

$$\frac{\sum_{i=1}^n \dots}{\sum_{i=1}^n \dots} = \dots$$

УДК 621.315.592

*А.Р. ЧЕЛЯДИНСКИЙ, В.Б. ОДЖАЕВ*

**ЭФФЕКТ ВОТКИНСА В ПОЛУПРОВОДНИКАХ.  
ЯВЛЕНИЕ И ПРИЛОЖЕНИЯ В  
МИКРОЭЛЕКТРОНИКЕ**

Physical nature of the Watkins effect as an important interaction of the impurities and point defects for modification of silicon structures properties is analyzed. The Watkins effect is displayed in electrical activation and diffusion of implanted impurities, in formation of the extended damages from point defects in silicon.

Одним из основных направлений подготовки специалистов, исследований и разработок кафедры физики полупроводников и наноэлектроники БГУ является полупроводниковое материаловедение, важнейшая составляющая которого – управляемое дефектно-примесное взаимодействие. Именно примесям и дефектам полупроводники в значительной степени обязаны своими свойствами. Инте-

ресным и, как оказалось, полезным для практики взаимодействий примесей и дефектов в монокристаллическом кремнии является эффект Воткинса [1]. Воткинс обнаружил, что в процессе облучения монокристаллического кремния высокоэнергетичными электронами при температуре 4,2 К (позже также реакторными нейтронами) легирующие примеси В, Al, Ga вытесняются из узлов решетки возникающими междоузельными атомами Si. Аналогичное явление наблюдалось в монокристаллах германия. В более поздних работах вытеснение примеси III группы из узлов решетки кремния во время облучения зарегистрировано при более низких температурах – 1,6 и 0,5 К. В радиационной физике возникло представление об атермической миграции междоузельного атома кремния ( $Si^i$ ) в решетке кремния, общепринятой моделью которой долгое время считалась известная модель Бургуэна [2], хотя ее основы были заложены еще в работе К. Вейзера [3]. Согласно данной модели, междоузельный атом может находиться в гексагональном либо тетраэдрическом междоузлии в строго определенном зарядовом состоянии. При смене зарядового состояния он переходит из одного междоузлия в другое. Неравновесные носители заряда, возникающие в процессе облучения, в принципе могут обеспечивать последовательную перезарядку атома Si и тем самым его безактивационное движение в решетке кремния. Эта модель предполагает случайную миграцию атома кремния по кристаллу. В экспериментах же Воткинса наблюдалась 100 % эффективность процесса замещения: число вытесненных из узлов решетки атомов бора равнялось числу возникающих междоузельных атомов кремния.

Согласно разработанной модели [4] причина атермической миграции заложена не в атоме Si, а в примесях замещения. По этой модели из узлов решетки вытесняются все примеси с ковалентными радиусами, отличными от радиуса атома решетки. Междоузельный атом Si движется, в том числе и при сверхнизких температурах, в поле упругих деформаций, создаваемых атомами замещения (рис. 1).

В этой модели атомы решетки, смещенные из равновесных положений в первой координационной сфере относительно атома примеси и во все меньшей степени в последующих сферах (затухание), поляризуются, т. е. на них возникают электрические дипольные моменты. Под действием диполей смещенных атомов на междоузельных атомах Si появляется наведенный дипольный момент.

На рис. 1 показаны смещения атомов кремния относительно примесного атома с ковалентным радиусом меньше радиуса атома кремния (например, атома В). Для атомов примеси с большим, чем у кремния, ковалентным радиусом смещения имеют обратный знак (например, у атома Sb), но и в этом случае должна быть поляризация смещенных атомов кремния. Поскольку величина дипольных моментов атомов решетки круто нарастает к центру деформации, междоузельный атом Si движется к атому примеси. Было показано [4], что из узлов решетки вытесняются примеси не только III, но и V группы P, Sb, но не вытесняются атомы As, поскольку у мышьяка ковалентный радиус 0,117 нм практически совпадает с ковалентным радиусом атома кремния (0,1175 нм).

