

Преципитация бора в Si при высокодозной имплантации

© К.В. Феклистов[¶], Л.И. Федина, А.Г. Черков

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова,
Сибирское отделение Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 9 июля 2009 г. Принята к печати 24 августа 2009 г.)

Преципитация бора, имплантированного в Si с дозой $1 \cdot 10^{16} \text{см}^{-2}$, исследована в зависимости от концентрации узлового бора (C_{B_0}), введенного до имплантации, и последующего отжига при 900°C . Показано, что $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ является критическим значением, при котором образование преципитатов не зависит от концентрации точечных дефектов, введенных имплантацией (*вдали* или *вблизи* от среднего проецированного пробега R_p), и является доминирующим каналом деактивации бора. При меньших значениях C_{B_0} , приближающихся к равновесному значению, преципитация наблюдается лишь вдали от R_p , в областях с пониженной концентрацией точечных дефектов. В то время как в области R_p с высокой концентрацией точечных дефектов большая часть атомов бора вовлекается в кластеризацию собственных межузельных атомов с образованием дислокационных петель и также становится электрически неактивной.

1. Введение

Бор как легирующая примесь p -типа широко используется при создании электронных приборов (например, для мелких p - n -переходов в Si) и обычно вводится с помощью ионной имплантации. Последующий отжиг активирует бор (переводит в узловое положение) и минимизирует повреждения, введенные имплантацией. Однако при этом возникает серьезная проблема захвата бора в различные кластеры, в результате чего его большая часть после отжига оказывается неактивной [1–3]. Хотя бор относится к числу самых изученных примесей в Si, механизмы его деактивации, тесно связанные с кластеризацией самого бора (*преципитацией*) и собственных межузельных атомов (I) (*образованием протяженных дефектов*), остаются далеки от полного понимания.

Как известно, форма кластеризации I в Si существенно зависит от температуры и наличия легирующих примесей [4,5]. При больших концентрациях бора и температурах, не превышающих 600°C , формируются мелкие борсодержащие межузельные кластеры, известные в литературе как *BICs* [5–8]. Предполагается, что *BICs* могут трансформироваться в преципитаты путем эмиссии I [9,10], однако экспериментально это не подтверждено. В интервале между 600 – 800°C формируются протяженные $\{113\}$ -дефекты, в плоскости которых I формируют метастабильные цепочечные структуры [4,11–14]. При этом узловой бор определяет зарождение $\{113\}$ -дефектов [5]. При более высоких температурах I преодолевают энергетический барьер (~ 1.3 эВ) на встраивание в узловое положение [15], что обеспечивает образование полных (*perfect*) и частичных (*partial*) дислокационных петель межузельного типа. Хотя роль бора в образовании различных типов дислокационных петель не ясна, его деактивация в присутствии дислокаций зафиксирована [2,3].

