

УДК 621.315.592

**ОБРАЗОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАРУШЕНИЙ В КРЕМНИИ,  
ИМПЛАНТИРОВАННОМ ИОНАМИ УГЛЕРОДА И БОРА**В.И. ПЛЕБАНОВИЧ<sup>1</sup>, А.И. БЕЛОУС<sup>1</sup>, А.Р. ЧЕЛЯДИНСКИЙ<sup>2</sup>, В.Б. ОДЖАЕВ<sup>2</sup><sup>1</sup>НПО "Интеграл"  
Корженевского 12, Минск, 220108, Беларусь,<sup>2</sup>Белорусский государственный университет  
пр. Ф. Скорины, 4, Минск, 220030, Беларусь*Поступила в редакцию 18 апреля 2006*

Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано образование остаточных протяженных нарушений в кремнии, имплантированном ионами С<sup>+</sup> и методом двойной имплантации С<sup>+</sup> и В<sup>+</sup>. Установлено, что формирование остаточных нарушений может быть подавлено благодаря аннигиляции точечных дефектов на атомах С (эффект Воткинса). Положительный эффект достигается при локализации внедряемого углерода по узлам решетки, что обеспечивается его имплантацией с эффективной плотностью тока сканирующего пучка ионов не ниже 1,0 мкА·см<sup>-2</sup>.

*Ключевые слова:* кремний, имплантация, углерод, бор, остаточные протяженные нарушения.

**Введение**

В слоях кремния во время ионной имплантации накапливаются в значительных концентрациях устойчивые при комнатных температурах радиационные дефекты. В процессе последующей термообработки, необходимой для отжига дефектов и электрической активации внедренной примеси, возникают остаточные протяженные нарушения типа стержнеобразных дефектов {113}, дефектов упаковки, ограниченных дислокационными петлями. Эти дефекты имеют междоузельную природу. Остаточные нарушения вносят глубокие уровни в запрещенную зону кремния и в значительной степени влияют на генерационно-рекомбинационные процессы в ионно-легированных структурах кремния. Тем самым эти дефекты существенно ухудшают параметры полупроводниковых приборов и интегральных схем и процент выхода годных изделий микроэлектроники [1].

Одним из способов подавления образования остаточных нарушений в имплантированных слоях кремния является дополнительная имплантация в них углерода [2, 3]. Однако в работе [4] показано, что обычная имплантация углерода не приводит к положительному эффекту. Для того чтобы атомы С являлись ловушками для избыточных междоузельных атомов Si, необходимо атомы углерода перевести в узлы решетки кремния. Для этого предлагается слои с внедренным углеродом дополнительно имплантировать более тяжелыми ионами (например, Ar) для их аморфизации. Затем провести быструю рекристаллизацию слоя, в ходе которой атомы углерода располагаются в узлах решетки. После этого в слои кремния имплантируется электрически активная примесь (В или Р).

Такое количество дополнительных операций делает этот метод затруднительным для практического использования.

В настоящей работе мы исследовали образование остаточных нарушений в кремнии в зависимости от условий имплантации ионов  $C^+$ , а также двойной имплантации ионов  $C^+$  и  $B^+$ .

### Методика эксперимента

Остаточные нарушения изучались методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Исследования проводили на электронном микроскопе ЭМ-200.

Распределение внедряемого углерода по узлам и междоузлиям изучалось рентгенодифракционным методом в режиме двухкристального спектрометра при параллельном расположении кристалл-монокроматора и исследуемого образца. Исследовалась дифракция излучения  $CuK\alpha_1$  от плоскостей (111) в четвертом порядке отражения.

