

Создание бездислокационных ионно-легированных слоев кремния

© В.И. Плебанович*, А.И. Белоус*, А.Р. Челядинский, В.Б. Оджаев

Белорусский государственный университет,
220050 Минск, Белоруссия

* Научно-производственное объединение „Интеграл“,
220108 Минск, Белоруссия
E-mail: chelyadinski@bsu.by

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 10 января 2008 г.)

Исследована возможность подавления образования остаточных протяженных нарушений в имплантированном ионами бора кремнии методом, совмещающим эффекты пороговой дозы и аннигиляции точечных дефектов на примесях замещения. Определены условия имплантации, обеспечивающие получение бездислокационных ионно-легированных слоев кремния.

PACS: 61.72.Tt, 61.80.-x, 61.72.Ji

1. 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, точечные радиационные дефекты перестраиваются в протяженные остаточные нарушения типа стержнеобразных дефектов $\{113\}$, дефектов упаковки, дислокационных петель [1]. Эти дефекты имеют междоузельную природу. Они вносят глубокие уровни в запрещенную зону кремния и значительно ухудшают параметры полупроводниковых приборов и интегральных схем, а также снижают показатели выхода качественных изделий микроэлектроники. Управление процессом кластеризации точечных дефектов важно с точки зрения как подавления образования нежелательных протяженных нарушений, так и целенаправленного формирования определенных структур. Например, с кластером из трех собственных междоузельных атомов связывают эффективную излучательную рекомбинацию и возможность создания на кремнии оптоэлектронных устройств [2,3]. В подавлении образования из точечных дефектов протяженных нарушений определяющую роль ряд авторов [3,4] отводят, несмотря на высокий барьер [5,6], взаимной аннигиляции вакансий и междоузельных атомов и выходам точечных дефектов на поверхность. Еще более эффективно точечные дефекты мигрируют на сильно нарушенные слои, создаваемые имплантацией электрически неактивных примесей ниже либо выше $p-n$ -перехода [6,7]. Геттерирующие свойства нарушенных слоев по отношению к собственным точечным дефектам и быстродиффундирующим примесям (Cu, Fe, Ni и др.) обеспечивают получение бездислокационных и чистых ионно-легированных слоев. Однако технологические возможности и конструктивные особенности изделия не всегда позволяют реализовать этот метод.

Образование остаточных нарушений в кремнии носит пороговый характер. Это значит, что для образования при термообработке остаточных нарушений необходимо накопление в процессе имплантации критической концентрации точечных дефектов [1,8]. В случае ионов B^+ с энергиями 10–100 keV пороговая доза составляет $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$, и, например, при дозе ионов $1 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ для получения бездислокационных слоев необходимо десять шагов имплантации и промежуточных отжигов. Это не может быть приемлемым для практического использования. Для уменьшения числа операций в настоящей работе предполагается совместить эффект пороговой дозы с эффектом аннигиляции дефектов на примесях замещения, используя явление Воткинса [9]. Это явление заключается в вытеснении примесей замещения (D, Ga, Al) из узлов решетки в междоузлия междоузельными атомами Si, образующимися при облучении. Замещение бора междоузельными атомами кремния имеет место и при термообработке имплантированного кремния [10]. При отжиге источником междоузельных атомов Si являются междоузельные комплексы типа Si–B3 [11], распадающиеся при температуре 480°C. В близких концентрациях в процессе имплантации вводятся также междоузельные комплексы Si–P6 [12]. Но при термообработке они преимущественно перестраиваются в более стабильную конфигурацию Si–B3.

Также представляет интерес изучение возможности локализации внедряемого бора в узлы решетки кремния непосредственно при имплантации (без отжига) с тем, чтобы бор служил ловушкой для избыточных атомов кремния при последующем отжиге. В этом случае в силу того, что концентрации радиационных дефектов и атомов бора соизмеримы, можно было бы надеяться свести число шагов к 1.

Целью настоящей работы является разработка пошагового метода имплантации, обеспечивающего создание бездислокационных ионно-легированных слоев кремния с приемлемым для практической реализации числом шагов внедрения и отжига.

