

Ионный синтез нанокристаллов InSb в захороненном слое SiO₂ структуры кремний-на-изоляторе

© И.Е. Тыщенко^{*†}, М. Фельсков⁺, А.Г. Черков^{*}, В.П. Попов^{*}

^{*} Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

⁺ Институт ионно-лучевой физики, Исследовательский Центр Россендорф, Д-01314 Дрезден, Германия

(Получена 16 января 2014 г. Принята к печати 3 февраля 2014 г.)

Исследован ионный синтез нанокристаллов InSb в слое захороненного SiO₂ структуры кремний-на-изоляторе. Изучены профили распределения атомов индия и сурьмы после отжига при температуре $T_a = 500\text{--}1100^\circ\text{C}$. Установлено, что перераспределение имплантированных атомов имеет немонотонный характер в зависимости от температуры отжига. Формирование нанокристаллов InSb происходит при $T_a \geq 800^\circ\text{C}$ вблизи границы Si/SiO₂ и на глубине средних пробегов R_p . Анализ профилей имплантированных атомов и структуры и распределения по глубине формирующихся нанокристаллов позволил сделать предположение о двухстадийном характере образования фазы InSb: на первой стадии происходит формирование преципитатов сурьмы, которые играют роль зародышей для дальнейшего стока на них атомов In и Sb.

1. Введение

Синтез нанокристаллов InSb вызывает большой интерес как с точки зрения фундаментальных исследований, так и с точки зрения практического применения. Нанокристаллы InSb являются идеальными объектами для обнаружения квантово-размерного эффекта. Это обусловлено очень маленькими значениями эффективной массы электронов и дырок ($0.015m_0$ и $0.39m_0$ соответственно), а также наибольшим значением диэлектрической постоянной (17.88), которые определяют наибольшее из всех полупроводников значение боровского радиуса экситона (65.5 нм) [1]. Это означает, что квантово-размерный эффект может наблюдаться в широком диапазоне размеров нанокристаллов. Кроме этого, малая ширина запрещенной зоны и высокие значения подвижности электронов и дырок ($80\,000$ и $1250\text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ соответственно) в InSb могут быть рассмотрены как аргументы для использования этого материала в качестве альтернативного или вспомогательного при создании тонкопленочных приборных структур на основе кремния.

Однако по сравнению с другими полупроводниковыми материалами в литературе имеется очень мало данных о синтезе объектов на основе кремния, включающих InSb. Это связано как с особенностями технологии, включающей целый ряд экологически вредных процессов, так и трудностями, обусловленными большим рассогласованием постоянных решетки Si и InSb, которое составляет около 18%. В работах [2–4] квантовые точки InSb создавались методом МЛЭ на подложках GaAs, GaSb и InP. Сформированные методом МЛЭ квантовые точки характеризуются большими размерами, низкой плотностью и большими напряжениями. В работах [1,5,6] были синтезированы нанокристаллы InSb, внедренные в матрицу SiO₂, методом радиочастотного распыления с последующим осаждением на различные подложки. После осаждения и отжига при температуре $300\text{--}400^\circ\text{C}$ в течение 4 ч

в спектрах рентгеновской дифракции наблюдались дифракционные пики, соответствующие плоскостям (111), (220) и (311) решетки InSb. По данным просвечивающей электронной микроскопии, средние размеры нанокристаллов составляли около 10 нм [1]. В спектрах поглощения синтезированных пленок был обнаружен большой высокоэнергетичный сдвиг, который зависел от размеров нанокристаллов InSb и был связан авторами с квантово-размерным эффектом. Однако, экспериментально наблюдаемые сдвиги сильно отличались от значений, предсказываемых теорией. В работе [5] было обнаружено уширение и сдвиг пиков комбинационного рассеяния света, экспериментально наблюдаемых от квантовых точек InSb в матрице SiO₂, относительно их значений в объемном антимониде индия. Возможными причинами наблюдаемого эффекта авторы [5] называют ограничение энергии фононов в наноразмерном объеме, а также напряжения сжатия в приповерхностной области нанокристаллов на границе с окружающей матрицей оксида кремния. Действительно, в работе [6] было показано, что длина связей Sb–In в верхней оболочке InSb нанокристаллов отличается на ~ 0.002 нм от их длины в объемном антимониде индия. Это может привести к ослаблению эффекта квантового ограничения фонона за счет сжатия решетки. Следствием взаимодействия между нанокристаллами InSb и окружающей матрицей SiO₂ может быть разупорядочение поверхности нанокристаллов и соответствующее уменьшение их реального объема, а также изменение распределения атомов сурьмы [6].