Явление Воткинса оказалось полезным для регистрации в имплантированном кремнии устойчивых междоузельных комплексов и оценки их концентраций. Исследования методом электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) позволили установить, что в кремнии, облученном тяжелыми частицами (реакторные нейтроны, ионы), образуются междоузельные комплексы типа Si-P6, Si-B3 в положительном зарядовом состоянии и Si-A5 и Si-O2 – в нейтральном. Однако концентрации междоузельных дефектов по данным ЭПР были на 2–3 порядка ниже концентрации дивакансий – преобладающего дефекта вакансионного типа. В результате в радиационной физике кремния сложился и долгое время существовал «вакансионный» период. Необходимо отметить, что число парамагнитных центров в кристаллах с сильно неоднородным распределением структурных нарушений и их высокой концентрацией в центре области скопления дефектов, имеющее место в кремнии, облученном тяжелыми частицами, далеко не полностью может отражать истинное число дефектов. Авторы [5, 6] исходили из того, что если в облученном кремнии существуют в заметных концентрациях устойчивые междоузельные комплексы и при отжиге будут освобождаться междоузельные атомы Si, то последние должны вытеснять из узлов решетки примеси замещения. Для реализации данного эксперимента необходимо,

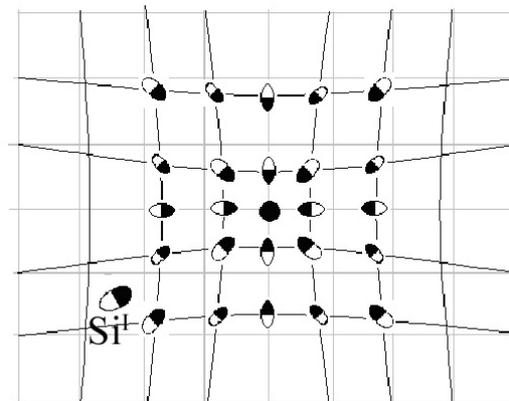


Рис. 1. Движение атома Si в кремнии в поле упругих деформаций, создаваемых примесью замещения [4]

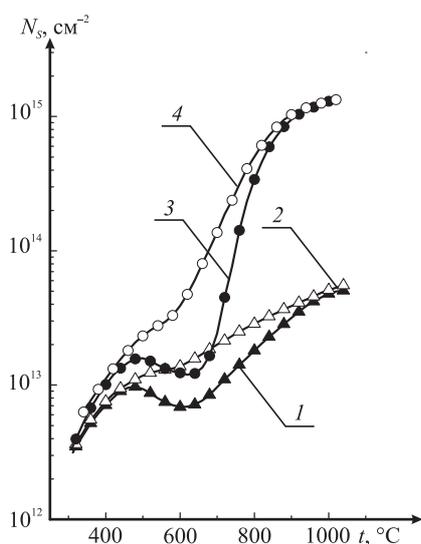


Рис. 2. Электрическая активация имплантированных в кремний атомов бора (1, 2) и фосфора (3, 4); 2, 4 – отжиг с подсветкой электронами [5]

чтобы междоузельные атомы Si не вытесняли атомы бора из узлов решетки в процессе имплантации. Концентрация примеси бора в исходных кристаллах составляла  $3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Вытеснение примесей бора из узлов решетки регистрировалось по изменению ПР кристалла, чувствительного к его расположению в узлах и соответственно к вытеснению в междоузлия. Эксперименты показали, что эффективность вытеснения бора из узлов решетки кремния в зависимости от эффективной плотности тока сканирующего ионного пучка представлены в таблице. При низкой плотности тока ионов ( $0,05 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ ) вытесняется 70 % бора, при плотности тока  $1 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  – незначительное количество. Причиной подавления эффекта Воткинса при больших плотностях тока ионов является высокий уровень ионизации в имплантированном слое. Это подтверждено экспериментами по изучению электрической активации имплантированного бора и фосфора в кремнии (рис. 2). Для кривой электрической активации (зависимость слоевой концентрации носителей заряда  $N_s$  от температуры  $t$  изохронного отжига) характерна стадия «обратного отжига» в интервале  $500 \div 600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Она обусловлена вытеснением примесей из узлов междоузельными атомами Si, образующимися при развале комплексов Si-B3. При отжиге с подсветкой слоя низкоэнергетическими электронами ( $10 \text{ кэВ}$ , плотность тока  $5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ ) стадия обратного отжига отсутствует. Возникающие неравновесные электроны и дырки экранируют диполь-дипольное взаимодействие. Таким образом, изменяя уровень ионизации в имплантированном слое кремния, можно управлять эффектом Воткинса.

