

03

## Локализация атомов углерода и протяженные нарушения в кремнии, имплантированном ионами $C^+$ , $B^+$ и совместно $C^+$ и $B^+$

© М. Jadan<sup>1</sup>, А.Р. Челядинский<sup>2</sup>, В.Б. Оджаяев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Tafila Technical University,  
Tafila, Jordan

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет,  
Минск, Белоруссия

E-mail: muhanad\_jadan@yahoo.com, chelyadinski@bsu.by

(Поступила в Редакцию 18 июня 2012 г.)

Показана возможность управления локализацией внедряемого углерода по узлам и междоузлиям в кремнии непосредственно во время имплантации. Методом просвечивающей электронной микроскопии исследовано образование остаточных протяженных нарушений в кремнии, имплантированном ионами  $C^+$ ,  $B^+$  и совместно ионами  $C^+$  и  $B^+$ . 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  $1.0 \mu A \cdot cm^{-2}$ .

### 1. Введение

В слоях кремния накопленные в процессе ионной имплантации радиационные дефекты при последующей термообработке перестраиваются в остаточные протяженные нарушения типа стержнеобразных дефектов, дефектов упаковки, дислокационных петель. Эти нарушения имеют междоузельную природу. Они вносят глубокие уровни в запрещенную зону кремния, в значительной степени влияя на генерационно-рекомбинационные процессы в ионно-легированных структурах, и тем самым существенно ухудшают параметры полупроводниковых приборов и интегральных схем, а также процент выхода годных изделий микроэлектроники [1]. Управление процессом кластеризации точечных дефектов важно как с точки зрения подавления образования нежелательных протяженных нарушений, так и целенаправленного формирования определенных структур, например, комплексов из трех междоузельных атомов Si с высоким квантовым выходом люминесценции [2] и возможностью создания на кремнии оптоэлектронных устройств. Интерес представляет влияние кластеризации собственных точечных дефектов на преципитацию примесей при высоком уровне легирования тонких слоев кремния [3].

Одним из способов подавления образования остаточных нарушений в имплантированных слоях кремния является дополнительная имплантация в них углерода [4–6]. В этих работах установлено, что для того, чтобы атомы С являлись ловушками для избыточных междоузельных атомов Si, их необходимо перевести в узлы решетки кремния. Для этого предлагается слои с внедренным углеродом дополнительно имплантировать более тяжелыми ионами (например, Si) для их аморфизации. Затем необходимо провести быструю рекристаллизацию слоя, в ходе которой атомы углерода располагаются в узлах решетки в концентрациях,

превышающих предел растворимости. После этого в слои кремния имплантируется электрически активная примесь (В или Р). Такое количество дополнительных операций делает этот метод затруднительным для практического использования. Данные по локализации в решетке кремния внедряемых примесей непосредственно при имплантации существенно различаются, и причина различий остается невыясненной [7,8].

Целью работы являлось исследование локализации имплантированного углерода в решетке кремния и образования остаточных нарушений в слое внедрения в зависимости от условий имплантации  $C^+$ , а также двойной имплантации ионов  $C^+$  и  $B^+$ .

### 2. Методика эксперимента

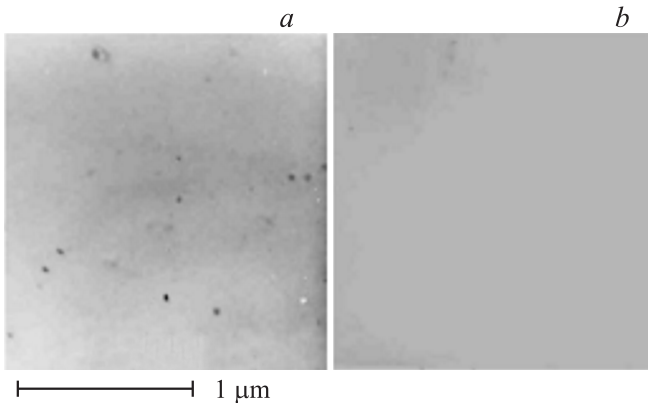
Исследования выполнены на кристаллах кремния, легированного фосфором, с удельным сопротивлением  $0.5 \Omega \cdot cm$ . Имплантация ионов  $C^+$  и  $B^+$  с энергией 45 keV проводилась сканирующим пучком с эффективной плотностью тока в пучке ионов от 0.05 до  $1.5 \mu A \cdot cm^{-2}$  на ускорителе типа „Везувий“. Имплантированные структуры проходили термообработку при температуре  $900^\circ C$  в течение 15 min в атмосфере аргона. Остаточные нарушения изучались методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Исследования выполнены на электронном микроскопе ЭМ-125.