2. Методика эксперимента

Остаточные протяженные нарушения изучались методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на электронном микроскопе ЭМ-200 в отражении (220). Процесс вытеснения примесей бора из узлов решетки и локализация внедряемого бора исследовались рентгенодифракционным методом на двухкристальном спектрометре при параллельном расположении кристалла-монохроматора и исследуемого образца. Изучалась дифракция $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения от плоскостей (111) в четвертом порядке отражения. Точность в определении изменения периода решетки (ПР) составляла $\pm 2 \cdot 10^{-6}$ nm. Исследования выполнены на кристаллах кремния *n*-типа с удельным сопротивлением $\rho_0 = 0.5 \Omega \cdot \text{cm}$ и *p*-типа с $\rho_0 = 0.005 \Omega \cdot \text{cm}$. Имплантация ионов B^+ с энергией 100 keV осуществлялась сканирующим пучком с эффективными плотностями тока ионов J_{ef} от 0.04 до $2 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$. Исследования электрической активации внедренных примесей проводилось путем измерения эффекта Холла и проводимости по методике Ван-дер-Пау [13].

3. Результаты эксперимента и их обсуждение

После первого шага имплантации бора пороговой дозой ($1 \cdot 10^{14} \text{cm}^{-2}$) и отжига ($T \geq 900^\circ\text{C}$) вся внедренная примесь располагается в узлах решетки [10]. Если атомы бора являются ловушками для междоузельных атомов Si через эффект Воткинса, то следующая доза бора может быть больше пороговой. Поскольку эффек-

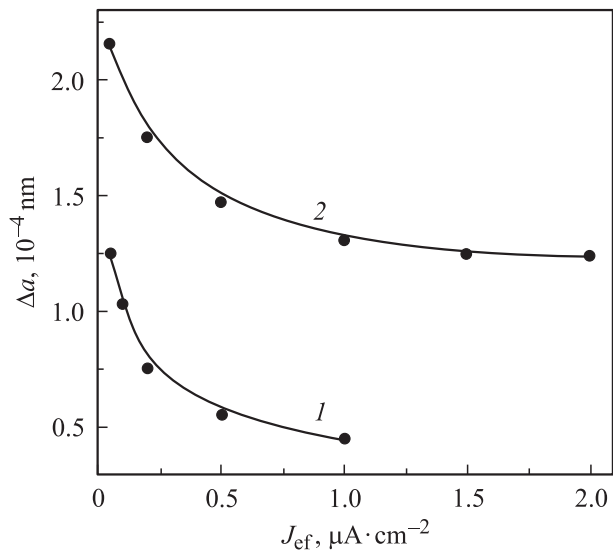


Рис. 1. Изменение периода решетки Δa в зависимости от плотности тока имплантации ионов B^+ J_{ef} . 1 — в кремнии, сильно легированном бором ($\rho_0 = 0.005 \Omega \cdot \text{cm}$), доза бора $1.8 \cdot 10^{14} \text{cm}^{-2}$; 2 — в кремнии *n*-типа ($\rho_0 = 0.5 \Omega \cdot \text{cm}$), доза бора $1.8 \cdot 10^{15} \text{cm}^{-2}$.

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

$J_{\text{ef}}, \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$	C_i^s, cm^{-3}
0.05	$2.1 \cdot 10^{19}$
0.1	$1.4 \cdot 10^{19}$
0.2	$6.7 \cdot 10^{18}$
0.5	$8.6 \cdot 10^{17}$
1.0	$3 \cdot 10^{17}$

тивность введения устойчивых радиационных дефектов при имплантации ионов B^+ составляет порядка 1 на ион [14], то каждая следующая доза может превышать предыдущую на дозу ранее внедренного и термоактивированного бора. Условием положительного эффекта является сохранение бора в узлах решетки в процессе следующего шага имплантации, т.е. эффект Воткинса в процессе имплантации необходимо подавить. При этом в процессе имплантации число выбитых из узлов решетки атомов Si в 20 раз превышает число образующихся устойчивых комплексов [15].