Метод ионно-лучевого синтеза InSb с целью создания полупроводниковых гетероструктур рассматривается как метод, наиболее совместимый с имеющейся кремниевой технологией. По сравнению с синтезом монокристаллов нанокристаллов, синтез бинарного соединения InSb в SiO₂ обладает особенностями, обусловленными сильно различающимися коэффициентами диффузии In и Sb [7,8]. Ранее нами была продемонстрирована возможность ионного синтеза нанокристаллов InSb на границе сращивания КНИ структуры за счет сегрегации In и Sb из

[†] E-mail: tys@isp.nsc.ru

прилегающих областей SiO_2 и Si соответственно [9]. Цель данной работы — исследование процесса ионно-лучевого синтеза фазы $InSb$ в захороненном слое SiO_2 КНИ структур, сформированных методом водородного переноса.

2. Методика экспериментов

Формирование КНИ структур с захороненным слоем оксида кремния, имплантированным вблизи границы сращивания ионами Sb^+ и In^+ , проводилось методом, включающим элементы ионно-лучевого синтеза и водородного переноса. Схема формирования структур представлена на рис. 1. Имплантация ионов Sb^+ и In^+ проводилась с энергией 200 кэВ дозами $8.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ в пленки SiO_2 толщиной около 300 нм, термически выращенные на пластинах кремния p -типа проводимости диаметром 100 мм с ориентацией (100) (рис. 1, *a*). Используемые параметры ионов Sb^+ и In^+ обеспечивали формирование профилей распределения Гаусса с максимумом на глубине ~ 110 нм и концентрацией

атомов индия и сурьмы в максимуме $\sim 1.2 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$. Во вторую пластину кремния через тонкий защитный окисел внедрялись ионы водорода с энергией 140 кэВ дозой $2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1, *b*). Затем в вакуумной камере проводилось соединение пластин имплантированными сторонами с одновременным отщеплением и переносом на первую пластину слоя кремния по созданной имплантацией ионов H^+ внутренней гидрофобной поверхности (рис. 1, *c*). Толщина перенесенного слоя Si составляла около 600 нм. Затем пластина была разрезана на образцы. Постимплантационный отжиг образцов проводился в атмосфере N_2 при температуре $T_a = 500\text{--}1100^\circ\text{C}$ в течение 30 мин. Профили распределения внедренных атомов и дефектов исследовались с помощью резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He^+ с энергией 1.7 МэВ в режимах максимального разупорядочения подложки относительно зондирующего пучка и в режиме каналирования. Структурные свойства синтезируемой фазы исследовались с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ), в том числе и на поперечном срезе, на микроскопе JEM-4000 с разрешением 0.2 нм при ускоряющем напряжении 250 кВ.