Она обусловлена вытеснением примесей из узлов междоузельными атомами Si, образующимися при развале комплексов Si-B3. При отжиге с подсветкой слоя низкоэнергетическими электронами ( $10 \text{ кэВ}$ , плотность тока  $5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ ) стадия обратного отжига отсутствует. Возникающие неравновесные электроны и дырки экранируют диполь-дипольное взаимодействие. Таким образом, изменяя уровень ионизации в имплантированном слое кремния, можно управлять эффектом Воткинса.

**Концентрация бора, вытесненного из узлов решетки кремния при имплантации ионов бора**

$J_{эф}, \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$	0,05	0,1	0,2	0,5	1,0
$C_{is}^b, \text{ см}^{-3}$	$2,1 \cdot 10^{19}$	$1,4 \cdot 10^{19}$	$6,7 \cdot 10^{18}$	$8,6 \cdot 10^{17}$	$3 \cdot 10^{17}$

На рис. 3 показаны кривые восстановления ПР в кремнии, сильно легированном бором и имплантированном различными ионами, в процессе изохронного отжига ( $\Delta a_\phi$  – изменение ПР в результате облучения ионами дозой  $\Phi$ ,  $\Delta a_t$  – изменение ПР в результате отжига при температуре  $t$ ). На кривые восстановления ПР облученного кремния накладываются две стадии «обратного отжига», обусловленные вытеснением бора из узлов решетки междоузельными атомами Si, образующимися при распаде междоузельных комплексов. Бор в узлах сжимает решетку кремния, при вытеснении его из узлов ПР кремния увеличивается. Оценки показали, что концентрации дефектов междоузельного типа не ниже концентраций дивакансий. В сильно легированном бором кремнии, имплантированном ионами  $B^+$  и  $Si^+$ , центры стадий отжига междоузельных комплексов находятся при  $120$  и  $480 \text{ }^\circ\text{C}$  и соответствуют Si-P6 и Si-B3 положительно заряженным парамагнитным центрам. В случае имплантации ионов  $P^+$  центры стадий отжига расположены при  $160$  и  $560 \text{ }^\circ\text{C}$  и отвечают центрам Si-A5 и Si-O2 в нейтральном зарядовом состоянии. Это является результатом компенсации зарядов вследствие того, что значительная часть атомов P располагается в узлах решетки. Данное заключение подтверждается экспериментами [6] по отжигу дефектов в сильно легированном бором кремнии, облученном ионами  $Si^+$ , при подсветке низкоэнергетическими электронами (рис. 3, кривая 4).

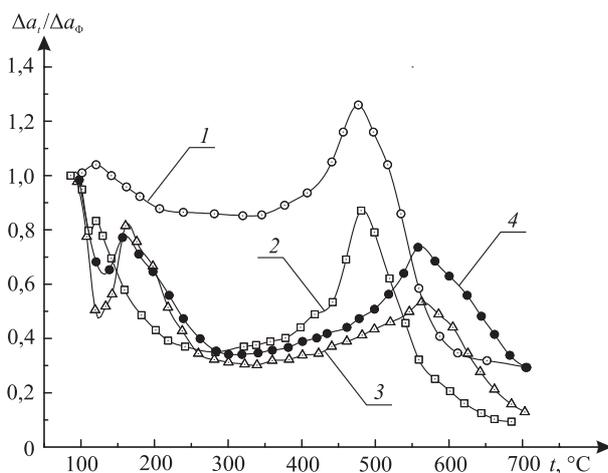


Рис. 3. Восстановление периода решетки в кремнии, сильно легированном бором и облученном ионами: 1 –  $B^+$ ; 2 –  $Si^+$ ; 3 –  $P^+$ ; 4 –  $Si^+$ , отжиг с подсветкой электронами [6]