Результаты исследования вытеснения атомов бора из узлов решетки кремния во время имплантации представлены на рис. 1 (кривая 1). Здесь показано изменение ПР Δa в кремнии, сильно легированном бором ($\rho_0 = 0.005 \Omega \cdot \text{cm}$) в результате имплантации ионов B^+ в зависимости от плотности тока ионного пучка J_{ef} . Изменение ПР определяется радиационными дефектами, которые увеличивают ПР, и атомами бора, сжимающими решетку кремния, если они располагаются в узлах, вследствие различия в ковалентных радиусах атомов B (0.08 nm) и Si (0.1175 nm). Наблюдаемая зависимость $\Delta a(J_{\text{ef}})$ может быть объяснена тем, что с уменьшением плотности тока ионного пучка растет эффективность вытеснения бора из узлов решетки. Исходя из соотношения ковалентных радиусов бора и кремния и различия величин Δa для сильно легированного бором кремния и слабо легированного кремния *n*-типа, можно оценить концентрации вытесненного бора из узлов решетки [16] при всех значениях J_{ef} . Результаты представлены в таблице.

Концентрация вытесненного из узлов решетки бора в результате облучения ионами B^+ дозой $1.8 \cdot 10^{14} \text{cm}^{-2}$ при $J_{\text{ef}} = 0.05 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ составляет $2.1 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$. Исходная концентрация бора в кремнии составляла $3 \cdot 10^{19} \text{cm}^{-3}$. При $J_{\text{ef}} = 1 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ вытесняется лишь $3 \cdot 10^{17} \text{cm}^{-3}$ атомов бора. Таким образом, варьируя плотность тока ионов при имплантации, можно управлять процессом замещения по Воткинсу, и при плотностях тока ионов J_{ef} больше $1 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ вытеснение бора может быть подавлено практически полностью.

Локализация внедряемого бора в решетке кремния непосредственно в процессе имплантации в зависимости от условий внедрения также исследована нами рентгенодифракционным методом. На рис. 1 (кривая 2) представ-

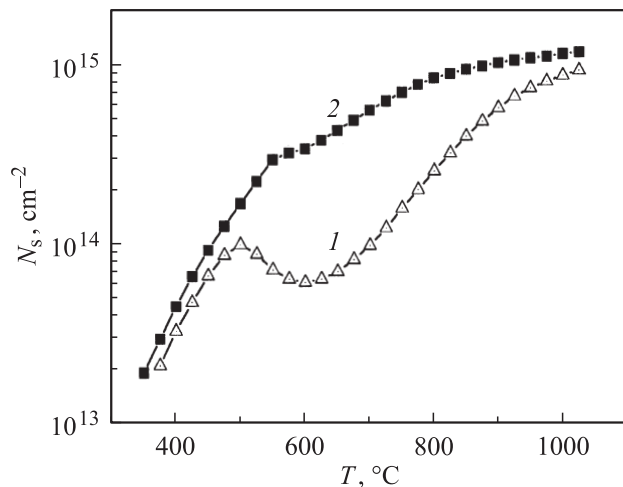


Рис. 2. Зависимость слоевой концентрации N_s в кремнии при имплантации в него ионов бора от температуры изохронного отжига. 1 — $1.2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$; 2 — $1.2 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$, отжиг с подсветкой электронами.