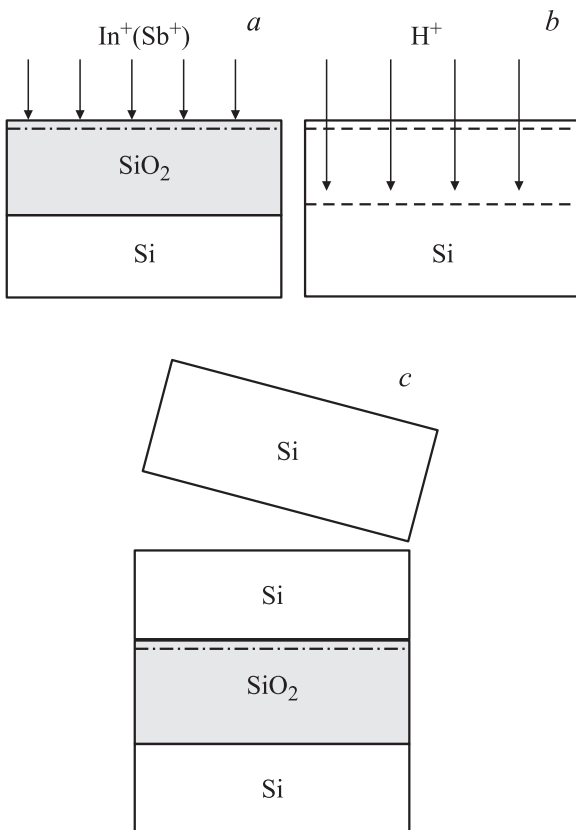


Рис. 1. Схема формирования КНИ структур с захороненным слоем SiO_2 , имплантированным вблизи границы сращивания ионами Sb^+ и In^+ : *a* — имплантация ионов Sb^+ и In^+ в термический окисел, выращенный на первой кремниевой подложке; *b* — имплантация ионов H^+ через защитный окисел во вторую кремниевую подложку; *c* — сращивание первой и второй подложек и отслаивание Si по слою, имплантированному ионами H^+ .

3. Результаты

На рис. 2 представлены спектры РОР, зарегистрированные от КНИ структур с захороненным слоем SiO_2 , имплантированным ионами In^+ и Sb^+ с энергией 200 кэВ дозами $8.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, до и после отжига при $T_a = 700\text{--}1100^\circ\text{C}$ в условиях максимального отклонения от направления каналирования пленки кремния в направлении $\langle 100 \rangle$ (random) и в условиях каналирования ионов He^+ вдоль канала $\langle 100 \rangle$ (aligned). Из рисунка видно, что с ростом T_a происходит уменьшение уровня деканалирования в пленке отсеченного кремния за счет отжига остаточных структурных нарушений, генерированных имплантацией ионов водорода. Следует подчеркнуть, что этот процесс продолжается вплоть до температуры 900°C . Как в „random“, так и в „aligned“ спектрах наблюдаются пики, обусловленные рассеянием ионов He^+ на атомах In и Sb . С ростом температуры отжига форма этого пика изменяется, что может быть связано с перераспределением имплантированных атомов в процессе отжига.

На рис. 3 представлены профили распределения атомов In и Sb , рассчитанные из соответствующих „random“ спектров РОР. Действительно, как видно из рисунка, вплоть до $T_a = 700^\circ\text{C}$ никакого заметного перераспределения примесных атомов в пленке SiO_2 не происходит. Увеличение температуры отжига до 800°C приводит к уменьшению концентрации примеси в максимуме распределения на $\sim 20\text{--}25\%$ и ее перераспределению в сторону верхней границы раздела Si/SiO_2 . После отжига при температуре 900°C происходит формирование тримодального концентрационного профиля с максимумами в области средних пробегов ионов, на границе сращивания Si/SiO_2 КНИ структуры и на глубине в слое