Исследования выполнены на кристаллах кремния, легированного фосфором, с удельным сопротивлением  $0,5 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ . Имплантация ионов  $C^+$  и  $B^+$  с энергией  $45 \text{ кэВ}$  проводилась сплошным пучком с плотностями тока ионов от  $0,05$  до  $2,0 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  и сканирующим пучком с эффективными плотностями тока ионов  $J_{\text{эф}}$  от  $0,05$  до  $1,5 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ . В случае имплантации сканирующим пучком плотность тока в пучке ионов приблизительно в  $100$  раз выше эффективной плотности. Исследовались также образцы кремния, имплантированные последовательно ионами германия с энергией  $300 \text{ кэВ}$  и ионами бора с энергией  $45 \text{ кэВ}$ . Термообработки проводились при температуре  $900^\circ\text{C}$  в течение  $15$  мин в атмосфере аргона. Электрофизические исследования проводились путем измерения эффекта Холла по методике Ван-дер-Пау [5].

### Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 представлены микрофотографии ПЭМ пластин кремния, имплантированных ионами  $C^+$  дозой  $6\cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  сплошным пучком при плотности тока ионов  $0,05 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (а), и  $2,0 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (б) и отожженных при температуре  $900^\circ\text{C}$  в течение  $15$  мин. Как видно, в имплантированных слоях при отжиге образуются остаточные нарушения в концентрациях порядка  $5\cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$  как в случае низкой ( $0,05 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ ), так и высокой ( $2,0 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ ) плотности тока ионного пучка.

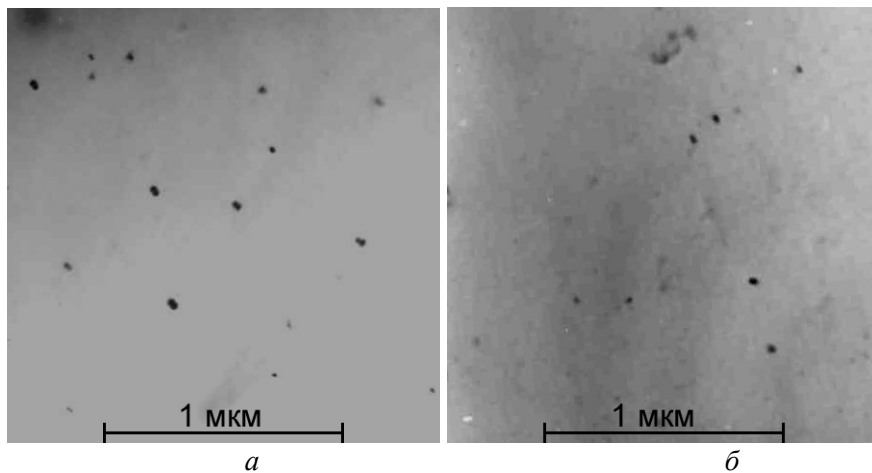


Рис. 1. Микрофотографии кремния, имплантированного ионами  $C^+$ ,  $\Phi=6\cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , сплошной пучок. Плотности тока ионов  $J=0,05 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (а) и  $J=2,0 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (б)

На рис. 2 представлены микрофотографии ПЭМ пластин кремния, имплантированных ионами  $C^+$  дозой  $6\cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  сканирующим пучком с эффективной плотностью тока ионов  $0,05 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (а) и  $1,5 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  (б). Имплантированные пластины отжигались при  $900^\circ\text{C}$  в течение  $15$  мин. Видно, что в кремнии, имплантированном сканирующим пучком с низкой плотностью тока ионов ( $0,05 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ ) при последующем отжиге образуются остаточные нарушения. Их плотности порядка  $10^7 \text{ см}^{-2}$ . В случае имплантации ионов  $C^+$  с эффективной плотностью  $1,5 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$  остаточные дефекты не выявляются.