лено изменение ПР кремния n -типа ($\rho_0 = 0.5 \Omega \cdot \text{cm}$) в результате имплантации ионов B^+ дозой $1.8 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ при различных плотностях тока ионного пучка: величина $J_{\text{эф}}$ варьировалась от 0.04 до $2 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$. Очевидно, что с увеличением эффективной плотности тока ионов происходит существенное уменьшение Δa , но затем кривая $\Delta a(J_{\text{эф}})$ выходит на насыщение. Отметим, что при имплантации в указанных пределах плотности тока ионов температура образцов не повышалась. Уменьшение Δa может быть обусловлено тем, что с ростом плотности тока ионов большее число атомов бора располагается в узлах решетки. Локализация примесей определяется захватом их на вакансии и вытеснением из узлов атомами Si по механизму Воткинса. С ростом плотности тока ионов возрастает мгновенная концентрация вакансий, и это может способствовать переходу атомов бора в узлы решетки. Параллельно с ростом плотности тока ионов, как уже отмечалось, подавляется процесс вытеснения бора. Если выход зависимости $\Delta a(J_{\text{эф}})$ на насыщение обусловлен тем, что при $J_{\text{эф}} > 1.0 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ весь внедренный бор располагается в узлах решетки, то из различия в ковалентных радиусах B и Si и наблюдаемого изменения в Δa можно определить количество бора в узлах при всех значениях плотности тока ионов. Например, при $J_{\text{эф}} = 0.04 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ по нашим оценкам в узлах решетки располагается 10% внедренного бора. Согласно имеющимся сообщениям, локализация бора по узлам решетки кремния непосредственно в процессе внедрения при комнатной температуре составляет по разным данным от 20 до 70%, есть информация о локализации бора в узлах, практически достигающей 100% [10,17–19]. Объяснений причин такого широкого спектра данных в литературе нет.

Влияние плотности тока имплантации на эффективность вытеснения бора из узлов решетки междуузельны-

ми атомами Si связывается нами с уровнем ионизации в слое внедрения. На это указывают выполненные исследования электрической активации внедренного бора в процессе изохронного отжига (рис. 2). Для кривой электрической активации бора (зависимость слоевой концентрации носителей заряда N_s от температуры изохронного отжига T) характерна стадия „обратного“ отжига в интервале температур $500\text{--}600^\circ\text{C}$ (кривая 1). Эта стадия обусловлена вытеснением бора из узлов решетки междуузельными атомами Si, образующимися при развале междуузельных комплексов Si–B3 [9]. Кривая 2 получена при отжиге с одновременной подсветкой имплантированного слоя электронами с энергией 10 keV . При плотности тока электронного пучка $5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$ стадия „обратного“ отжига практически отсутствует.

Согласно результатам работы [20], из узлов решетки междуузельными атомами Si вытесняются все примеси замещения, у которых ковалентный радиус не совпадает с ковалентным радиусом атома решетки. Междуузельные атомы Si движутся к источнику искажения (атому замещения) в поле упругих деформаций, создаваемых этим атомом. На атомном уровне это представляется следующим образом. Атомы решетки, смещенные из равновесных положений в первой координационной сфере относительно атома замещения и во все меньшей степени в последующих сферах (затухание), поляризуются, т.е. на каждом из них образуется электрический диполь. Под влиянием диполей смещенных атомов решетки на междуузельном атоме индуцируется дипольный момент. В результате диполь-дипольного взаимодействия междуузельный атом Si притягивается к поляризованным атомам решетки. Поскольку величина дипольного момента на смещенных атомах решетки нарастает к источнику деформации, то междуузельный атом Si движется к атому замещения. Если теперь в слое создается высокий уровень ионизации, то неравновесные электроны и дырки экранируют диполи на смещенных атомах решетки и описанный механизм миграции не реализуется. Таким образом, повышая уровень ионизации, мы можем подавить вытеснение примесей из узлов как в процессе имплантации, так и отжига.

На рис. 3, а представлены электронные микрофотографии при имплантации в кремний ионов B^+ дозами $3 \cdot 10^{14}$ при плотности тока ионов $J_{\text{эф}} = 1 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$, $7 \cdot 10^{14}$ и $1.5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ при плотности тока ионов $J_{\text{эф}} = 1.5 \mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$. Отжиг проводился при 900°C в течение 15 min. Методом ПЭМ исследованы также слои кремния, созданные имплантацией бора такими же результирующими дозами, но пошаговым методом. В отличие от чисто пошагового метода [8] доза $3 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ набиралась не в три, а в два приема: после первой имплантации пороговой дозой $1 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ проводился отжиг структур при температуре 900°C в течение 15 min. Затем образцы облучались дозой, в 2 раза превышающей пороговую, т.е. $2 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$. Эффективная плотность тока ионного пучка составила

