

ПОВЕДЕНИЕ БОРА И АЗОТА В ПРИПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ КРЕМНИЯ ПРИ СИНТЕЗЕ ЗАХОРОНЕННЫХ СЛОЕВ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ИОНОВ N^+

Г. А. Качурин, И. Е. Тыщенко

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук, 630090, Новосибирск, Россия

(Получена 26 февраля 1993 г. Принята к печати 9 марта 1993 г.)

Исследованы электрофизические свойства легированных бором приповерхностных слоев кремния при имплантации больших доз ионов N^+ с энергией 200 кэВ. При измерениях проводимости и эффекта Холла на разных стадиях изохронного ($t = 10^3$ с, $T = 700\text{--}1200$ °С) и изотермического ($t = 10^2\text{--}10^5$ с, $T = 800$ °С) отжига выявлен ряд важных эффектов: 1) накопление атомов бора у поверхности; 2) нейтрализация бора даже при уровнях легирования $> 10^{20}$ см $^{-3}$; 3) появление донорных центров, один пик распределения которых соответствует распределению бора, а другой локализован на глубине максимальных упругих потерь ионов N^+ ; 4) последовательные изменения типа проводимости приповерхностного слоя с ростом температуры или длительности отжига. Эффекты объяснены распадом при отжигах пересыщенного раствора N в Si, сопровождающимся образованием преципитатов нитрида кремния, восстановлением нарушенной структуры и эмиссией подвижных точечных дефектов. Последние обуславливают ускоренную восходящую диффузию бора к поверхности. Сами атомы бора наряду с радиационными повреждениями являются центрами преципитации нитрида, причем бор в результате теряет свойства акцептора, а преципитаты вводят эквивалентное количество доноров. Изменения типа проводимости приповерхностного слоя в процессе отжига связаны с последовательными образованием и распадом преципитатов, что определяется их размерами, температурой и уровнем пересыщения кремния азотом вокруг центров осаждения.

Введение. Созданию структур типа кремний на изоляторе (КНИ) имплантацией больших доз ионов N^+ или O^+ уделяется сейчас очень много внимания. До сих пор основные усилия были направлены на изучение самого процесса ионного синтеза. Свойства верхнего отсекаемого слоя кремния исследовались в меньшей степени и преимущественно в структурном отношении. В ряде работ отмечалось, что ионный синтез систем КНИ существующим образом влияет на электрическую активность и распределение примесей в приповерхностном слое кремния [1 $^{--}4$]. Например, в работах [3, 4] отмечалось исчезновение дырочной проводимости в сильно легированном бором кремнии вследствие внедрения больших доз ионов азота. С другой стороны, в работе [5] было показано, что в результате ионного синтеза захороненного Si_3N_4 в отсеченном приповерхностном слое кремния образуется более 10^{18} см $^{-3}$ донорных центров, устойчивых до температур 1200 °С. И концентрация, и температурная стабильность доноров намного превышали значения, отмечавшиеся ранее после внедрения относительно низких доз азота [6, 7]. Обнаруженные эффекты имеют первостепенное значение при создании приборов на КНИ структурах, однако их природа и причины проявления остались не вполне ясными. Цель данной работы — выяснить механизм влияния имплантации больших доз азота на электрофизические характеристики отсекаемого приповерхностного слоя кремния, легированного бором.