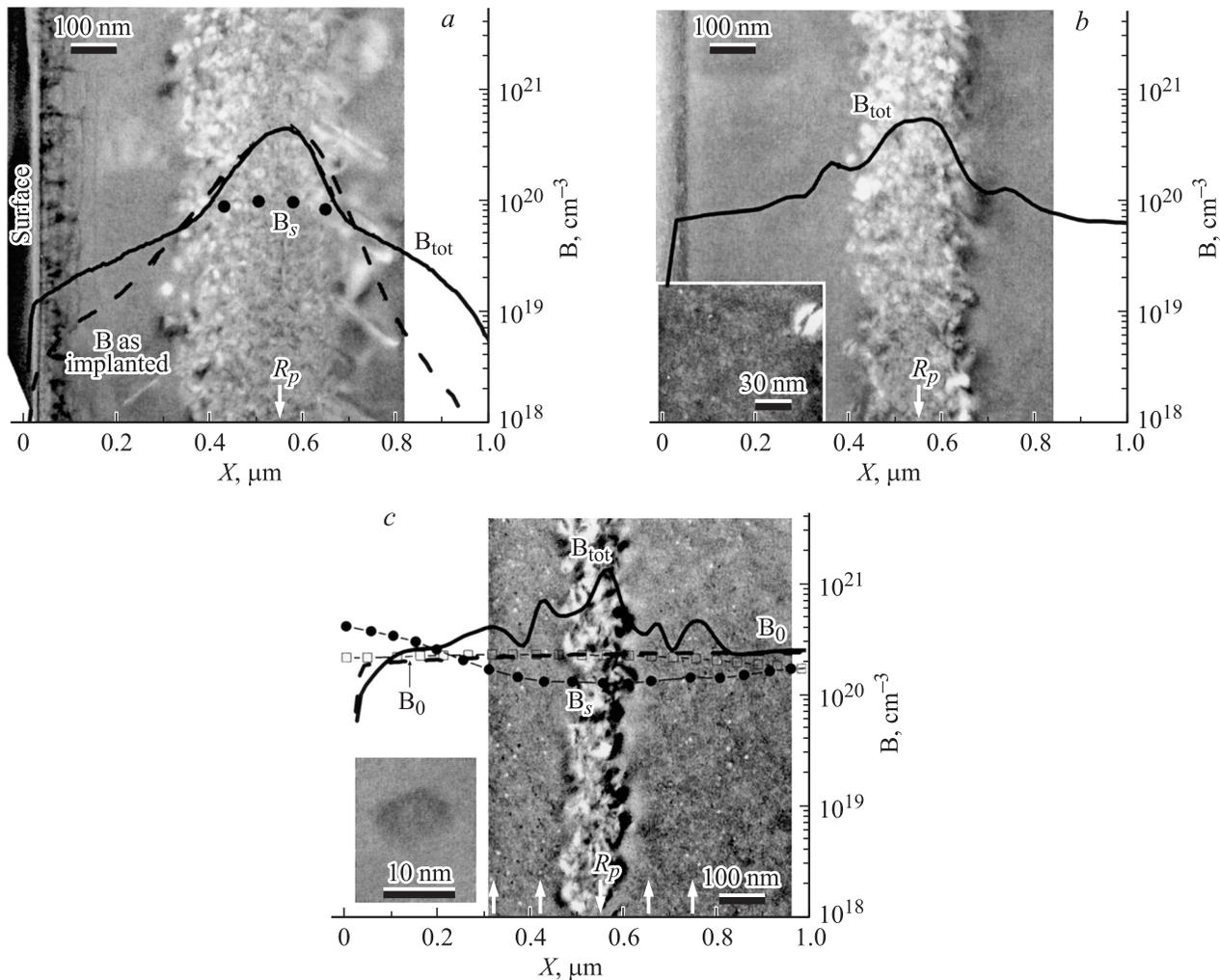
Таким образом, прямых экспериментальных наблюдений образования преципитатов бора при его имплантации в Si не очень много. Достоверно они наблюдаются после имплантации в предварительно аморфизованные слои Si [16–18]. Предполагается, что преципитаты бора могут формироваться и при его имплантации в Si, содержащий узловой бор в большой концентрации [19,20]. Это предположение основано на появлении дополнительных максимумов на профилях распределения бора, однако прямых доказательств образования преципитатов не представлено.

Цель настоящей работы заключалась в определении условий преципитации бора, имплантированного при больших дозах в Si, в том числе содержащий узловой бор. Эти условия важны не только для понимания механизмов деактивации бора, но и для установления общих закономерностей формирования нанобъектов в твердом теле в неравновесных условиях, связанных с генерацией точечных дефектов.