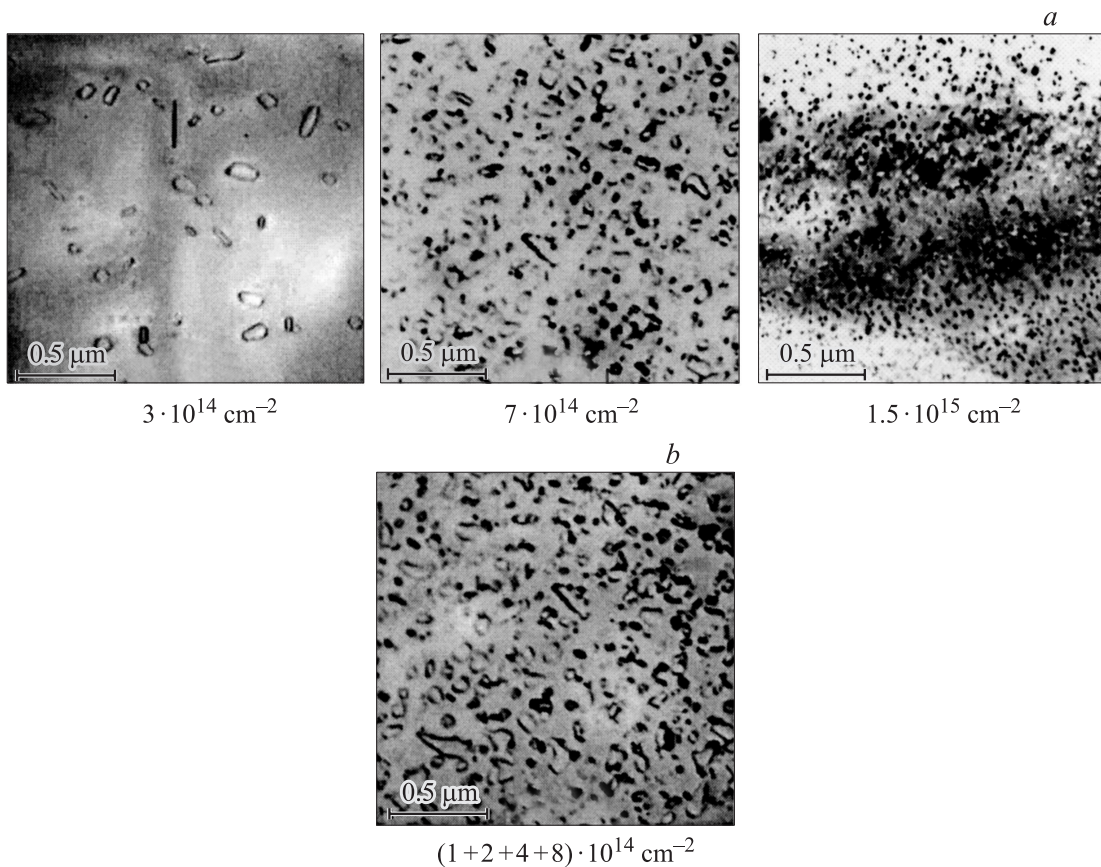


Рис. 3. Электронные микрофотографии (на просвет), полученные при имплантации ионов B^+ в кремний различными методами. *a* — одношаговый метод, *b* — пошаговый метод при $J_{ef} = 0.05 \mu A \cdot cm^{-2}$ для последнего шага.

$1 \mu A \cdot cm^{-2}$. Затем проводилась термообработка в аналогичных условиях. Доза $7 \cdot 10^{14} cm^{-2}$ набиралась в три шага. Первые два шага аналогичны предыдущему случаю ($1 \cdot 10^{14} cm^{-2} + 2 \cdot 10^{14} cm^{-2}$). В третьем шаге имплантировалась доза бора $4 \cdot 10^{14} cm^{-2}$. Доза $1.5 \cdot 10^{15} cm^{-2}$ набиралась в четыре шага. В образцы предыдущей партии $\{1 \cdot 10^{14} + 2 \cdot 10^{14} (cm^{-2})\}$ добавлялась доза бора $8 \cdot 10^{14} cm^{-2}$.