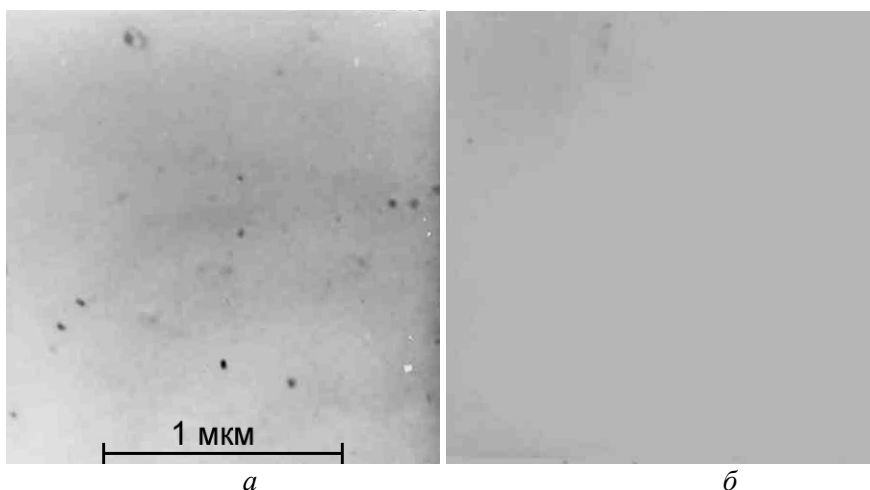


Рис. 2. Микрофотографии кремния, имплантированного ионами  $C^+$ ,  $\Phi=6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , сканирующий пучок. Плотности тока ионов  $J_{\text{эф}}=0,05 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (а) и  $J_{\text{эф}}=1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (б)

На рис. 3 показаны микрофотографии ПЭМ кремния, имплантированного ионами  $B^+$  дозой  $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  (а) и кремния, имплантированного последовательно ионами  $C^+$  и  $B^+$  дозами  $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  (б). Имплантация обоих ионов проводилась сканирующим пучком с эффективной плотностью тока ионов  $1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ . В случае имплантации только ионов  $B^+$  плотность дислокационных петель в слое составляет порядка  $5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ . В слоях кремния, созданных двойной имплантацией  $C^+$  и  $B^+$ , остаточные нарушения не выявляются.

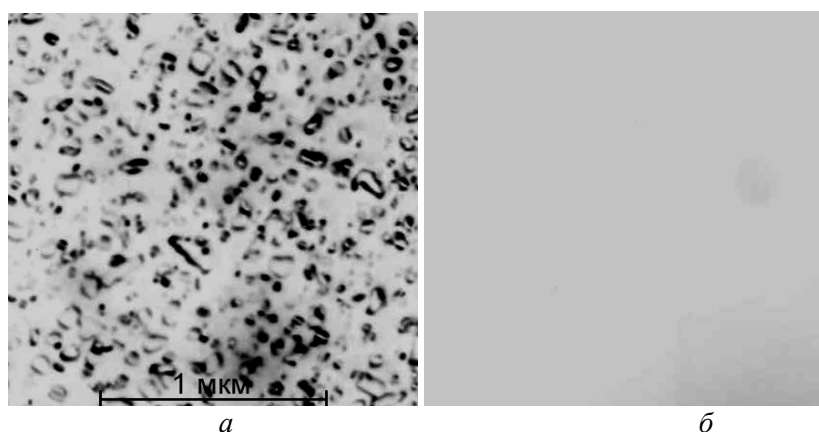


Рис. 3. Микрофотографии кремния, имплантированного ионами:  $B^+$ ,  $\Phi_B=6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ,  $J_{\text{эф}}=1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (а),  $C^+$ ,  $B^+$ ,  $\Phi_{C,B}=6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ,  $J_{\text{эф}}=1,5 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  (б)