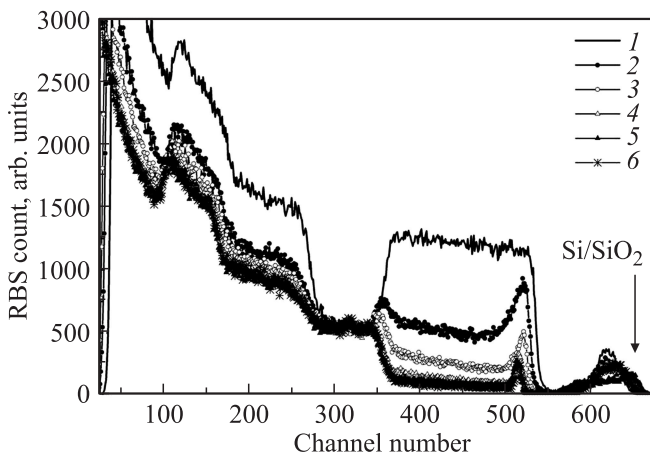


Рис. 2. Спектры РОР ионов He⁺ с энергией 1.7 МэВ на атомах индия и сурьмы, полученные (1) в условиях максимального отклонения от оси <100> (random) и (2–6) в условиях каналирования вдоль оси <100> (aligned) от КНИ структур с захороненным слоем SiO₂, имплантированным ионами In⁺ и Sb⁺ с энергией 200 кэВ дозами 8.0 · 10¹⁵ см⁻², до (1, 2) и после отжига в течение 30 мин в атмосфере N₂ при температуре T_a, °С: 3 — 700, 4 — 800, 5 — 900, 6 — 1100.

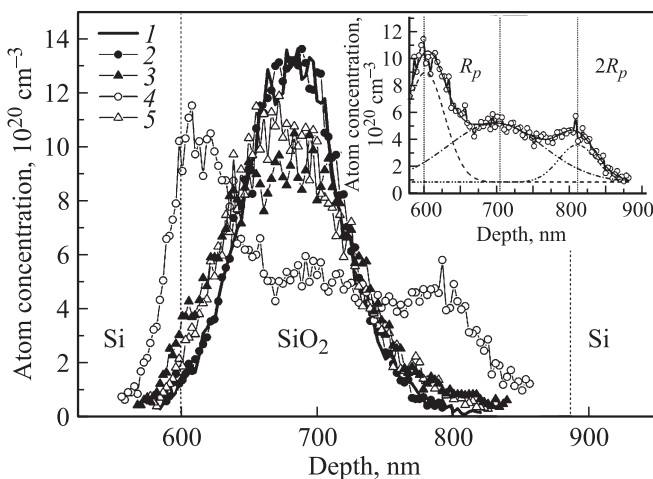


Рис. 3. Профили распределения атомов In и Sb, полученные в результате обработки спектров РОР до (1) и после (2–5) отжига при температуре, °С: 2 — 600, 3 — 800, 4 — 900, 5 — 1100. На вставке — профиль, полученный после отжига при 900°С в разложении на составляющие пики распределения Гаусса.

SiO₂, занимающей промежуточное положение между термической границей Si/SiO₂ и средним проективным пробегом ионов. Отжиг при T_a = 1100°С предотвращает проникновение имплантированных атомов в глубь образца. Профиль остается гауссиано-подобным с небольшой асимметрией со стороны границы раздела Si/SiO₂ (рис. 3, кривая 5).

Структурный анализ методом ПЭМ на поперечном срезе не обнаружил каких-либо особенностей в имплантированных образцах до и после отжига при тем-

пературах 500–700°С. Увеличение температуры отжига до 800°С сопровождалось формированием нанокластеров, сосредоточенных преимущественно в области имплантации ионов индия и сурьмы (рис. 4, а). Нанокластеры имели сферическую форму, а их плотность составляла около 10¹¹ см⁻². Размеры нанокластеров составляли 5–15 нм. Статистическая обработка данных показывает, что распределение нанокластеров по размерам имеет такой же вид, как и в работе [1], т.е. описывается асимметричной пиковой функцией с максимумом около 8.8 нм и затынутым хвостом в области крупных размеров. Часть нанокластеров имела кристаллическую структуру. Анализ показывает, что межплоскостное расстояние решетки нанокристаллов составляет 0.392–0.395 нм. Это значение на ~ 5% превышает расстояние между плоскостями (111) в решетке InSb, которое составляет 0.374 нм.