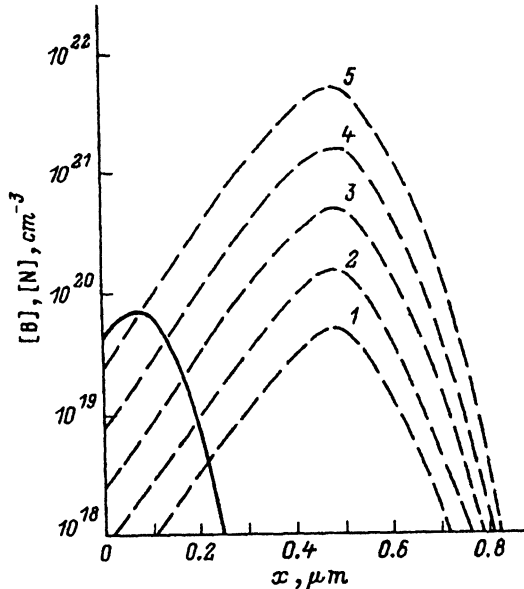


Рис. 1. Начальное распределение по глубине атомов бора (сплошная линия) и расчетные профили распределения ионов N^+ , 200 кэВ (Пирсон IV, пунктир). Дозы, $см^{-2}$: 1 — 10^{15} , 2 — $3 \cdot 10^{15}$, 3 — 10^{16} , 4 — $3 \cdot 10^{16}$, 5 — 10^{17} .

Эксперимент

Были использованы пластины n -Si (100) с $n \sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$, на рабочей поверхности которых имплантацией и отжигом 900°C в течение 2 ч были заранее приготовлены легированные бором p -слои толщиной около 0.3 мкм. Ионы азота внедрялись с энергией 200 кэВ (средний пробег $R_p = 0.46$ мкм, максимум упругих потерь $R_d = 0.34$ мкм) при плотности тока в пучке порядка 1 мкА/см^2 . Разогрев мишени за счет энергии ионов азота по оценкам составлял не более 200°C . Были выбраны следующие дозы ионов N^+ : $1 \cdot 10^{15}$, $3 \cdot 10^{15}$, $1 \cdot 10^{16}$, $3 \cdot 10^{16}$ и $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Как видно из рис. 1, где показаны профили стартового распределения бора и расчеты пробегов ионов N^+ (Пирсон IV), такой набор доз создает перекрытие распределений бора и азота от незначительного до почти полного. После имплантации образцы отжигались изохронно и изотермически в атмосфере азота. Электрофизические характеристики приповерхностных слоев и изменение их по глубине контролировались измерениями проводимости и эффекта Холла в сочетании с послойным травлением.

Результаты

Перед облучением ионами азота измерения фиксировали на рабочей поверхности образцов наличие p -слоя со слоевой концентрацией дырок $7 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. После всех имплантаций ионов азота измерения давали проводимость n -типа со слоевой концентрацией электронов $\sim 2 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$, совпадающей со слоевой концентрацией носителей в подложке (рис. 2, а). Первый же шаг изохронного (10^3 с) отжига при 700°C приводил к восстановлению начальной дырочной проводимости, если дозы азота были $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и менее. Дальнейший отжиг подобных образцов вплоть до 1200°C приводил лишь к слабому росту концентрации дырок (рис. 2, а). После максимальной дозы $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ по мере роста температуры отжига от 700 до 900°C слоевая концентрация электронов постоянно