Распределение внедряемого углерода по узлам и междоузлиям изучалось рентгенодифракционным методом в режиме двухкристального спектрометра при параллельном расположении кристалла-монокроматора и исследуемого образца. Исследовалась дифракция излучения  $CuK\alpha_1$  от плоскостей (111) в четвертом порядке отражения. Точность определения изменения периода решетки кристалла составляла  $\pm 1 \cdot 10^{-6} nm$ .

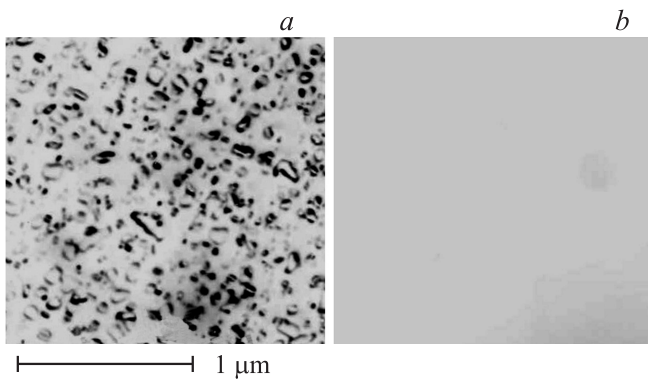
### 3. Результаты эксперимента и их обсуждение

На рис. 1 представлены микрофотографии ПЭМ-пластин кремния, имплантированных ионами  $C^+$  дозой  $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  сканирующим пучком с эффективной плотностью тока ионов  $0.05 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  (a) и  $1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  (b) и отожженных при температуре  $900^\circ\text{C}$  в течение 15 min. Видно, что в кремнии, имплантированном сканирующим пучком с низкой плотностью тока ионов ( $0.05 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ ), при последующем отжиге образуются остаточные нарушения. Их плотности порядка  $10^7 \text{ cm}^{-2}$ . В случае имплантации ионов  $C^+$  с эффективной плотностью  $1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  остаточные дефекты не выявляются.

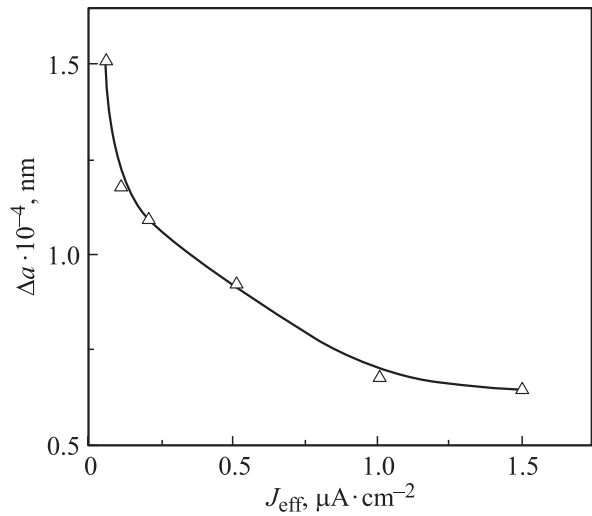
На рис. 2 показаны микрофотографии ПЭМ кремния, имплантированного ионами  $B^+$  дозой  $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (a), и кремния, имплантированного последовательно ионами  $C^+$  и  $B^+$  дозами  $6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (b). Имплантация обоих ионов проводилась сканирующим пучком с эффективной плотностью тока ионов  $1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ . В случае имплантации только ионов  $B^+$  плотность дислокационных петель в слое составляет порядка  $1 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ . В слоях



**Рис. 1.** Микрофотографии кремния, имплантированного ионами  $C^+$ ,  $\Phi = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ , сканирующий пучок. Эффективные плотности тока ионов  $J_{\text{eff}}, \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ : a — 0.05, b — 1.5.