Как видно из рис. 3, *a* при обычном режиме имплантации в слоях кремния с увеличением дозы имплантации растет концентрация остаточных нарушений, преимущественно дислокационных петель. При дозе ионов бора $1.5 \cdot 10^{15} cm^{-2}$ их концентрация составляет порядка $10^{11} cm^{-2}$. В слоях кремния, созданных модифицированным пошаговым методом, остаточные дефекты не выявляются. Отсутствие остаточных нарушений обусловлено тем, что междоузельные атомы Si, образующиеся при отжиге комплексов радиационных дефектов, расходятся на вытеснение бора из узлов решетки и не участвуют в создании протяженных нарушений.

Такая ситуация может быть реализована лишь при соблюдении условий, обеспечивающих сохранение атомов бора в узлах решетки во время имплантации. На рис. 3, *b* показана микрофотография при имплантации в кремний ионов B^+ дозой $1.5 \cdot 10^{15} cm^{-2}$ пошаговым методом

аналогично партии 3, но последний шаг имплантации дозой $8 \cdot 10^{14} cm^{-2}$ был выполнен при плотности тока ионов $0.05 \mu A \cdot cm^{-2}$. Концентрация остаточных нарушений в этом случае составляет около $5 \cdot 10^9 cm^{-2}$. Данный факт обусловлен тем, что во время имплантации атомы бора были вытеснены из узлов решетки междоузельными атомами Si, генерируемыми при внедрении, и не могли быть ловушками для атомов Si, возникающих при распаде комплексов радиационных дефектов.

Согласно результатам, представленным на рис. 1 (кривая 2), при плотностях тока ионов $J_{ef} = 1 \mu A \cdot cm^{-2}$ и выше практически весь внедренный бор должен располагаться в узлах решетки и в процессе последующего отжига подавлять образование протяженных нарушений. Однако этого не происходит (рис. 3, *a*). Причина может заключаться в том, что при имплантации ионов B^+ в кремний при термообработке в нем образуются комплексы радиационных дефектов, имеющие в своем составе атомы бора [21]. Отжигаются эти дефекты в температурном интервале $700-900^\circ C$ (стадия изохронного отжига). Концентрация этих дефектов, начиная с дозы $1 \cdot 10^{14} cm^{-2}$, растет квадратично с дозой имплантации. Связывание атомов бора в эти термостабильные комплексы уменьшает тем самым эффективность бора как центра аннигиляции междоузельных атомов Si. В по-

шаговом методе после каждого шага легирования бор располагается в узлах решетки, а дефекты отжигаются. Этого бора достаточно для аннигиляции дефектов следующего шага легирования, в котором внедренный бор может связываться при отжиге в комплексы.

Возможно и другое объяснение отсутствия эффекта подавления образования протяженных нарушений непосредственно внедренными и локализованными в узлах решетки атомами бора в одном шаге имплантации. Если эффективность введения стабильных радиационных дефектов не равна единице, как это принято считать [14], а несколько больше единицы в расчете на ион B^+ , то число атомов бора недостаточно для аннигиляции избыточных атомов кремния в реакции Воткинса. В пошаговом же методе число атомов бора складывается по всем шагам внедрения, а число дефектов определяется только последним внедрением.

В настоящее время трудно абсолютно точно определить эффективность введения стабильных радиационных дефектов междоузельного типа, поэтому сделать выбор между двумя указанными причинами отсутствия положительного эффекта за счет атомов бора в одном шаге имплантации, даже при условии их локализации по узлам решетки, пока затруднительно.