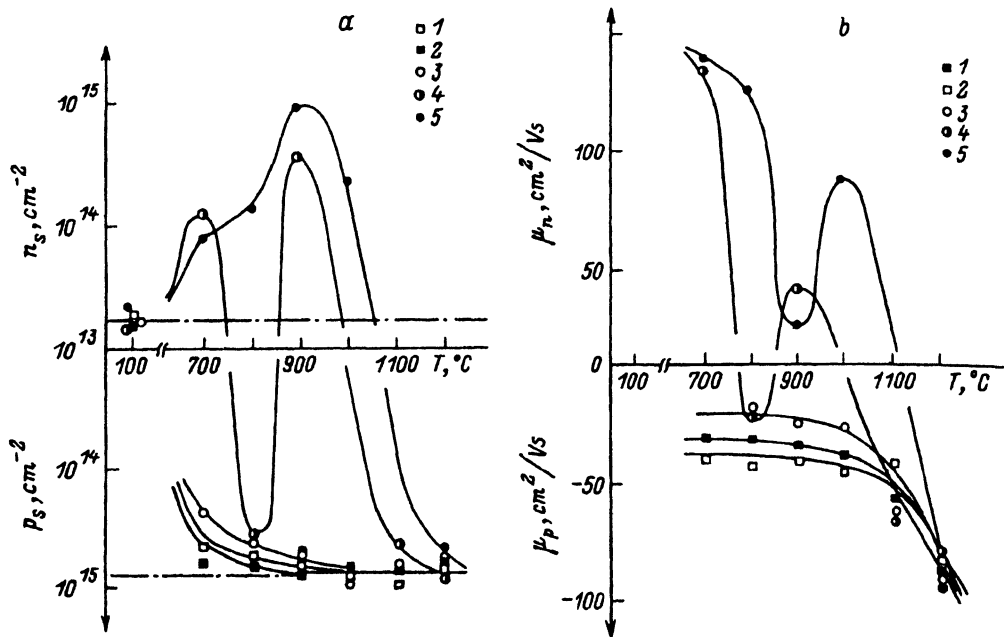


Рис. 2. Изменения слоевой концентрации (а) и эффективной подвижности (б) носителей при изохронном (10^3 с) отжиге образцов после имплантации ионов N^+ дозами, $см^{-2}$: 1 — $1 \cdot 10^{15}$, 2 — $3 \cdot 10^{15}$, 3 — $1 \cdot 10^{16}$, 4 — $3 \cdot 10^{16}$, 5 — $1 \cdot 10^{17}$. Штрихпунктиром отмечены слоевые концентрации электронов в подложке и дырок в p -слое до облучения ионами N^+ .

возрастала, но затем наблюдался спад и к $1200^\circ C$ в полной мере восстановилась дырочная проводимость. После внедрения $3 \cdot 10^{16} см^{-2}$ ионов N^+ изменения проводимости с ростом температуры отжига носили сложный характер. Вначале росла концентрация электронов, затем к $800^\circ C$ проводимость конвертировала в p -тип с практически полной активацией бора, далее к $900^\circ C$ у поверхности вновь образовывался сильно легированный n -слой, но после $1000^\circ C$ восстанавливалась дырочная проводимость (рис. 2, а).

На рис. 2, б показаны соответствующие изменения эффективной подвижности. С ростом дозы ионов N^+ от $1 \cdot 10^{15}$ до $1 \cdot 10^{16} см^{-2}$ послеотжиговая подвижность дырок понижалась, но от температуры отжига в интервале $700-1000^\circ C$ она почти не зависела. Для доз же $3 \cdot 10^{16}$ и $10^{17} см^{-2}$ изменения подвижности с температурой отжига носили немонотонный характер. Вначале подвижность носителей резко падала и к $800^\circ C$ для дозы $3 \cdot 10^{16} см^{-2}$, как отмечалось выше, даже наблюдался переход в p -тип, но затем она вновь росла. После дозы $3 \cdot 10^{16} см^{-2}$ максимум подвижности электронов в повторно конвертировавшем слое приходился на $900^\circ C$, а после $10^{17} см^{-2}$ — на $1000^\circ C$. С тем же сдвигом по температуре примерно в $100^\circ C$ происходила далее окончательная конверсия слоев в p -тип (1000 и $1100^\circ C$ соответственно) и к $1200^\circ C$ подвижности дырок во всех образцах увеличивались до $100 см^2/V \cdot с$.

Результаты изотермического ($800^\circ C$) отжига представлены на рис. 3. Уже через $120 с$ в приповерхностном слое заметно возросла концентрация доноров. Рост был более заметен на меньшей из двух взятых доз, что наблюдалось и при изохронном отжиге (рис. 2, а) после $700^\circ C$. После имплантации $1 \cdot 10^{17} см^{-2}$ концентрация доноров со временем отжига непрерывно, но медленно росла. В то же время в интервале длительностей отжига $10^3-10^4 с$ наблюдалось быстрое падение подвижности электронов. Для дозы $3 \cdot 10^{16} см^{-2}$ в области $10^3 с$ слой