**Рис. 2.** Микрофотографии кремния, имплантированного ионами:  $B^+$ ,  $\Phi_B = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ,  $J_{\text{eff}} = 1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  (a),  $C^+$ ,  $B^+$ ,  $\Phi_{C,B} = 6 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ,  $J_{\text{eff}} = 1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  (b).



**Рис. 3.** Зависимость периода решетки кремния от плотности тока ионов  $C^+$ ,  $\Phi = 4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ .

кремния, созданных двойной имплантацией  $C^+$  и  $B^+$ , остаточные нарушения не выявляются.

На рис. 3 представлены зависимости изменения периода решетки в слое кремния  $\Delta a$  от плотности тока ионов углерода  $J_{\text{eff}}$ . С ростом плотности тока от 0.05 до  $1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  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. Последнее обусловлено тем, что ковалентный радиус атома C (0.07 nm) меньше радиуса атома Si (0.1175 nm). Полагая, что данная зависимость периода решетки от плотности тока ионов определяется локализацией углерода по узлам и междоузлиям, можно оценить из  $\Delta a$  и соотношения ковалентных радиусов атомов примеси и решетки разницу в концентрациях углерода в узлах решетки при различных плотностях тока ионов  $J_{\text{eff}}$ . Для  $J_{\text{eff}} 0.05$  и  $1.0 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  она составляет  $1.9 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ , что соответствует средней концентрации углерода в слое внедрения. Из этого следует, что при  $J_{\text{eff}} = 1.0 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  практически весь внедренный углерод располагается в узлах решетки. Одинаковые значения  $\Delta a$  при  $J_{\text{eff}} 1.0$  и  $1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$  также могут быть объяснены тем, что весь внедренный углерод располагается в узлах решетки при этих значениях  $J_{\text{eff}}$ . Содержание углерода в узлах решетки кремния в зависимости от плотности тока ионов представлено в таблице.

Содержание  $N_S^C$  внедренного углерода в узлах решетки кремния в зависимости от плотности тока ионов  $J_{\text{eff}}$

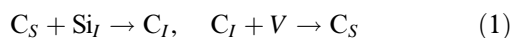
$J_{\text{eff}}, \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$	0.05	0.1	0.2	0.5	1.0	1.5
$N_S^C, \%$	0	30	47	70	100	100

Подавление образования остаточных нарушений с помощью углерода связывается авторами [4–6] 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 [4,9,10] 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 [5].

Но эти слои проявляют себя как бездефектные. Следует отметить, что существование гантельной конфигурации Si G-12 [11] из атомов C и Si не может свидетельствовать в пользу представления об атоме углерода, как центре агломерации атомов Si. В этой конфигурации вытесненный из узла междоузельный атом углерода образует гантель с атомом решетки, сдвигая его из узла так, что узлу принадлежит гантель C-Si. Более того, эта гантель разваливается при  $65^\circ C$ , и освобожденный междоузельный атом углерода  $C_i$  мигрирует к атому углерода в узле решетки  $C_s$  с образованием комплекса  $C_s-C_i$  (ЭПР-центр Si-G11 [11]).

Положительный эффект углерода может быть связан с тем, что образующиеся при распаде комплексов междоузельные атомы Si расходуются на процесс замещения, т.е. вытеснение атомов углерода из узлов в междоузлия с расположением избыточного атома Si в узле. Это известный эффект Воткинса, и он был установлен для примесей B, Ga, Al [12] и C [11].