На рис. 4 представлены зависимости изменения периода решетки  $\Delta a$  от плотности тока ионного пучка  $J_{\text{эф}}$  (кривая 1). С ростом плотности тока ионов  $C^+$  от  $0,05$  до  $1 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  изменение периода решетки имплантированного слоя уменьшается. Наблюдаемые изменения периода решетки кремния обусловлены радиационными дефектами, которые увеличивают период решетки кремния, а также атомами углерода, которые при расположении в узлах сжимают решетку кремния. Предполагая, что данная зависимость периода решетки от плотности тока ионов определяется локализацией углерода по узлам и междоузлиям, можно оценить из  $\Delta a$  и из соотношения ковалентных радиусов атомов примеси и решетки, что для плотностей тока ионов  $0,05$  и  $1,0 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  разница в концентрации углерода в узлах решетки составляет  $1,9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , что соответствует средней концентрации углерода в слое внедрения, т.е. при  $J_{\text{эф}}=1,0 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$  практически весь внедренный углерод располагается в узлах решетки. Аналогичные расчеты позволили построить кривую локализации внедряемого углерода по узлам решетки в зависимости от плотности тока ионов (кривая 2 на рис. 4).

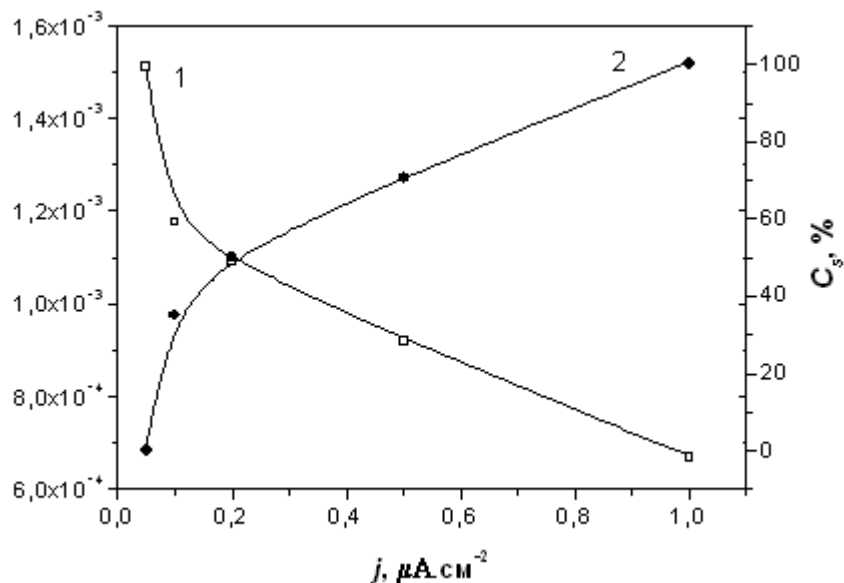


Рис. 4. Зависимости периода решетки кремния от плотности тока ионов  $\text{C}^+$ ,  $\Phi=4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (1) и доли атомов углерода в узлах решетки кремния от плотности тока имплантации (2)

На рис. 5 показаны кривые электрической активации имплантированного бора (зависимость слоевой концентрации носителей заряда от температуры изохронного отжига) — кривая 1, а также активация имплантированного бора в слоях кремния, предварительно имплантированных углеродом, — кривая 2. Для того чтобы внедряемый углерод преимущественно располагался в узлах решетки, имплантация углерода проводилась сканирующим пучком с эффективной плотностью тока ионов  $1,5 \text{ мкА}\cdot\text{см}^{-2}$ . Кривой 3 показана активация бора в слоях, предварительно легированных германием. Легирование осуществлялась имплантацией ионов  $\text{Ge}^+$  с энергией 300 кэВ. Поскольку эти слои являются аморфными, образцы отжигались при температуре  $700^\circ\text{C}$  в течение 15 мин для рекристаллизации аморфного слоя. Затем проводилась имплантация ионов бора с энергией 45 кэВ.