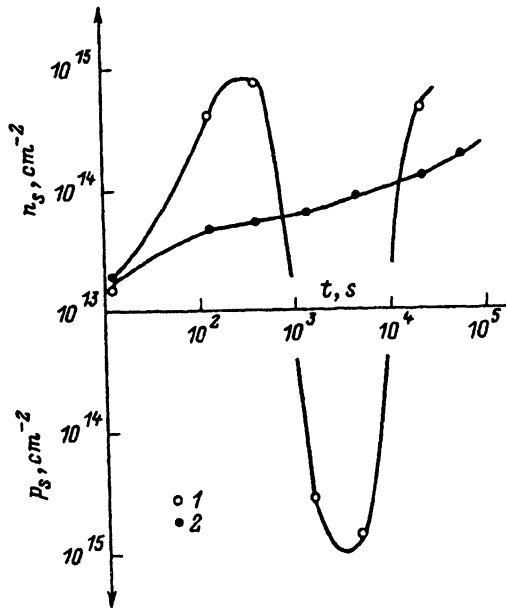


Рис. 3. Изменения слоевой концентрации носителей при изотермическом (800 °С) отжиге образцов после имплантации ионов N^+ дозами, $см^{-2}$: 1 — $3 \cdot 10^{16}$, 2 — $1 \cdot 10^{17}$.

становился p -типа, а удлинение отжига до $>10^4$ с вновь приводило к возникновению электронной проводимости.

Холловские измерения в сочетании с послынным травлением были проведены для наиболее интересных этапов изменения проводимости приповерхностных слоев после внедрения больших доз ионов азота. Таковыми являются первое образование доноров ($T = 700$ °С) и последующая конверсия в p -тип ($T = 800$ °С) для дозы $3 \cdot 10^{16}$ $см^{-2}$, а также достижение максимума концентрации доноров ($T = 900$ °С) для дозы 10^{17} $см^{-2}$. Экспериментальные профили слоевых концентраций показаны на рис. 4, а, а полученные дифференцированием объемные значения — на рис. 4, б. Обращает на себя внимание следующее. Уже после 700 °С у поверхности образуется узкий концентрационный пик, который сохраняется до 900 °С, но образующие его центры могут быть и донорами, и акцепторами в зависимости от режима обработки. После отжига 800 °С возникает ситуация, когда у самой поверхности формируется p -слой толщиной ~ 20 нм с концентрацией дырок порядка 10^{20} $см^{-3}$, а под ним слой n -типа примерно с той же концентрацией доноров. При травлении выявлено также наличие для доноров второго пика на глубине около 0.3 мкм. Этот пик более широк, концентрация в нем ниже, но она растет с дозой облучения. Как видно из рис. 4, доноры, сосредоточенные во втором пике, также устойчивы минимум до температуры 900 °С.

Обсуждение результатов

Как и следовало ожидать, непосредственно после имплантации ионов азота из-за разупорядочения решетки кремния бор оказался нейтрализован, а изолирующие свойства p — n -перехода нарушены. Поэтому доотжиговые холловские измерения (рис. 2) фактически относятся к подложке. Наблюдавшиеся при отжиге изменения проводимости обусловлены эффектами в приповерхностной области и требуют обсуждения.