Плотность тока электронов составляла  $2 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ . Стадии такие же, как и в случае ионов  $\text{P}^+$ . Из рис. 3 следует, что число вытесненных атомов бора из узлов решетки при  $120^\circ\text{C}$  (кривые 1, 2), когда междоузельные комплексы  $\text{Si-P6}$  находятся в положительном зарядовом состоянии, мало. Процесс замещения протекает более интенсивно, если эти дефекты переведены в нейтральное зарядовое состояние (кривые 3, 4). Это объясняется тем, что междоузельные комплексы  $\text{Si-P6}$  в положительном зарядовом состоянии не отжигаются при термообработке, а преимущественно перестраиваются в более стабильные комплексы  $\text{Si-B3}$ , отжигающиеся затем на стадии  $480^\circ\text{C}$ , что согласуется с результатами исследований ЭПР. Согласно данным, представленным на рис. 3, дефекты в нейтральном зарядовом состоянии  $\text{Si-A5}$  не перестраиваются, а отжигаются с освобождением подвижных междоузельных атомов  $\text{Si}$ , которые принимают участие в процессе замещения. Из этих данных также следует, что комплексы  $\text{Si-B3}$  образуются не только в результате перестройки из комплексов  $\text{Si-P6}$ , но и непосредственно при облучении.

Интересные результаты получены для сильно легированного бором и имплантированного ионами  $\text{N}^+$  (энергия ионов  $150 \text{ кэВ}$ , доза  $3,3\cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) кремния. На первой стадии междоузельные комплексы отжигаются при  $160^\circ\text{C}$ , т. е. они находятся в нейтральном зарядовом состоянии  $\text{Si-A5}$ . Однако вторая стадия отжига междоузельных комплексов имеет максимум при  $480^\circ\text{C}$ . Это означает, что высокотемпературные междоузельные комплексы находятся в положительном зарядовом состоянии  $\text{Si-B3}$ . Из этих результатов следует, что до температур первой стадии имплантированный азот можно рассматривать как донор и одновременное легирование кремния бором и азотом приводит к компенсации зарядов. При температурах второй стадии азот уже не является донором. Согласно данным [7], при температурах около  $430^\circ\text{C}$  атомы азота выходят из узлов решетки кремния и образуют электрически нейтральные комплексы, природа которых до сих пор не установлена.

Одной из проблем ионного легирования кремния является ускоренная диффузия имплантированных примесей при последующей термообработке, необходимой для отжига радиационных дефектов и перевода внедренной примеси в узлы решетки. Коэффициенты диффузии имплантированных в кремний бора и фосфора могут на несколько порядков превышать собственные значения. В случае лампового отжига при температуре  $900^\circ\text{C}$  это превышение коэффициента диффузии фосфора составляет  $10^3$  раз. Установлено, что ускоренная диффузия этих примесей обязана междоузельным атомам кремния [8, 9]. Сотрудниками кафедры впервые было предложено вводить в имплантированные слои кремния дополнительные примеси, электрически нейтральные в кремнии, с ковалентными радиусами, отличными от радиуса атома кристалла, и являющиеся ловушками для междоузельных атомов  $\text{Si}$  вследствие эффекта Воткинса. В первых экспериментах такой примесью был германий. Поскольку при имплантации тяжелой примеси  $\text{Ge}$  слой становился аморфным, проводилась термообработка для рекристаллизации слоя и затем имплантировалась электрически активная примесь: бор [8], фосфор [9]. Для подавления ускоренной диффузии использовалась также имплантация углерода, который, чтобы быть ловушкой для междоузельных атомов  $\text{Si}$ , должен располагаться в узлах решетки кремния. Растворимость углерода в кремнии по сравнению с равновесной (около  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) может быть повышена на два порядка. Это достигается быстрым термическим отжигом кремния, имплантированного ионами  $\text{C}^+$ , а также последующим облучением слоя ионами  $\text{Si}^+$  для аморфизации слоя. В исследованиях [11] установлено, что локализация имплантированного углерода в узлах и междоузельных зависит от плотности тока ионного пучка. При эффективной плотности тока ионов сканирующего пучка  $1\div 1,5 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  углерод практически полностью располагается в узлах решетки сразу при имплантации. Это объясняется увеличением мгновенной концентрации вакансий в слое внедрения и подавлением вследствие высокого уровня ионизации эффекта Воткинса, т. е. вытеснения атомов углерода из узлов атомами  $\text{Si}$ .