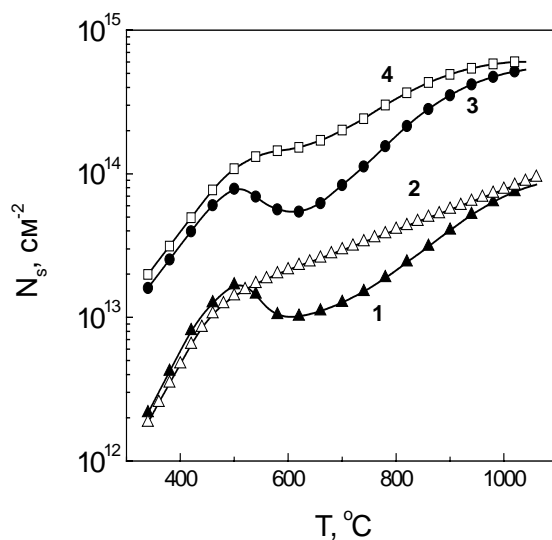


Рис. 5. Кривые электрической активации имплантированного бора в слоях кремния: легированных углеродом (1 — контрольный образец, доза ионов  $\text{B}^+$   $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , 2 — доза ионов  $\text{C}^+$   $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , доза ионов  $\text{B}^+$   $1 \cdot 10^{14}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

Кривые электрической активации имплантированного бора содержат стадию обратного отжига в температурном интервале 500–600°C (кривая 1). В образцах, предварительно легированных углеродом или германием, стадии обратного отжига практически отсутствуют (кривые 2, 3); в образцах с германием наблюдается лишь незначительных перегиб в кривой  $N_s(T)$ .

Подавление образования остаточных нарушений с помощью углерода связывается авторами [2, 3] с тем, что атомы углерода являются ловушками для междоузельных атомов Si. Предполагалось, что для компенсации упругих напряжений вокруг атома углерода в узле решетки вследствие несовпадения ковалентных радиусов атомов C и Si в деформированной сфере вокруг атома C располагается один или более междоузельных атомов Si. Тем самым, по мнению авторов, эти избыточные атомы Si не участвуют в образовании остаточных нарушений. Такое объяснение вызывает сомнение, так как междоузельные атомы Si, собирающиеся вокруг атомов C, должны были бы проявляться в исследованиях методом резерфордовского обратного рассеяния в кремнии, имплантированном ионами  $C^+$  и отожженном [3]. Но эти слои проявляют себя как бездефектные.

Мы иначе объясняем положительный эффект углерода в имплантированных слоях кремния. Образующиеся при распаде комплексов междоузельные атомы Si расходятся на вытеснение из узлов решетки в междоузлия атомов углерода. Это известный эффект Воткинса [6], и он был установлен для примесей B, Ga, Al и C. Подтверждением этому являются результаты по электрической активации в кремнии внедренного бора (рис. 5). Стадия "обратного" отжига в температурном интервале 500–600°C обусловлена вытеснением бора из узлов решетки междоузельными атомами кремния, образующимися в результате распада при этих температурах междоузельных комплексов Si-B3 [7]. В слоях кремния, содержащих C и Ge, стадия "обратного" отжига отсутствует. Примеси IV группы являются электрически нейтральными в кремнии, поэтому непосредственно не влияют на концентрацию носителей заряда. Отсутствие стадий "обратного" отжига в кривых  $N_s(T)$  для образцов, легированных углеродом и германием, связывается нами с тем, что избыточные атомы Si расходятся на вытеснение из узлов решетки примесей IV группы. В результате этого снижается число смещений атомов бора. Одинаковый результат по подавлению стадии обратного отжига для слоев кремния, легированных углеродом и германием, не подтверждает модель авторов [2, 3]. Ковалентный радиус атома Ge (1,225 Å) больше ковалентного радиуса атома Si (1,175 Å), ковалентный радиус атома C (0,7 Å) меньше, поэтому деформации решетки кремния вокруг этих примесных атомов имеют противоположный знак. Если согласиться с авторами [2, 3], что расположение междоузельных атомов в области атома C компенсирует упругие напряжения, создаваемые этим атомом, то трудно ожидать такого же результата для германия с противоположным характером деформаций. В работе [8] авторы пришли к заключению, что все примеси замещения с ковалентными радиусами, отличными от радиуса атома решетки, участвуют в эффекте Воткинса.