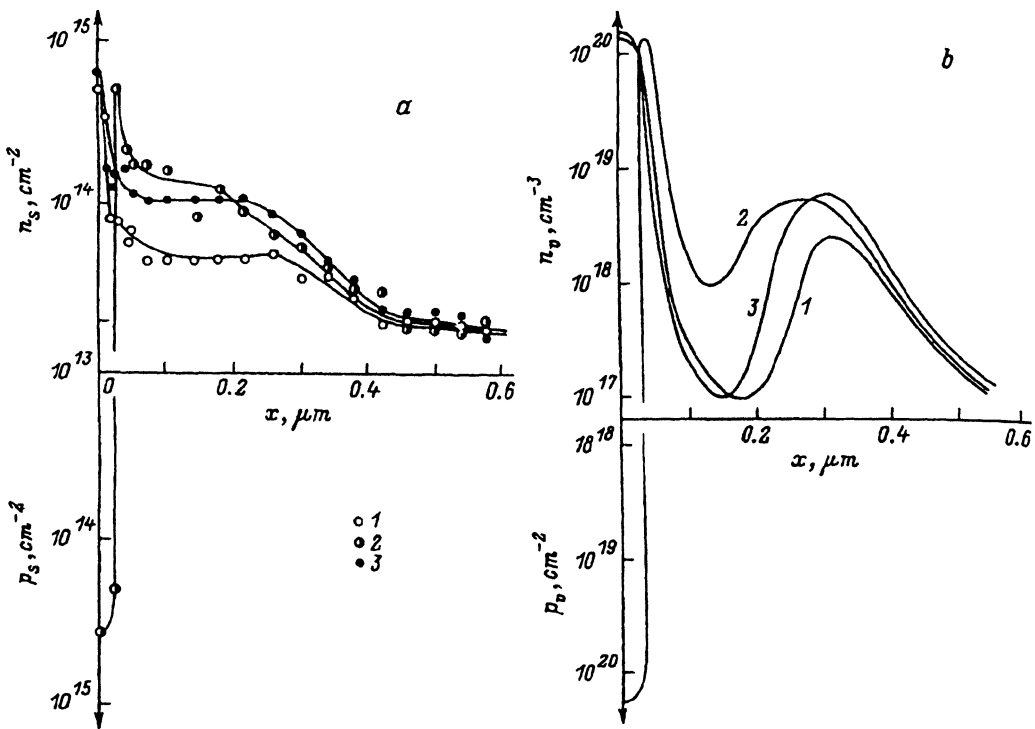


Рис. 4. Распределения по глубине слоевых (а) и объемных (б) концентраций носителей после отжига образцов, имплантированных ионами N⁺ дозами, см⁻²: 3·10¹⁵ (1, 2) и 1·10¹⁷ (3). Отжиги в течение 10³ с, °С: 1 — 700, 2 — 800, 3 — 900.

Первое, что обращает на себя внимание, это сильный эффект восходящей (с увеличением объемной концентрации) диффузии бора к поверхности уже при 700 °С (рис. 4). Ранее перераспределение примеси при создании структур КНИ объясняли осаждением ее на ловушках [1], обычной равновесной диффузией [2] и диффузией в поле упругих напряжений [3]. При 700 °С равновесный коэффициент диффузии бора составит около 10⁻¹⁸ см²/с, в то время как смещение на 0.1 мкм за 10³ с предполагает величину порядка 10⁻¹³ см²/с. Таким образом, сильное ускорение диффузии бора несомненно. Вместе с тем эффект восходящей диффузии явно не связан с осаждением бора на ловушках или выпадением его в осадок, поскольку даже после 700 °С мы наблюдаем значительную активацию примесных атомов (рис. 2). Перераспределение бора в принципе могло явиться следствием упругих напряжений, но по этому вопросу пока нет надежных экспериментальных данных. Согласно [8], напряжения сказываются через изменение ширины запрещенной зоны и соответственно зарядового состояния диффузанта. Судя по приводимым в [8] данным, изменения коэффициентов диффузии при этом составляют около 20%. Мы полагаем, что возрастание коэффициента диффузии бора на пять порядков и появление восходящего потока к поверхности по своей природе аналогичны тому, что происходит при радиационно-ускоренной диффузии [9, 10]. Последняя, как известно, обусловлена генерацией избыточных точечных дефектов, обеспечивающих миграцию примесных атомов. В нашем случае генерация подвижных неравновесных дефектов происходит вследствие восстановления структуры материала и формирования включений фазы нитрида. Восходящий поток возникает из-за специфического механизма перемещения легирующих атомов в кремнии в виде связанной пары с точечным дефектом

[¹⁰⁻¹²]. Величины самого ускорения, смещения максимума распределения по поверхности и концентрации в нем бора сопоставимы с тем, что наблюдается в опытах по высокотемпературной имплантации [¹³] и при компьютерном моделировании диффузии в рамках указанного механизма [¹⁴].