Если вытесненный из узла атом C захватывается затем 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 может идти 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 (рис. 1), очевидно можно связать с различием в локализации внедряемого углерода. Из таблицы видно, что доля углерода в узлах решетки изменяется от 100% при  $J_{\text{эф}} = 1.0 \mu A \cdot \text{cm}^{-2}$  до 0 при  $J_{\text{эф}} = 0.05 \mu A \cdot \text{cm}^{-2}$ . При большой плотности тока ионов  $C^+$  остаточные нарушения не образуются и при двойной имплантации (рис. 2). В работе [6] при совместной имплантации ионов  $C^+$  и  $Si^+$  не получили положительного результата по подавлению образования

остаточных нарушений. Авторы предположили, что при имплантации углерод располагается преимущественно в междоузлиях. И, по их мнению, только путем аморфизации слоя и последующей его рекристаллизации углерод можно перевести в узлы решетки. В работе [6] плотность тока ионов  $C^+$  составляла  $0.025 \mu A \cdot \text{cm}^{-2}$ , и согласно нашим результатам по зависимости локализации примеси от плотности тока ионов углерод должен был располагаться в междоузлиях.

Рост количества атомов углерода в узлах решетки с ростом плотности тока ионного пучка обусловлен, во-первых, 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 [13]. Кроме того, с ростом плотности тока ионов вследствие повышения уровня ионизации в слое внедрения подавляется процесс вытеснения примесей из узлов решетки междоузельными атомами кремния [14].

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 [15]. При двойной имплантации число дефектов будет превышать число атомов углерода. Тем не менее, остаточные дефекты не образуются. Это обстоятельство указывает на то, что в среднем каждый атом углерода участвует более одного раза в реакции замещения по Воткинсу, т.е. в аннигиляции междоузельных 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 ( $0.05 \mu A \cdot \text{cm}^{-2}$ ) 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 [15]. Это значит, что при термообработке часть атомов углерода успевает расположиться на избыточных вакансиях и затем участвовать в реакции замещения. В работе [5] авторы пришли к выводу, что в кремнии, имплантированном только ионами  $C^+$ , при последующей термообработке остаточные дефекты не образуются. Но в этой работе не сообщается о плотности тока ионов  $C^+$ . Очевидно она была достаточно высокой, чтобы углерод был локализован преимущественно в узлах решетки.

Движущей силой образования остаточных нарушений является пересыщение междоузельными атомами Si. Поэтому очень важно расположение атомов углерода изначально в узлах решетки. В силу большого сечения реакции замещения по Воткинсу [12] уже в первые моменты отжига существенно падает уровень пересыщения точечными дефектами, что снижает эффектив-

ность формирования протяженных нарушений. Далее параллельный процесс захвата вытесненного из узлов углерода на вакансии способствует дальнейшему протеканию процесса аннигиляции междоузельных атомов Si, но уже при существенно меньшем уровне пересыщения точечными дефектами. Следует отметить, что в кремнии, имплантированном последовательно ионами С и В, удваивается концентрация точечных дефектов не только междоузельного типа, но и вакансионного. В работе [16] установлено, что в кремнии, имплантированном легкими ионами и ионами средних масс, концентрации устойчивых радиационных дефектов вакансионного типа (преимущественно дивакансии) и междоузельного (Si-P6-, Si-B3-центры) соизмеримы. При большом пересыщении вакансионными дефектами растворимость углерода по узлам может увеличиваться. В силу этого в случае двойной имплантации С и В выполняются условия для аннигиляции дефектов согласно реакциям (1).