Повышение температуры отжига до 900°С приводило к формированию трех областей формирования нанокластеров и нанокристаллов, которые соответствовали концентрационным пикам профиля имплантированных атомов (рис. 3 и 4, б). В области, прилегающей к границе сращения КНИ структуры, плотность нанокластеров

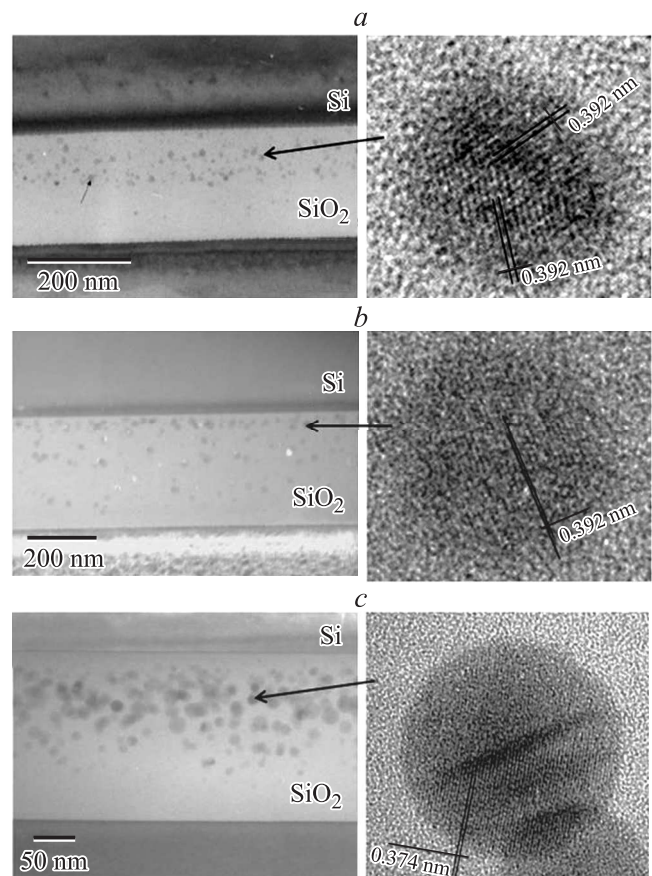


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза КНИ структуры с захороненным слоем SiO₂, имплантированным ионами In⁺ и Sb⁺ после отжига при температуре 800 (а), 900 (б) и 1100°С (с) и соответствующие изображения отдельных нанокристаллов.

была максимальной и составляла около $5 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ при средних размерах $\sim 12 \text{ нм}$. В области, соответствующей среднему проективному пробегу ионов In^+ и Sb^+ , плотность нанокластеров была существенно меньше (около $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), а их средние размеры не превышали 10 нм . Следует отметить, что большая часть нанокластеров в этих областях имела также кристаллическую структуру с межплоскостным расстоянием решетки $0.392\text{--}0.395 \text{ нм}$. Третья область распределения нанокластеров находилась на глубине залегания, равной приблизительно $2R_p$. В этой области кристаллическая структура нанокластеров идентифицирована не была. Они имели несколько меньшие размеры и плотность, чем в области, близкой к R_p .

После отжига при температуре 1100°C формирование нанокристаллов вновь наблюдается на глубине, прилегающей к области имплантации ионов (рис. 4, *c*). В этом случае нанокристаллы имеют четкий контраст и кристаллическую структуру с межплоскостным расстоянием, равным 0.374 нм и соответствующим ориентации (111) в решетке InSb . При этом распределение нанокристаллов по размерам имеет такой же вид, как в случае отжига при 800°C . Максимуму распределения соответствует диаметр 12.2 нм , а их плотность составляет около $3 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$.

4. Обсуждение

Анализ и объяснение полученных данных могут быть сделаны с учетом особенностей диффузии атомов In и Sb в оксиде кремния КНИ структуры. Атомы сурьмы в матрице SiO_2 практически неподвижны вплоть до самых высоких температур. Согласно данным работы [7], подвижность атомов сурьмы определяется условиями, при которых они становятся встроенными в решетку SiO_2 . В отсутствие кислорода или азота атомы сурьмы образуют связи с атомами кремния, формируя центры, аналогичные кислородным вакансиям, но с избыточным неспаренным электроном. Наличие избыточных атомов кислорода позволяет атомам сурьмы образовывать связи $\text{Sb}\text{--O}$, встраиваясь, таким образом, в матрицу оксида кремния. При этом большая часть имплантированных атомов остается все же в неподвижном состоянии и находится в виде сегрегированных элементов Sb . В работе [7] было получено выражение для коэффициента диффузии атомов Sb в SiO_2 в условиях отжига в атмосфере азота или кислорода:

$$D_{\text{Sb}/\text{O}_2(\text{N}_2)} = 3.7 \cdot 10^{-11} \exp(-1.32 \text{ эВ}/kT) \text{ (см}^2/\text{с)}. \quad (1)$$