4. Заключение

Разработан метод ионной имплантации бора, обеспечивающий получение бездислокационных ионно-легированных слоев кремния. Подавление образования дислокационных петель и стержнеобразных дефектов из избыточных междоузельных атомов кремния основано на совмещении эффектов пороговой дозы образования остаточных нарушений и аннигиляции точечных дефектов на примесных атомах бора через механизм замещения по Воткинсу во время термообработки. Необходимым условием положительного эффекта является сохранение атомов бора в узлах решетки во время очередного шага имплантации. Это реализуется при плотностях тока ионов не ниже $1 \mu A \cdot cm^{-2}$, обеспечивающих уровень ионизации в слое внедрения, блокирующий процесс замещения. При дозе бора $1.5 \cdot 10^{15} cm^{-2}$ число шагов имплантации с 15 при обычном пошаговом методе снижается до 4.

Список литературы

- [1] R.J. Schreutelkamp, J.S. Custer, J.R. Liefing, W.X. Lu, F.W. Saris. *Mater. Sci. Rep.* **6**, 275 (1991).
- [2] R. Jones, T.A.G. Eberlein, N. Pinho, B.J. Coomer, J.P. Goss, P.R. Briddon, S.Öberg. *Nucl. Instrum. Meth. B* **186**, 10 (2002).
- [3] Л.И. Федина, А.Л. Асеев. В кн.: *Нанотехнологии в полупроводниковой электронике* / Отв. ред. А.Л. Асеев. Изд-во СО РАН, Новосибирск (2004). С. 179.
- [4] L.I. Fedina, S.A. Song, A.L. Chuvilin, A.K. Gutakovskii, A.V. Latyshev. *Springer. Proc. Phys.* **107**, 359 (2005).
- [5] В.И. Таланин, И.Е. Таланин. *ФТТ* **49**, 450 (2007).
- [6] Q.-T. Zhao, Z.-L. Wang. *Nucl. Instrum. Meth. B* **108**, 81 (1996).
- [7] R. Delamare, E. Ntsotzok, F. Labohm, *Nucl. Instrum. Meth. B* **186**, 324 (2002).
- [8] J.R. Liefing, R.J. Schreutelkamp, J. Vanhellemont, W. Vanderborst, K. Maex, J.S. Custer. *Appl. Phys. Lett.* **63**, 1134 (1993).
- [9] G.D. Watkin. *Phys. Rev. B* **12**, 5824 (1975).
- [10] J.C. North, W.M. Gibson. *Appl. Phys. Lett.* **16**, 126 (1970).
- [11] K. Brower. *Phys. Rev. B* **14**, 872 (1976).
- [12] Y.H. Lee, N.N. Gerasimenko, J.W. Corbett. *Phys. Rev. B* **14**, 4506 (1976).
- [13] L.J. Van der Pauw. *Philips Res. Rep.* **13**, 1 (1958).
- [14] W.J. Beezhold, K.L. Brower. *IEEE Trans. Nucl. Sci.* **NS-19**, 209 (1973).
- [15] G.D. Watkins. *Mat. Sci. Forum / Eds. H. Heinrich, W. Jantssih. Trans. Tech. Publ.* (1993). V. 143–147. Ptz. P. 5.
- [16] В.Т. Бублик, С.С. Горелик, А.Н. Дубровина. *ФТТ* **10**, 2846 (1968).
- [17] G. Fladda, K. Bjokqvist, L. Eriksson, D. Sigard. *Appl. Phys. Lett.* **16**, 313 (1970).
- [18] Н.А. Скакун, Н.П. Дикий, Н.П. Матяш, П.А. Светашев. *ФТП* **9**, 755 (1975).
- [19] J.W. Mayer, L. Eriksson, S.T. Picraux, J.A. Davis. *Can. J. Phys.* **46**, 663 (1968).
- [20] N.I. Berezhnov, A.R. Chelyadinskii, M. Jadan, Yu.R. Suprun-Belevich. *Nucl. Instr. Meth. B* **73**, 357 (1993).
- [21] В.Ф. Стельмах, В.Д. Ткачев, А.Р. Челябинский. *ФТТ* **20**, 2196 (1978).