Второй момент — нейтрализация бора и формирование необычайно высокой концентрации доноров. Еще в [⁵] было высказано предположение, что появление в верхнем слое структуры КНИ более 10^{18} см⁻³ доноров, устойчивых до 1200 °С, связано с образованием комплексов, а не с растворением азота по типу замещения. Мы полагаем, что донорами являются микровыделения нитрида, образующиеся вследствие распада при $T > 700$ °С пересыщенного раствора азота в кремнии. Их термическая устойчивость зависит от размеров, а размеры — от пересыщения числа центров конденсации и от условий отжига. В наших экспериментах максимальная объемная концентрация доноров более чем на порядок превышала уровни, достигнутые в [⁵], и соответствовала предельной объемной концентрации отесненных к поверхности атомов бора (рис. 4). Более того, из рис. 4 видно, что вблизи поверхности распределение доноров повторяет распределение бора. Отсюда следует вывод, что бор способствует формированию центров конденсации в пересыщенном растворе азота в кремнии. Влияние бора может быть либо непосредственным, либо результатом способности атомов бора аккумулировать на себя точечные дефекты в кремнии [^{15, 16}]. В обоих случаях бор как акцептор нейтрализуется и возникают доноры.

Третье, что следует обсудить, это периодические изменения величины и типа проводимости при изохронном и изотермическом отжиге (рис. 2, 3). Для образования на центре конденсации зародыша нитрида в радиусе диффузионного стока должно находиться по крайней мере несколько атомов азота. Известно, что в кремнии азот образует связи Si—N и тогда его коэффициент диффузии равен [¹⁷]

$$D_N = 0.87 \exp(-3.29 \text{ eV}/kT).$$

Некоторая часть атомов может образовать слабо взаимодействующие с регулярной кремниевой решеткой молекулы N—N, имеющие, согласно [¹⁸], гораздо больший коэффициент диффузии:

$$D_{N_2} = 2.7 \cdot 10^3 \exp(-2.8 \text{ eV}/kT).$$

Как видно из рис. 1, в приповерхностном слое толщиной ~ 0.1 мкм уже изначально концентрация атомов бора превышает концентрацию азота. С учетом отеснения бора к поверхности (рис. 4) это несоответствие усиливается. Таким образом, для нейтрализации $7 \cdot 10^{14}$ см⁻² бора и образования у поверхности такого же количества доноров необходим диффузионный подход — более 10^{15} см⁻² атомов азота, а это можно осуществить только с глубин в десятые доли мкм. При 700 °С коэффициент D_N равен всего лишь $\sim 10^{-17}$ см²/с и подобный поток азота не обеспечивается, но для D_{N_2} он оказывается реальным. Сток к поверхности быстрого диффузионного компонента и приводит к нейтрализации бора и формированию доноров, причем азота на это хватает только для доз $> 3 \cdot 10^{16}$ см⁻². Согласно рис. 3, при 800 °С для образования доноров требуется не более 100 с, но при диффузии с коэффициентом D_{N_2} приток нужного количества азота из глубины и в этом случае обеспечивается. Из сказанного становится понятно, почему в ранней работе [¹⁹] удавалось получить *n-p*-переходы имплантацией ионов N⁺ в *p*-Si с концентрацией бора до $5 \cdot 10^{19}$ см⁻³.

Доза $3 \cdot 10^{16}$ см⁻² создает вблизи поверхности донорные центры минимальных размеров, что делает их термически неустойчивыми. При повышении температуры изохронного отжига (рис. 2) или удлинении изотермического (рис. 3) наименее устойчивые центры начинают распадаться с переходом высвободившегося азота

на более крупные и более устойчивые. Концентрация доноров понижается при одновременной электрической активации бора. В результате у поверхности возникает p -слой (рис. 2—4). Если же была имплантирована более высокая доза азота 10^{17} см $^{-2}$, то выделения оказываются крупнее и устойчивыми до ~ 900 °C (рис. 2). Для сравнения в [5] донорные центры после внедрения $8 \cdot 10^{17}$ см $^{-2}$ ионов N^+ отжигались между 1150 и 1275 °C, а после $1.2 \cdot 10^{18}$ см $^{-2}$ их устранение требовало свыше 1300 °C.