2. Методика эксперимента

Узловой бор с концентрацией $C_{B_0} = (0.8–2.5) \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ был введен в пластины КЭФ-7.5(100) методом диффузии с поверхности при $T = 1150^\circ\text{C}$ на глубину $1.5–3$ мкм. Затем пластины и контрольный образец без загонки бора были облучены ионами B^+ с энергией 180 кэВ и дозой $D = 1 \cdot 10^{16} \text{см}^{-2}$ в установке HVEE-400. Далее образцы отжигались при 900°C в течение 1 ч в атмосфере азота. Структурные исследования поперечных срезов в сечении (110) выполнены с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), включая высокое разрешение (ВРЭМ), в JEM-4000EX. Профили полной концентрации бора получены методом масс-спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) на установке MIQ-256 (CAMECA-RIBER) МСВИ-профили (рисунк, с) взяты из работ [19,20]. Координата максимума на МСВИ-профилях бора была приведена к рассчитанному с

[¶] E-mail: kos@thermo.isp.nsc.ru



ПЭМ-изображения поперечных срезов для образцов: *a* — контрольного, *b* — с $C_{B_0} = 0.8$, *c* — $2.5 \cdot 10^{20} \text{ cm}^{-3}$, совмещенные с распределениями бора: B_0 — исходный узловый бор (пунктир — МСВИ, пустые квадраты — Холл); B as implanted — имплантированный бор; B_{tot} и B_s — полный и электрически активный бор после отжига. На вставках — увеличенные изображения преципитатов (*b*) и ВРЭМ-изображение преципитата (*c*).

помощью программы Crystal-TRIM (ISE TCAD) положению максимума на профиле бора после имплантации, соответствующему средней проекции пробега ионов для данной энергии $R_p = 0.56 \text{ мкм}$. Распределение электрически активных атомов бора по глубине получено измерением эффекта Холла при комнатной температуре в сочетании с послойным стравливанием.

3. Результаты и обсуждение

На рисунке, *a-c* представлены ПЭМ-изображения поперечных срезов, совмещенные в едином масштабе с распределениями бора в различном состоянии для всех образцов: контрольного (*a*), с $C_{B_0} = 0.8$ (*b*) и $2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ (*c*). Исходное распределение узлового бора (B_0) получено методом МСВИ (длинный горизонтальный пунктир) и Холла (пустые квадраты) (*c*). Распределение бора после имплантации (B as implanted)

показано пунктиром на рисунке, *a*. Профили распределения полного бора (B_{tot}) после отжига показаны во всех образцах (сплошные линии), а электрически активного (B_s) — в первом и последнем образце (заполненные кружки).

ПЭМ-изображения дефектов структуры на рисунке, *a-c* получены в темном поле одного из действующих дифракционных отражений $\{111\}$. Видно, что во всех случаях в области R_p наблюдается слой с большой плотностью дислокационных петель. Толщина дислокационного слоя сужается в направлении к R_p с 300 до 120 нм при увеличении C_{B_0} , и по его бокам появляются слои преципитатов. Размер преципитатов увеличивается от 3 (см. вставку на рисунке, *b*) до $\sim 10 \text{ нм}$ (см. вставку на рисунке, *c*) по мере увеличения C_{B_0} . Появление слоев преципитатов приводит к формированию дополнительных боковых максимумов на МСВИ профилях бора. При этом положение центральных максимумов в слоях, где наблюдаются дислокационные

петли, остается неизменным. При $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ преципитаты появляются и внутри дислокационного слоя, обеспечивая значительный рост V_{tot} в центральном максимуме на МСВИ профиле бора (см. рисунок, *c*). Это означает, что $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ является критической концентрацией узлового бора, при которой образование преципитатов не зависит от локальной концентрации точечных дефектов, введенных имплантацией (вдали или вблизи R_p).