На рис. 4 представлены профили диффузии имплантированного фосфора в кремнии и в слоях кремния, предва-

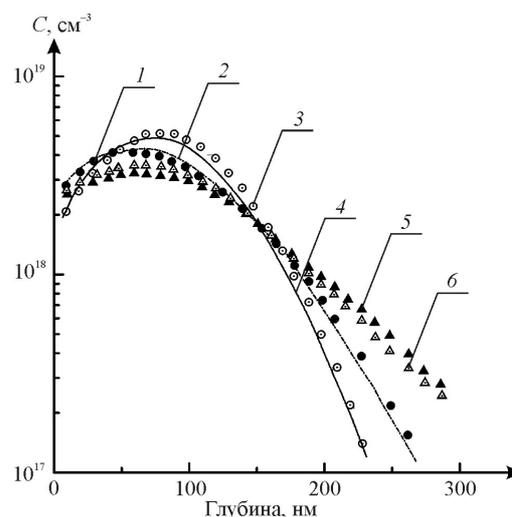


Рис. 4. Профили диффузии имплантированного фосфора в кремнии (1, 2, 5) и в слоях кремния, предварительно легированных германием (3, 4, 6),  $\Phi_{\text{P}} = 6\cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ,  $\Phi_{\text{Ge}} = 5\cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ :  
1-4 – ламповый отжиг,  $900^\circ\text{C}$ , 12 с;  
5-6 – термоотжиг,  $1050^\circ\text{C}$ , 15 мин;  
1, 3, 5, 6 – эксперимент; 2, 4 – расчет

рительно легированных германием. Ускоренная диффузия Р и В протекает только при малых длительностях отжига за счет избыточных атомов Si, и введение германия в качестве их ловушек снижает скорость диффузии фосфора при ламповом отжиге. С увеличением длительности отжига коэффициент диффузии фосфора стремится к собственному значению. Поэтому введение германия существенно не влияет на диффузию фосфора при термоотжиге в печи длительностью 15 мин. Результаты экспериментов по совместной имплантации фосфора и примесей IV группы [9] были веским доводом в пользу того, что именно междоузельные атомы Si ответственны за ускоренную диффузию фосфора. Отсутствие зависимости коэффициента диффузии фосфора при ламповом отжиге от температуры можно объяснить только его диффузией по комплексу. Согласно предложенной модели, комплекс образуется при попадании в одно и то же междоузлие атома Р и атома Si, что легко реализуется при сильном пересыщении слоя внедрения дефектами. При дозе ионов  $P^+ 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  концентрация дефектов составляет около  $10^{20} \text{ см}^{-3}$ , концентрация фосфора –  $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Однако образование такой пары из атома Р и Si в одном междоузлии (PI) возможно не только случайно, но и с необходимостью, если в слое имеются атомы Р в узлах решетки и возникают избыточные атомы Si. Атом Р в узлах решетки кремния с ковалентным радиусом 0,11 нм, отличным от радиуса атома решетки, создает вокруг себя упруго искаженную сферу. Для атома Р в кремнии этот радиус составляет 4 нм [4]. Если в данную сферу попадают два атома Si, они оба движутся к атому Р. Один из них вытесняет атом Р в междоузлие, другой оказывается в этом же междоузлии.

Скорость генерации пар PI можно записать

$$G(x, t) = K \cdot C_p(x, t) C_i(x, t),$$

где  $C_p$  – концентрация атомов фосфора,  $C_i$  – концентрация междоузельных атомов Si, которые образуются при разрушении междоузельных комплексов,  $K$  – скорость реакции.

В процессе диффузии число комплексов будет равно  $G(x, t)\tau$ , где  $\tau$  – время жизни комплекса.