Присутствие в окислительной атмосфере отжига водорода приводит к увеличению энергии активации диффузии сурьмы. В этом случае коэффициент диффузии описывается выражением [7]

$$D_{\text{Sb}/\text{O}_2\text{--}(\text{N}_2\text{O})} = 1.2 \cdot 10^{-7} \exp(-2.25 \text{ эВ}/kT) \text{ (см}^2/\text{с)}. \quad (2)$$

Сравнительный анализ выражений (1) и (2) показывает, что наличие водорода в матрице SiO_2 приводит к некоторому снижению коэффициента диффузии атомов Sb , но лишь при температурах ниже 1000°C .

В отличие от Sb атомы In в SiO_2 обладают достаточно высокой диффузионной способностью. При этом диффузия In имеет ряд особенностей в зависимости от состояния поверхности слоя SiO_2 . Атомы индия в матрице SiO_2 могут находиться в тетраэдрически координированной форме, в которой они практически неподвижны, а также в форме одновалентного междоузлия. В последнем случае атомы индия могут диффундировать по межузельному механизму и энергия активации такого процесса составляет около 2 эВ [8,10]. Именно этот процесс является ответственным за испарение индия из SiO_2 и уширения гауссиано-подобного профиля имплантированных ионов In^+ в процессе постимплантационного отжига. Выражение коэффициента диффузии в этом случае имеет вид [8]

$$D_{\text{In}/\text{SiO}_2} = 7 \cdot 10^{-6} \exp(-2.0 \text{ эВ}/kT) \text{ (см}^2/\text{с)}. \quad (3)$$

Наряду с диффузией, описываемой выражением (3), существует и другая, более быстрая, ее форма, которая наблюдается в условиях доступа водорода в пленку оксида кремния. Природа быстрой диффузионной составляющей интерпретируется как диффузия молекулы InOH . Определение энергии активации этого процесса в литературе было затруднено из-за присутствия неподвижной компоненты атомов In [8].

Анализ профилей распределения атомов индия и сурьмы показывает, что при температурах ниже 900°C перераспределение атомов внутри имплантированного слоя незначительно. В основном оно проявляется в некотором уширении профиля в сторону границы сращения Si/SiO_2 . Диффузионное перераспределение сурьмы и ее сегрегация к границе Si/SiO_2 при этих температурах пренебрежимо малы [11]. Высокой способностью сегрегировать к границе раздела из SiO_2 обладают атомы индия. Сегрегация индия наблюдалась в работе [8] при отжиге в присутствии консервирующего слоя. В нашем случае роль такого слоя, по-видимому, играет пленка КНИ. Сегрегация в этом случае происходит в слое около 20 нм , причем концентрация In на границе раздела может превышать предел его равновесной растворимости как в оксиде кремния, так и в кремнии [8].

Изменение формы профиля после отжига при температуре 900°C не описывается известными коэффициентами диффузии (1)–(3). Наиболее возможной причиной формирования тримодального профиля является миграция атомов индия из области имплантации в форме InOH . С ростом температуры отжига до 900°C происходит отжиг дефектов в пленке КНИ (рис. 2) и, как следствие, — высвобождение водорода, способного проникнуть в слой SiO_2 . Атомы водорода, взаимодействуя в пленке оксида кремния с атомами индия, формируют комплекс InOH . В этом случае экспериментально наблюдаемый профиль примеси (см. вставку к рис. 3) может быть представлен в виде суммы трех гауссиано-подобных пиков с максимумами на границе Si/SiO_2 , на глубине среднего пробега ионов R_p и на некоторой глубине в слое SiO_2 , которая совпадает со значением $\sim 2R_p$. Анализ показывает, что сумма площадей