Характерное для дозы $3 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$ восстановление n -проводимости на определенных этапах изохронного и изотермического отжига (рис. 2, 3) означает дополнительный приток атомов азота к поверхности. Сразу отметим, что и при 800 °C, и при 900 °C коэффициент D_N слишком мал ($4 \cdot 10^{-16}$ и $7 \cdot 10^{-15}$ см 2 /с), чтобы за 10^3 — 10^4 с подвести с глубин примерно 0.2—0.3 мкм нужное количество азота (см. рис. 1). Вместе с тем для D_{N_2} длина диффузии азота будет не менее ~ 1 мкм для использованных режимов отжига. Таким образом, фактором, лимитирующим сток азота к поверхности, является в данной ситуации не диффузия, а высвобождение подвижного компонента в процессе отжига. Происходит это как за счет диссоциации мелких нитридных преципитатов, так и при восстановлении кристаллической структуры имплантированного азотом кремния. Последнее из-за сильного пересыщения азотом может затягиваться до 1100 °C и более [20]. Разупорядоченность решетки объясняется и то, что при недостаточных отжигах (рис. 2, 3) после дозы $1 \cdot 10^{-17}$ см $^{-2}$ доноров оказывается меньше, чем после $3 \cdot 10^{16}$ см $^{-2}$. Совершенно очевидно, что восстановление p -слоя после отжига выше 900 °C есть следствие распада нитридных микропреципитатов. С этих же температур начинается и диффузионное расширение приповерхностной p -области, сопровождающееся увеличением подвижности дырок (рис. 2, б). Высвобождающиеся атомы азота способны накапливаться либо непосредственно на поверхности, либо на более стойких выделениях в глубине [20, 21]. Второй слой доноров хорошо виден на рис. 4, б и положение его примерно соответствует глубинам максимальных упругих потерь ионов азота. Атомов азота здесь, согласно рис. 1, было почти на два порядка больше, чем у поверхности, поэтому преципитаты могут быть крупнее и термически более стабильны. Сейчас пока трудно сказать, какова физическая природа донорных уровней, появляющихся вследствие преципитации азота. Эта проблема не решена до сих пор даже для давно изучаемых «термодоноров» и «новых доноров», наблюдающихся при распаде пересыщенного раствора кислорода в кремнии [22, 23]. Создается, в частности, впечатление, что число доноров в первую очередь связано с числом преципитатов нитрида, а не с их размерами. Можно представить себе, что электрически активные центры возникают на границах кремний—преципитат, подобно наблюдавшимся в [24].

Заключение. Использование имплантации больших доз азота и последующего отжига для создания структур КНИ сопровождается рядом сильно выраженных эффектов в легированном бором отсекаемом слое кремния: 1) оттеснение атомов бора к поверхности, которое предполагает коэффициент диффузии бора на 5 порядков выше равновесного и движение атомов против экспериментально наблюдаемого градиента их концентрации; 2) полная нейтрализация бора как акцептора, даже если уровень легирования p -слоя превышал $\sim 10^{20}$ см $^{-3}$; 3) появление донорных центров, один пик распределения которых и по положению, и по высоте практически совпадает с распределением бора, а второй локализован вблизи максимальных упругих потерь ионов азота; 4) последовательные смены типа проводимости отсекаемого слоя с увеличением температуры или длительности отжига.

Эффекты являются следствием распада пересыщенного раствора азота в кремнии при повышении температуры, сопровождающегося образованием преципитатов нитрида кремния и отжигом структурных нарушений. Сопутству-

ющая указанным процессам генерация избыточных точечных дефектов ускоряет миграцию бора, а его восходящая диффузия к поверхности обусловлена механизмом движения легирующих примесей в кремнии в виде связанных пар примесный атом—дефект. Атомы бора служат также наряду с радиационными повреждениями центрами зарождения нитрида либо непосредственно, либо благодаря способности бора конденсировать на себя подвижные дефекты решетки Si. В результате образования преципитатов нитрида кремния бор теряет акцепторные свойства, в то время как сами преципитаты вводят доноры. Температурная стабильность преципитатов определяется их размерами и степенью пересыщения окружающего материала азотом. Поэтому в зависимости от дозы ионов азота или от глубины залегания захороненного слоя на разных стадиях отжига в приповерхностном слое кремния возможны как растворение, так и образование преципитатов, что и служит причиной резких изменений его проводимости вплоть до смены типа.

