. Fahey, R.W. Dutton, S.M. Hu. Appl. Phys. Lett., **44**, 777 (1984).
- [5] E. Janzén, H.G. Grimmeiss, A. Lodding, Ch. Deline. J. Appl. Phys., **53**, 7367 (1982).
- [6] Ю.А. Астров, В.Б. Шуман, А.Н. Лодыгин, Л.М. Порцель, А.Н. Махова. ФТП, **42**, 457 (2008).
- [7] Yu.A. Astrov, L.M. Portsel, A.M. Lodygin, V.B. Shuman. J. Appl. Phys., **103**, 114 512 (2008).
- [8] Yu.A. Astrov, L.M. Portsel, A.M. Lodygin, V.B. Shuman, N.V. Abrosimov. Infr. Phys. Technol., **52**, 25 (2009).
- [9] J.S. Blakemore. *Semiconductor statistics* (Pergamon Press, Oxford, 1962).
- [10] Л.С. Смирнов. В сб.: *Физические процессы в кристаллах с дефектами* (Киев, АН УССР, 1972) с. 130.
- [11] P. Negrini, M. Servidori, S. Solmi. Phil. Mag. A, **61**, 553 (1990).
- [12] *Inductively Coupled Plasma Mass Spectrometry*, ed. by A. Montaser (Wiley-VCH, 1998).
- [13] J.C. Swartz, D.H. Lemmon, R.N. Thomas. Sol. St. Commun., **36**, 331 (1980).
- [14] E. Janzén, R. Stedman, G. Grossman, H.G. Grimmeiss. Phys. Rev. B, **25**, 1907 (1984).
- [15] А.А. Таскин, Е.Г. Тишковский. ФТП, **32**, 1306 (1998).
- [16] C.S. Kim, M. Sakata. Jpn. J. Appl. Phys., **18**, 247 (1979).
- [17] H.G. Grimmeiss, E. Janzén, B. Skarstam, A. Lodding. J. Appl. Phys., **51**, 6238 (1980).
- [18] P. Pichler. *Intrinsic Point Defects, Impurities, and Their Diffusion in Silicon* (Springer, Wien, New-York, 2004).
- [19] U.M. Gösele. Festkörperprobleme, XXVI, 89 (1986).

Редактор Л.В. Беляков

#### Spatial redistribution of deep impurities of selenium and sulfur in silicon due to doping of silicon surface with phosphorus

Yu.A. Astrov, V.A. Kozlov\*, A.N. Lodygin, L.M. Portsel, V.B. Shuman, E.L. Gurevich<sup>+</sup>, R. Hergenröder<sup>+</sup>

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

\* FID Technology,  
195220 St. Petresburg, Russia

<sup>+</sup> Institute for Analytical Sciences,  
44139 Dortmund, Germany

**Abstract** We study an influence of short-term high-temperature processing of Si:Se and Si:S samples, which surface is heavily doped with phosphorus. A substantial increase in the volume resistivity of samples is revealed up to the depth of  $\sim 10 \mu\text{m}$ . According to the experimental evidence, the effect is due to an enhancement of the chalcogens diffusion at the presence of phosphorus-doped subsurface area. It is suggested that the phenomenon is initiated by injection of non-equilibrium silicon interstitials into the volume from the phosphorus-doped layer, which shifts the equilibrium between concentrations of substitution and interstitial positions of a chalcogen impurity in the silicon lattice. This gives an increase in density of the interstitial fast-diffusing impurity component.