Если вытесненный из узла атом C захватывается на вакансию, то он снова готов быть ловушкой для атомов Si. Процесс аннигиляции дефектов может быть записан следующими реакциями:



где  $C_s$  — атом углерода в узле решетки;  $C_l$  — атом углерода в междоузлии;  $Si_l$  — атом Si в междоузлии;  $V$  — вакансия. Параллельно с этими процессами идет образование из избыточных атомов Si протяженных нарушений. Эти процессы являются конкурирующими.

Существенное различие в плотностях остаточных нарушений в кремнии, имплантированном ионами  $C^+$  при различных плотностях тока ионов, очевидно связать с различием в локализации внедряемого углерода. Из кривой 2 на рис. 4 видно, что доля углерода в узлах решетки изменяется от 100 % при  $J_{\phi}=1,0$  мкА·см<sup>-2</sup> до 0 при  $J_{\phi}=0,05$  мкА·см<sup>-2</sup>. При большой плотности тока ионов остаточные нарушения не образуются и при двойной имплантации. Рост количества атомов углерода в узлах решетки с ростом плотности тока имплантации обусловлен повышением мгновенной концентрации вакансий. Следует отметить, что при комнатной температуре вакансии в кремнии являются подвижными — в нейтральном зарядовом состоянии они становятся подвижными при температуре 140 К, в отрицательном зарядовом состоянии — при 80 К [6].

Эффективность введения устойчивых радиационных дефектов в кремнии при имплантации легких ионов  $C^+$  или  $B^+$  равна порядка 1, т.е. на один падающий ион образуется один устойчивый дефект [9]. При двойной имплантации число дефектов будет превышать число атомов углерода. Тем не менее остаточные дефекты не образуются. Это говорит о том, что в среднем каждый атом углерода участвует более одного раза в реакции замещения по Воткинсу, т.е. в аннигиляции междуузельных атомов Si участвуют не только атомы C, изначально локализованные в узлах решетки, но и захватываемые в процессе отжига на вакансии. С этим согласуются и результаты по образованию остаточных нарушений при низких плотностях тока имплантации ионов  $C^+$ . В этом случае остаточные дефекты образуются, но их плотность существенно меньше, чем в кремнии, имплантированном ионами  $B^+$ , хотя для этих ионов исходные концентрации радиационных дефектов, из которых формируются остаточные нарушения, практически одинаковы [9]. Это значит, что при термообработке часть атомов углерода успевают сесть на избыточные вакансии и затем участвовать в реакции замещения.

Движущей силой образования остаточных нарушений является пересыщение междуузельными атомами Si. Поэтому очень важно расположение атомов углерода изначально в узлах решетки. В силу большого сечения реакции замещения по Воткинсу [6] уже в первые моменты отжига существенно падает уровень пересыщения точечными дефектами, что снижает эффективность формирования протяженных нарушений. Далее параллельный процесс захвата вытесненного из узлов углерода на вакансии способствует дальнейшему протеканию процесса аннигиляции междуузельных атомов Si, но уже при существенно меньшем уровне пересыщения точечными дефектами. Следует отметить, что в кремнии, имплантированном последовательно ионами C и B, удваивается концентрация точечных дефектов не только междуузельного типа, но и вакансионного. В работе [10] установлено, что в кремнии, имплантированном легкими ионами и ионами средних масс, концентрации устойчивых радиационных дефектов вакансионного типа (преимущественно дивакансии) и междуузельного (Si-P6-, Si-B3-центры [7]) соизмеримы. При большом пересыщении вакансионными дефектами растворимость углерода по узлам, как установлено в работе [11], увеличивается на два порядка. В силу этого в случае двойной имплантации C и B создаются условия для аннигиляции дефектов согласно реакциям (1). В кремнии, имплантированном ионами  $C^+$  при низких плотностях тока ионов, атомы углерода находятся в междуузельях и захват их в узлы протекает медленнее в силу меньшей концентрации вакансионных дефектов.