С учетом экспоненциальной зависимости коэффициента диффузии  $D = D_0 \exp(-\frac{E^{\text{dif}}}{kT})$  и времени

$\tau = \tau_0 \exp(\frac{E^{\text{an}}}{kT})$  поток примеси  $J$  можно записать

$$J = D_0 \exp(-\frac{E^{\text{dif}}}{kT}) \frac{d}{dx} G \tau_0 \exp(\frac{E^{\text{an}}}{kT}). \quad (1)$$

Как следует из формулы (1), при равенстве энергии активации диффузии  $E^{\text{dif}}$  комплекса и энергии активации его отжига (развала)  $E^{\text{an}}$  поток примеси не зависит от температуры, что установлено экспериментально [9]. Для предложенной диффузионной пары выполняется вытекающее из эксперимента равенство энергий активации отжига комплекса и его диффузии. Когда пара PI получает от решетки энергию выше барьера, она может прыгать в соседнее междоузлие как целое (диффузия) либо атомы Р и Si прыгают в разные междоузлия (разрушение пары). Для обоих процессов необходима одна и та же энергия активации. Для пары атом Р – атом Si барьер для миграции из одного междоузлия в другое меньше, чем для изолированного атома Р, что обеспечивает большую скорость диффузии пары по сравнению с изолированным атомом.

При термообработке кремния, имплантированного бором, с увеличением длительности отжига коэффициент диффузии В от аномально высокого уменьшается, проходит через собственное значение (через 17 с при  $t = 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ ) и при дальнейшем увеличении длительности отжига в печи (более 30 с) становится меньше собственного значения [8]. К собственному значению коэффициент диффузии приближается только при длительности отжига 1 ч.

Наблюдаемые закономерности диффузии бора в кремнии объясняются в рамках модели двухточной диффузии: по вакансионному и междоузельному каналам. В имплантированном кремнии ускоренная диффузия бора объясняется тем, что диффузия преимущественно по «быстрому» междоузельному каналу стимулируется последовательным вытеснением атомов бора из узлов решетки междоузельными атомами Si (эффект Воткинса). В силу большого сечения замещения по Воткинсу концентрация избыточных атомов Si истощается и ускоренная диффузия прекращается. Затем междоузельные атомы В захватываются на избыточные вакансии как на ловушки и коэффициент диффузии падает ниже собственного значения. Равновесное распределение бора по вакансиям и междоузлиям при температуре  $1050 \text{ }^\circ\text{C}$  достигается через 60 мин.

Подтверждением того, что примеси Ge и C являются ловушками для междоузельных атомов кремния, будут кривые электрической активации бора в кремнии и в слоях кремния с германием или углеродом (рис. 5) [10]. Стадии «обратного» отжига, обусловленные вытеснением бора из узлов решетки междоузельными атомами Si, в слоях кремния, дополнительно легированных примесями IV группы, отсутствуют.

Эффект Воткинса является важным элементом и обеспечивает основной вклад в подавление образования из точечных радиационных дефектов протяженных нарушений в разработанном сотрудниками кафедры и объединения «Интеграл» пошаговом методе ионного легирования кремния [12]. Образование остаточных протяженных нарушений носит пороговый характер. Для ионов P и Si с энергиями порядка 100 кэВ пороговые дозы ионов составляют  $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ . Для создания высоколегированных слоев число шагов имплантации с промежуточными отжигами может быть слишком велико, чтобы иметь практическое использование. Для уменьшения числа шагов в работе [12] эффект пороговой дозы совмещен с эффектом Воткинса, когда междоузельные атомы Si в процессе отжига в каждом следующем шаге расходуются на вытеснение из узлов атомов легирующей примеси бора, активированной в предыдущем шаге легирования. Условием положительного эффекта является сохранение бора в узлах решетки в процессе каждого следующего шага имплантации, т. е. эффект Воткинса в процессе имплантации необходимо подавить, что достигается обеспечением соответствующего уровня ионизации в слое внедрения (эффективная плотность тока ионного пучка  $1 \div 1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ ). На рис. 6 показаны микрофотографии просвечивающей электронной микроскопии имплантированного бором кремния в одношаговом и пошаговом методе.

В подавлении образования из точечных радиационных дефектов остаточных протяженных нарушений используется также дополнительная имплантация  $\text{C}^+$ , который выступает ловушкой для междоузельных атомов Si вследствие эффекта Воткинса при условии локализации углерода в узлах решетки. Недостатком использования углерода для подавления ускоренной диффузии имплантированных примесей и подавления образования протяженных нарушений является образование включений второй фазы углерода.