под гауссианами с максимумами на границе срачивания Si/SiO₂ и на глубине $\sim 2R_p$ на 14% больше площади под вторым пиком (на глубине R_p), т.е. доля диффундирующих атомов несколько больше доли неподвижных атомов. Если учесть разницу в коэффициентах диффузии индия и сурьмы, то можно предположить, что первый и третий пики в основном обусловлены диффузией атомов индия. Однако следует заметить, что концентрация второго пика на $\sim 15\%$ ниже, чем концентрация имплантированных атомов Sb. Это указывает на то, что пик на границе раздела частично состоит и из атомов Sb. Действительно, в работе [7] было показано, что отжиг радиационных дефектов приводит к встраиванию атомов сурьмы в решетку с образованием связей Sb–O и Sb–Si. В области, прилегающей к границе раздела, процесс встраивания может быть облегчен за счет наличия напряжений и ненасыщенных связей у атомов Si. Согласно результатам, приведенным в работе [7], это может привести к ускорению диффузии атомов Sb вблизи границы раздела Si/SiO₂.

Анализ площадей под гауссианами (см. вставку к рис. 3) показывает, что площадь пика вблизи поверхности превышает площадь пика на глубине около $2R_p$ даже с учетом диффузии сурьмы, т.е. количество индия, продиффундировавшего к поверхности, больше количества индия, продиффундировавшего в глубь пленки SiO₂. Этот эффект может быть следствием микроскопического механизма диффузии индия в комплексе с водородом. Подобно тому, как это происходит при радиационно-ускоренной диффузии примесей в кремнии в паре с точечным дефектом [12], коэффициент диффузии индия зависит от концентрации атомов водорода в пленке и является пространственно зависимой величиной. Его значение должно быть пропорционально концентрации атомов водорода и спадать от поверхности в глубь пленки SiO₂. Это означает, что в области, прилегающей к верхней границе Si/SiO₂, коэффициент диффузии индия может быть больше, чем за областью средних пробегов. Итак, распад комплекса InOH на глубине его длины диффузии, скорее всего, является причиной формирования пика в глубине пленки SiO₂.

После отжига при температуре 1100°C остаточный водород в слое КНИ практически полностью испаряется. Это означает, что доля водорода, участвующего в образовании комплексов InOH, резко падает. При этом основной формой миграции атомов индия остается диффузия по междоузлиям, которая описывается выражением (3). Как результат, после отжига при температуре 1100°C форма профиля примеси близка к первоначальному распределению имплантированных ионов с асимметрией вблизи границы раздела.

Процессы формирования нанокластеров в имплантированном окисле также могут быть объяснены в рамках рассмотренных выше механизмов диффузии атомов In и Sb. Большое различие их коэффициентов диффузии указывает на то, что центрами зародышеобразования являются, скорее, атомы Sb. Однако, для того чтобы

обеспечить формирование критического зародыша фазы InSb, необходимо обеспечить диффузионное стягивание по крайней мере нескольких десятков атомов Sb. Исползованные дозы имплантации обеспечивают среднее расстояние между имплантированными атомами сурьмы ~ 1 нм. Согласно выражению (2), при температуре 800°C диффузионная длина атомов Sb за время отжига составляет лишь 0.8 нм. Это означает, что формирование преципитата InSb при равновесных условиях невозможно. Однако при анализе профилей примеси (рис. 3) мы отмечали, что вблизи границы раздела из-за наличия избыточных дефектов возможна ускоренная диффузия атомов Sb, которая сопровождается ускоренным процессом образования преципитатов сурьмы как геттерирующих центров для атомов индия. Итак, формирование фазы InSb в нашем случае происходит в две стадии: (1) формирование преципитатов Sb за счет распада пересыщенного раствора слабо диффундирующих атомов сурьмы, а затем (2) геттерирование атомов In и Sb на преципитаты Sb. Аналогичный механизм гетерогенного зародышеобразования фазы оксинитрида кремния в слоях Si, имплантированных ионами O⁺ и N⁺, был предложен ранее в работах [13,14].