Необходимо отметить, что атомы бора также являются ловушками для междуузельных атомов Si через эффект Воткинса. В кремнии, облученном электронами, число вытесненных из узлов атомов B равнялось числу выбитых атомов Si [6]. Но, как видно из рис. 3, эффективность подавления образования остаточных нарушений атомами бора заметно меньше, чем атомами углерода. Это может быть связано не только с несколько меньшим сечением реакции замещения бора по сравнению с углеродом [8]. В кремнии, имплантированном ионами  $B^+$ , при термообработке образуются комплексы радиационных дефектов, включающие в свой состав атомы бора [10]. Отжигаются эти дефекты в температурном интервале 700–900°C (стадия изохронного отжига). Концентрация этих дефектов, начиная с дозы  $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , растет квадратично с дозой имплантации [10]. Связывание атомов бора в эти термостабильные комплексы уменьшает тем самым эффективность бора как центра аннигиляции междуузельных атомов Si.

### Заключение

Таким образом, плотности остаточных протяженных нарушений, образующихся из точечных радиационных дефектов в кремнии, имплантированном ионами  $C^+$  или совместно ионами  $C^+$  и  $B^+$ , зависят от условий имплантации. Образование протяженных нарушений (стержнеобразные дефекты, дефекты упаковки) может быть подавлено в результате аннигиляции междуузельных атомов Si на примесях C (эффект Воткинса). Положительный эффект достигается, если внедряемые атомы углерода располагаются в узлах решетки. Локализация атомов C в узлах зависит от плотности тока имплантации и может составлять около 100% при эффективной плотности тока ионов не менее  $1,0 \text{ мкА} \cdot \text{см}^{-2}$ .

# FORMATION OF SECONDARY DAMAGE IN SILICON IMPLANTED WITH CARBON AND BORON IONS

V.I. PLEBANOVICH, A.I. BELOUS, A.R. CHELYADINSKII, V.B. ODZHAEV

## Abstract

The effect of C atoms on the formation of secondary extended damage in silicon implanted with C<sup>+</sup> and co-implanted with C<sup>+</sup> and B<sup>+</sup> ions has been investigated. It is shown that formation of secondary damage is suppressed by carbon implantation at high densities of ion current when the implanted C is incorporated substitutionally into silicon lattice.

## Литература

1. *Liefting R.* // IEEE Trans. Electron Dev. 1994. Vol. ED-41. P. 50–54.
2. *Jones K.S., Prussin S., Weber E.R.* // Appl. Phys. A. 1988. Vol. 45, № 1. P. 1.
3. *Schreutelkamp R.J., Custer J.S., Liefting J.R., Lu W.X., Saris F.W.* // Mater. Sci. Rep. 1991. Vol.6, № 7–8. P. 275.
4. *Simpson T.W., Goldberg R.D., Mitchell I.V.* // Appl. Phys. Lett. 1995. Vol. 67, № 19. P. 2857.
5. *Van-der-Pauw* // Philips. Res. Repts. 1958. Vol. 13, № 1. P. 1–8.
6. *Watkins G.D.* Damage in Semiconductors. Dunod, Paris. 1967. P. 97.
7. *Brower K.* // Phys. Rev. B. 1976. Vol. 14, № 3. P.872–883.
8. *Berezhnov N.I., Chelyadinskii A.R., Jadan M., Suprun-Belevich Yu.R.* // Nucl. Instr. Meth. B. 1993. Vol. 73, № 3. P. 357–363.
9. *Hirvonen J.K.* // Appl. Phys. Lett. 1971. Vol. 19, № 1. P. 14–16.
10. *Стельмах В.Ф., Ткачев В.Д., Челядинский А.Р.* // ФТТ. 1978. Т. 20, № 7. С. 2196–2200.
11. *Strane J.W.* // J.Appl. Phys. 1996. Vol. 79, № 3. P.637–645.