Авторы признательны С. А. Южакову за большую помощь в проведении экспериментов и С. А. Сухих за имплантацию ионов азота.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] P. Normand, D. Tsoukalas, N. Guillemot, P. Chenevier. *J. Appl. Phys.*, **66**, 3585 (1989).
- [2] A. K. Robinson, K. J. Reeson, P. L. F. Hemment. *J. Appl. Phys.*, **68**, 4340 (1990).
- [3] N. N. Gerasimenko, V. F. Stas, J. W. Corbett. *Nucl. Instrum. Meth.*, **B59/60**, 647 (1991).
- [4] G. A. Kachurin, I. E. Tyschenko. In: *Int. conf. Ion Implant. Ion Beam Equip.*, **30**. Abstracts. Bulgaria (1990).
- [5] D. E. Davies, J. A. Adamski, E. F. Kennedy. *Appl. Phys. Lett.*, **48**, 347 (1986).
- [6] Е. И. Зорин, П. В. Павлов, Д. И. Тетельбаум, А. Ф. Хохлов, Н. В. Денисов. В кн.: *Физические основы ионно-лучевого легирования*, 191. Горький (1972).
- [7] J. B. Mitchell, J. Shewchun, D. A. Thompson, J. A. Davies. *J. Appl. Phys.*, **46**, 335 (1975).
- [8] R. B. Fair. In: *Impurity doping processes in silicon* (ed. by F. F. Y/Wang). Amsterdam (1981).
- [9] P. Baruch. *Inst. Phys. Conf. Ser. N 31*, 126 (1977).
- [10] G. A. Kachurin, I. E. Tyschenko, L. I. Fedina. *Nucl. Instrum. Meth.*, **B68**, 323 (1992).
- [11] W. Akutagawa, H. L. Dunlap, R. Hart, O. J. Marsh. *J. Appl. Phys.*, **50**, 777 (1979).
- [12] S. Loualiche, C. Lucas, P. Baruch, J. P. Gailliard, J. C. Pfister. *Phys. St. Sol. (a)*, **69**, 663 (1982).
- [13] G. A. Kachurin, I. E. Tyschenko, E. Wieser, Ch. Weise. *Phys. St. Sol. (a)*, **109**, 141 (1988).
- [14] Г. А. Качурин, Г. В. Гадияк, В. И. Шатров, И. Е. Тыщенко. *ФТП*, **26**, 1978 (1992).
- [15] G. P. Pelous, D. P. Lecrosnier, P. Henoc. In: *Ion Implantation in Semiconductors* (ed. by S. Namba, N. Y. Plénum), 439 (1975).
- [16] И. А. Аброян, В. С. Беляков, Н. А. Кондратьев, В. В. Кобышев, Г. А. Крысов, Л. М. Никулина, А. И. Титов, Г. М. Тогрова. *ФТП*, **15**, 740 (1981).
- [17] Н. В. Денисова, Е. И. Зорин, Н. В. Павлов, Д. И. Тетельбаум, А. Ф. Хохлов. *Изв. АН СССР, Неорг. матер.*, **11**, 2236 (1975).
- [18] T. Itoh, T. Abe. *Appl. Phys. Lett.*, **53**, 39 (1988).
- [19] W. J. Kleinfelder, W. S. Johnson, J. F. Gibbons. *Can. J. Phys.*, **46**, 597 (1968).
- [20] W. J. M. J. Josquin. *Nucl. Instrum. Meth.*, **209/210**, 581 (1983).
- [21] G. A. Kachurin, I. E. Tyschenko, V. P. Popov, S. A. Tijs. *Phys. St. Sol. (a)*, **113**, K165 (1989).
- [22] P. Wagner, J. Hage. *Appl. Phys.*, **A49**, 123 (1989).
- [23] S. Hahn, H. J. Stein, S. C. Shatas, F. A. Ponce. *J. Appl. Phys.*, **5**, 1758 (1992).
- [24] A. A. Karanovich, A. V. Dvurechskii, I. E. Tyschenko, G. A. Kachurin. *Nucl. Instrum. Meth.: Phys. Res.*, **B55**, 630 (1991).

Редактор Т. А. Полянная