Дифракционный анализ, включая ВРЭМ-исследования, показал, что в первых двух образцах, контрольном и с $C_{B_0} = 0.8 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$, все дислокационные петли являются дислокациями Франка. Внутри дислокационного слоя преципитаты не наблюдаются (ни на дислокациях, ни вне их). При этом концентрация электрически активного бора C_B составляет $\sim 1 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$, т.е. большая часть имплантированного бора ($\sim 3.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$) становится неактивна после отжига за счет образования петель Франка. ВРЭМ-анализ дислокационных петель показал, что в этих образцах наблюдаются преимущественно петли внедренного (*extrinsic*) или межузельного типа и в меньшем количестве вакансионного (*intrinsic*) типа. В образце с $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$, когда преципитаты появляются в дислокационном слое, большая часть петель Франка внедренного типа трансформируется в полные (*perfect*) дислокационные петли. Этот факт указывает на то, что пока C_{B_0} не превышает значения, необходимого для зарождения преципитатов, имплантированный бор особым образом захватывается в плоскость петли Франка *I*-типа при ее росте. При достижении $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ реализуется конкурирующая реакция захвата бора, приводящая к преципитации. По данным ВРЭМ, размер преципитатов в этом образце варьируется в интервале 8–10 нм, они имеют аморфную структуру (см. вставку на рис. *c*) и не формируют дополнительных рефлексов на дифракционных картинах. Такая структура преципитатов бора наблюдается также при имплантации бора в предварительно аморфизованный Si [16].

Как показано расчетами из первых принципов, при больших концентрациях бора в узловых позициях (V_0) и собственных межузельных атомов *I* наиболее вероятной является реакция $V_0 + I + V_0 \rightarrow (V_0I) + V_0 \rightarrow V_i + V_0$, которая, как предполагается, может приводить к преципитации бора [21]. Из полученных результатов следует, что $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ является критическим значением, при котором образование преципитатов наблюдается независимо от концентрации точечных дефектов (ТД) (вдали или вблизи R_p). Тот факт, что для преципитации бора требуется столь высокое значение C_{B_0} , существенно превышающее равновесное значение $C_{B_{\text{eq}}} = 6 \cdot 10^{19} \text{см}^{-3}$ при $T = 900^\circ\text{C}$ [3], свидетельствует о том, что только узловой бор ответствен за образование и рост преципитатов. В то же время межузельный (имплантированный) бор, концентрация которого существенно превышает C_{B_0} , вовлекается в

кластеризацию *I*, которая обеспечивает в основном формирование протяженных дефектов. При значениях C_{B_0} , приближающихся к $C_{B_{\text{eq}}}$, для преципитации необходима существенно меньшая концентрация ТД, которая возникает вдали от R_p . Очевидно, что в этих областях все *I* захватываются в комплексы с узловым бором (V_0I), в результате чего подавляется образование дислокационных петель и реализуется преципитация. Чем больше C_{B_0} , тем большее количество *I* захватывается в комплексы V_0I и тем уже становится дислокационный слой (см. рисунок).

4. Заключение

Таким образом, в работе показано, что образование преципитатов бора в Si определяется концентрацией узлового бора C_{B_0} , введенного до имплантации. При критическом значении $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{см}^{-3}$ преципитация не зависит от концентрации точечных дефектов ТД (вдали или вблизи R_p) и является доминирующим процессом деактивации бора. При меньших значениях C_{B_0} , приближающихся к равновесному значению для данной температуры, основным каналом деактивации бора в условиях высокой концентрации ТД в области R_p является захват бора в дислокационные петли. Тогда как в областях с пониженной концентрацией ТД (вдали от R_p), *I* захватываются в комплексы с узловым бором (V_0I), в результате чего подавляется образование дислокационных петель и реализуется преципитация.

Авторы выражают благодарность В.И. Ободникову за измерение МСВИ-профилей бора.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 09-02-01171.