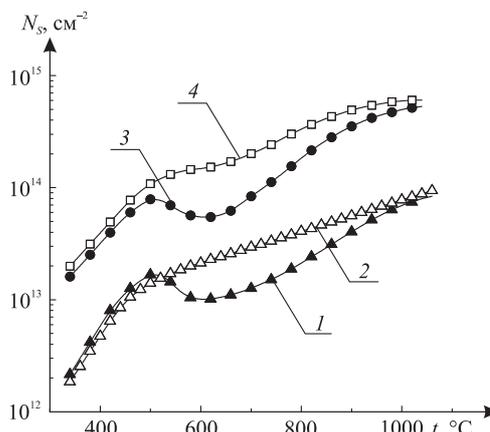


Рис. 5. Кривые электрической активации имплантированного бора в слоях кремния, легированных углеродом: 1 – контрольный образец, доза ионов  $\text{B}^+$   $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ; 2 – доза ионов  $\text{C}^+$   $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , доза ионов  $\text{B}^+$   $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ; легированных германием: 3 – контрольный образец, доза ионов  $\text{B}^+$   $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ; 4 – доза ионов  $\text{Ge}^+$   $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , отжиг, доза ионов  $\text{B}^+$   $1,3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  [10]

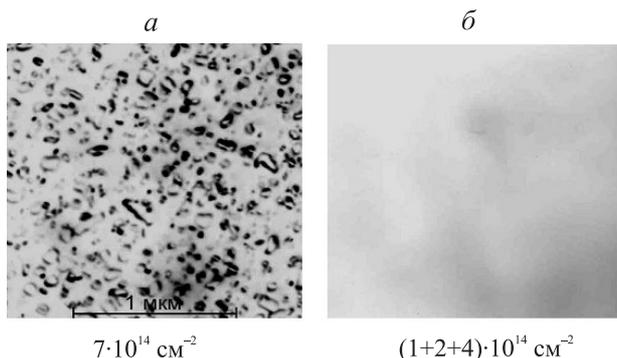


Рис. 6. Электронные микрофотографии кремния, имплантированного ионами  $\text{B}^+$  (а), имплантированного ионами  $\text{B}^+$  пошаговым методом с плотностью тока ионов  $J_{\text{эф}}=1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (б) [12]

Эффект Воткинса проявляет себя не только в процессе перестройки точечных радиационных дефектов в протяженные нарушения, но и непосредственно в накоплении радиационных дефектов в процессе имплантации. На рис. 7 представлено накопление радиационных дефектов в кремнии при имплантации ионов  $\text{N}^+$  при эффективных плотностях тока ионов  $0,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (кривая 1) и  $0,05 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (кривая 2) [13]. Большая плотность тока ионов при дозе  $9 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  вызывает аморфиза-

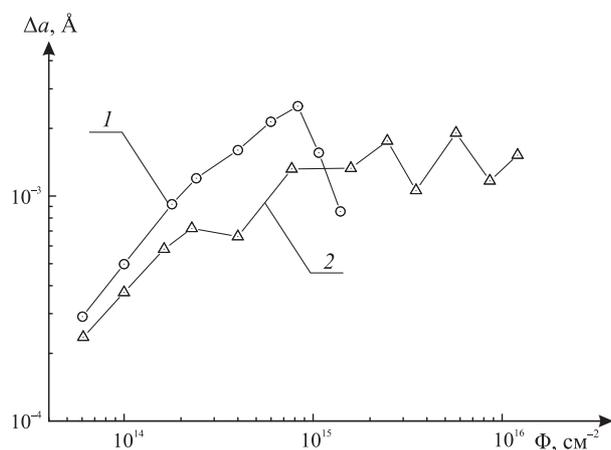


Рис. 7. Зависимость периода решетки кремния от дозы ионов  $N^+$ .  
Эффективная плотность тока ионов:  
1 –  $0,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ , 2 –  $0,05 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  [14]

Si (0, 1175 нм) ПР в слое внедрения уменьшается. При дальнейшей имплантации происходит вытеснение азота из узлов междуузельными атомами Si (эффект Воткинса) и ПР увеличивается. Эти два процесса ответственны за осцилляции в кривой  $\Delta a(\Phi)$  и в целом за аннигиляцию точечных дефектов, что определяет насыщение в кривой накопления дефектов.