Необходимо отметить, что атомы бора также являются ловушками для междоузельных атомов Si через эффект Воткинса. В опытах Воткинса [12] в кремнии, облученном электронами, число вытесненных из узлов атомов В равнялось числу выбитых атомов Si. Но, как видно из рис. 1, а и 2, а, при одной и той же дозе ионов ( $6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) плотность протяженных дефектов в кремнии, имплантированном ионами В<sup>+</sup>, на два порядка выше, чем в кремнии, имплантированном ионами С<sup>+</sup>, т. е. эффективность подавления образования остаточных нарушений атомами бора существенно меньше, чем атомами углерода. Это может быть связано не только с несколько меньшим сечением реакции замещения бора по сравнению с углеродом [14]. В кремнии, имплантированном ионами В<sup>+</sup>, при термообработке образуются комплексы радиационных дефектов, включающие в свой состав атомы бора [17]. Отжигаются эти дефекты в температурном интервале 700–900°С (стадия изохронного отжига). Концентрация этих дефектов, начиная с дозы  $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ , растет квадратично с дозой имплантации. Связывание атомов бора в эти термостабильные комплексы уменьшает тем самым эффективность бора как центра аннигиляции междоузельных атомов Si при отжиге.

#### 4. Заключение

Таким образом, плотности остаточных протяженных нарушений, образующихся из точечных радиационных дефектов в кремнии, имплантированном ионами С<sup>+</sup> или совместно ионами С<sup>+</sup> и В<sup>+</sup>, зависят от условий имплантации. Образование протяженных нарушений (стержнеобразные дефекты, дефекты упаковки) может быть подавлено в результате аннигиляции междоузельных атомов Si на примесях С (эффект Воткинса). Положительный эффект достигается, если внедряемые атомы углерода располагаются в узлах решетки. Локализация атомов С в узлах зависит от плотности тока импланта-

ции и может составлять около 100% при эффективной плотности тока ионов не менее  $1.0 \mu\text{А} \cdot \text{см}^{-2}$ .

#### Список литературы

- [1] R. Liefing. IEEE Trans. Electron Dev. **ED-41**, 50 (1994).
- [2] R. Jones, T.A.G. Eberlein, N. Pinho, B.J. Coomer, J.P. Goss, P.R. Briddon, S. Oberg. Nucl. Instr. Meth. B **186**, 10 (2002).
- [3] К.В. Феклистов, Л.И. Федина, А.Г. Черков. ФТП. **44**, 302 (2010).
- [4] H. Wong, N.W. Cheung, P.K. Chu, J. Liu, J.W. Appl. Phys. Lett. **52**, 1023 (1988).
- [5] J.R. Liefing, J.S. Custer, F.W. Saris. Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **235**, 179 (1992).
- [6] T.W. Simpson, R.D. Goldberg, I.V. Mitchell. Appl. Phys. Lett. **67**, 2857 (1995).
- [7] J.C. North, W.M. Gibson. Appl. Phys. Lett. **16**, 126 (1970).
- [8] L.E. Eriksson, J.A. Davis, J.E. Denhartog. Can. Nucl. Tech. **5**, 40 (1966).
- [9] F. Cristiano, C. Bonafos, A. Nejim, S. Lombardo, D. Omrim Alquier, A. Martinez, S.U. Campisano, P.L.F. Hemment, A. Claverie. Nucl. Instr. Meth. B. **127–128**, 22 (1997).
- [10] N.E.B. Cowern, W. Vandervorst. Appl. Phys. Lett. **68**, 1150 (1996).
- [11] G.D. Watkins, K.L. Brower. Phys. Rev. Lett. **36**, 1329 (1976).
- [12] G.D. Watkins. In: Radiation damage and defects in semiconductors: Proc. of Intern. Conf. Reading. England. 1972. Conf. Ser. Inst. of Phys. N 16. Institute of Physics. London (1973). P. 228.
- [13] G.D. Watkins, J.R. Troxell. Phys. Rev. Lett. **44**, 593 (1980).
- [14] В.И. Плебанович, А.И. Белоус, А.П. Челябинский, В.Б. Оджаев. ФТТ. **50**, 1378 (2008).
- [15] J.K. Hirvonen, F.H. Eisen. Appl. Phys. Lett. **19**, 14 (1971).
- [16] M. Jadan, N.I. Berezhnov, A.R. Chelyadinskii. Phys. Status Solidi. B **189**, 1 (1995 K1).
- [17] В.Ф. Стельмах, В.Д. Ткачев, А.П. Челябинский. ФТТ. **20**, 2196 (1978).