Список литературы

- [1] W.K. Hofker, H.W. Werner, D.P. Osthock, N.J. Koeman. Appl. Phys., **4**, 125 (1974).
- [2] E. Landi, A. Armigliato, S. Solmi, R. Kogler, E. Wieser. Appl. Phys. A, **47**, 359 (1988).
- [3] S. Solmi, E. Landi, F. Baruffaldi. J. Appl. Phys., **68**, 3250 (1990).
- [4] А.Л. Асеев, Л.И. Федина, Х. Барч, Д. Хезль. Скопления межузельных атомов в кремнии и германии (Новосибирск, Наука, 1991) с. 45. [A. Aseev, L. Fedina, D. Hoehl, H. Barch. Clusters of Interstitial Atoms in Silicon and Germanium (Berlin, Academy Verlag, 1994) p. 59].
- [5] Л.И. Федина, А.Л. Асеев. ФТТ, **32**, 60 (1990).
- [6] G. Mannino, V. Privitera, S. Solmi, N. Cowern. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **186**, 246 (2002).
- [7] E.J. Collart, A.J. Murrell, M.A. Foad, J.A. van den Berg, S. Zhang, D. Armour, R.D. Goldberg, T.S. Wang, A.G. Cullis, T. Clarysse, W. Vandervorst. J. Vac. Technol. B, **18**, 435 (2000).
- [8] F. Cristiano, X. Hebras, N. Cherkashin, A. Claverie, W. Lerch, S. Paul. Appl. Phys. Lett., **83**, 5407 (2003).

- [9] L. Pelaz, G.H. Gilmer, H.-J. Gossmann, C.S. Rafferty, M. Jaraiz, J. Barbolla. Appl. Phys. Lett., **74**, 3657 (1999).
- [10] W. Windl, Xiang-Yang Liu, M.P. Masquelier. Phys. Status Solidi B, **226**, 37 (2001).
- [11] A.L. Aseev, V.M. Astachov, O.P. Pcheljakov, J. Heydenreich, G. Kastner, D. Hoehl. Cryst. Res. Technol., **14**, 1405 (1979).
- [12] S. Takeda, M. Kohyama, K. Ibe. Phil. Mag. A, **70**, 287 (1994).
- [13] D.J. Eaglesham, P.A. Stolk, H.-J. Gossmann, T.E. Haynes, J.M. Poate. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **106**, 191 (1995).
- [14] L. Fedina, A. Gutakovskii, A. Aseev, J. van Landuyt, J. Vanhellemont. Phys. Status Solidi A, **171**, 147 (1999).
- [15] L. Fedina, A. Aseev. Phys. Status Solidi A, **95**, 517 (1986).
- [16] S.M. Myers, G.A. Petersen, T.H. Headley, J.R. Michael, T.S. Aselage, C.H. Seager. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **127/128**, 291 (1997).
- [17] I. Mizushima, Y. Mitani, M. Koike, M. Yoshiki, M. Tomita, Kambayashi. Jpn. J. Appl. Phys., **37**, 1171 (1998).
- [18] J. Xia, T.Saito, R. Kim, T. Aoki, Y. Kamakura, K. Taniguchi. Appl. Phys., **85**, 7597 (1999).
- [19] А.М. Мясников, В.И. Ободников, В.Г. Серяпин, Е.Г. Тишковский, Б.И. Фомин, Е.И. Черепов. ФТП, **31**, 703 (1997).
- [20] В.И. Ободников, Е.Г. Тишковский. ФТП, **32**, 417 (1998).
- [21] J. Zhu, T.D. dela Rubia, L.H. Yang, C. Mailhot, G.H. Gilmer. Phys. Rev. B, **54**, 4741 (1996).

Редактор Л.В. Беляков

Boron precipitation in Si at a high implantation dose

K.V. Feklistov, L.I. Fedina, A.G. Cherkov

Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Science,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract Precipitation of boron implanted in Si with the dose $1 \cdot 10^{16} \text{cm}^{-2}$ followed with annealing at 900°C was investigated depending on the concentration of boron atoms in substitutional positions (C_{B_0}) introduced before implantation. It is shown that at the critical value $C_{B_0} = 2.5 \cdot 10^{20} \text{cm}^{-3}$ boron precipitation does not depend on the point defect concentration induced by ion implantation and thus becomes dominating in the deactivation process. As C_{B_0} decreased to the equilibrium concentration, the boron precipitation takes place only in the areas away from mean project range R_p with low point defect concentration. However, in R_p region with high point defect concentration boron atoms become inactive because of involvement in clustering of self-interstitials leading to the formation of dislocation loops.