Эффектом Воткинса также объясняется наблюдаемое интересное явление снижения концентрации радиационных дефектов в слое, дважды имплантированном ионами  $N^+$  и  $B^+$ , по сравнению с концентрацией дефектов в кремнии, имплантированном только ионами  $B^+$  [14].

\* \* \*

В целенаправленном изменении свойств полупроводниковых материалов важную роль играет управляемое дефектно-примесное взаимодействие, в том числе эффект Воткинса. С помощью специально вводимых примесей в ионно-имплантированном кремнии можно бороться с дефектами. Наиболее показательным в этом направлении является пошаговый метод, в котором эффект пороговой дозы совмещен с эффектом замещения по Воткинсу. При этом оказалось возможным управлять и самим эффектом Воткинса, изменяя уровень ионизации в слое внедрения.

В имплантированном кремнии, исследуя эффект Воткинса в процессе термообработки, удалось установить температуры отжига и оценить концентрации преобладающих собственных междуузельных комплексов.

Специально вводимые нейтральные в кремнии примеси Ge, C, работающие как центры аннигиляции дефектов вследствие эффекта Воткинса, дают возможность подавлять образование остаточных нарушений и значительно снижать коэффициенты диффузии имплантированных примесей бора и фосфора, что важно в субмикронной технологии.

Таким образом, уровень сегодняшнего понимания открытого более 40 лет назад явления замещения по Воткинсу позволяет использовать его для решения практических задач микроэлектроники.

1. Watkins G.D. // J. Phys. Soc. Jpn. 1963. Vol. 18. (Suppl. 2). P. 22.
2. Bourgoin J.C., Corbett J.W. // Phys. Lett. A. 1972. Vol. 38. P. 135.
3. Weiser K. // Phys. Rev. 1962. Vol. 126. P. 1427.
4. Berezhnov N.I., Chelyadinskii A.R., Jadan M., Suprun-Belevich Yu.R. // Nucl. Instr. Meth. 1993. Vol. 73. P. 357.
5. Berezhnov N.I., Stelmakh V.F., Chelyadinskii A.R. // Phys. Stat. Sol. A. 1983. Vol. 78. P. 121.
6. Jadan M., Berezhnov N.I., Chelyadinskii A.R. // Phys. Stat. Sol. B. 1995. Vol. 189. P. K1.
7. Brower K.L. // Phys. Rev. Lett. 1980. Vol. 44. P. 3424.
8. Stelmakh V.F., Suprun-Belevich Yu.R., Tkachev V.D., Chelyadinskii A.R. // Phys. Stat. Sol. A. 1985. Vol. 89. P. K45.
9. Chelyadinskii A.R., Taher H.I. // Phys. Stat. Sol. A. 1994. Vol. 142. P. 331.
10. Челядинский А.Р., Комаров Ф.Ф. // Успехи физ. наук. 2003. Т. 173. С. 813.
11. Плебанович В.И., Челядинский А.Р., Оджаев В.Б. // Вестн. БГУ. Сер. 1. 2006. № 2. С. 16.
12. Плебанович В.И., Белоус А.И., Челядинский А.Р., Оджаев В.Б. // Физика твердого тела. 2008. Т. 50. С. 1378.

13. Chelyadinskii A.R., Yavid V.Yu., Jakubenja S.N., Zukowski P. // Physics and Chemistry of Solid state. 2003. Vol. 4. P. 470.

14. Odzhaev V.B., Popok V.N., Cervena J. et al. // Phys. Stat. Sol. A. 1995. Vol. 147. P. 91.

Поступила в редакцию 30.05.11.

**Алексей Романович Челядинский** – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник кафедры физики полупроводников и нанoeлектроники. Область научных интересов – физика полупроводников; ионно-радиационная технология полупроводников. Автор более 150 печатных работ, в том числе соавтор учебного пособия «Тенденции в развитии электроники и электронной промышленности».

**Владимир Борисович Оджаяев** – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой физики полупроводников и нанoeлектроники. Область научных интересов – физика полупроводников; радиационная физика полимеров. Автор более 200 печатных работ, в том числе соавтор монографии «Ионная имплантация полимеров», учебного пособия «Тенденции в развитии электроники и электронной промышленности».