С ростом температуры отжига до 900°C происходит ускорение диффузии атомов In за счет их взаимодействия с проникающими в окисел атомами водорода из слоя КНИ и формирования комплексов InOH. Одновременно происходит и миграция атомов In и Sb к поверхности. В результате на глубине около $2R_p$, куда проникают лишь атомы индия, формируются преципитаты, не имеющие кристаллической структуры. В области имплантации и вблизи границы Si/SiO₂ формируются нанокристаллы InSb. Заметим, что при температурах 800–900°C нанокристаллы InSb имеют межплоскостное расстояние (111), равное 0.392 нм, что на $\sim 5\%$ больше, чем в объемном InSb. Причина такого расхождения может быть обусловлена присутствием дефектов вакансионного типа в области формирования нанокристаллов, нестехиометрическим составом объема нанокристалла, либо присутствием кремния в решетке InSb.

Увеличение температуры отжига имплантированных структур до 1100°C сопровождается процессами, которые способны предотвратить диффузию атомов из области имплантации, с одной стороны, а с другой — ускорить в ней процессы зарождения и роста фазы InSb. Отжиг при столь высоких температурах, во-первых, приводит к испарению избыточного водорода из перенесенного слоя кремния. Следствием этого эффекта является отсутствие быстрой компоненты диффузии атомов In в виде комплекса InOH. Во-вторых, при температуре 1100°C происходит полный отжиг радиационных дефектов и, как следствие, повышается совершенство границы раздела Si/SiO₂. В-третьих, происходит рост коэффициента диффузии атомов Sb. Следствием этих процессов является увеличение вероятности зародышеобразования в области имплантации. В результате (рис. 4, с) формирование нанокристаллов InSb происходит в области имплантации ионов. Отсутствие дефектов

и высокая диффузионная способность атомов приводят к формированию нанокристаллов InSb с параметрами решетки, соответствующими их значению в объемном кристалле (0.374 нм). Согласно данным POP, часть атомов In и Sb в нанокристаллах оказывается в положении, когерентном с атомами в решетке кремния. Причина такого эффекта пока остается не выясненной и требует дополнительных исследований.

В заключение обсудим механизм формирования нанокластеров на глубине $\sim 2R_p$. Как было отмечено выше, формирование концентрационного максимума предполагает, что состояние диффундирующих атомов на указанной глубине изменяется. А именно происходит распад комплекса InOH, и атомы индия кластеризуются. Поскольку в пленке SiO₂ на глубине, куда индий проникает диффузионно, отсутствуют какие-либо структурные нарушения, можно предположить, что процесс преципитации индия здесь происходит в соответствии с механизмом гомогенного распада пересыщенного твердого раствора [15]. Оценка коэффициента диффузии индия по скорости роста преципитатов на глубине около $2R_p$ после отжига при температуре 900°C в течение 30 мин (рис. 4, c) дает величину коэффициента диффузии около 10^{-14} см²/с. Это соответствует коэффициенту диффузии атомов индия при температуре 900°C в виде одновалентного междоузлия (выражение (3)) [8]. Это означает, что глубокая диффузия индия в пленку SiO₂ происходит с участием атомов водорода в виде комплекса InOH, а формирование нанокластеров In протекает как результат взаимодействия одновалентных междоузлий, образующихся в результате распада комплексов InOH.

5. Заключение

Изучен ионный синтез нанокристаллов InSb в слое захороненного SiO₂ КНИ структуры. Ионы In⁺ и Sb⁺ с энергией 200 кэВ дозами $8 \cdot 10^{15}$ см⁻² были имплантированы в термически выращенный слой SiO₂ с последующим водородным переносом пленки кремния на имплантированный окисел. Профили имплантированных атомов и структурные свойства слоев изучались как функция температуры отжига в интервале 500–1100°C. Установлено, что перераспределение атомов In и Sb имеет немонотонный характер в зависимости от температуры отжига. Обнаружено формирование нанокристаллов InSb, начиная с температуры отжига $\sim 800^\circ\text{C}$, в области имплантации ионов In⁺ и Sb⁺ и вблизи верхней границы раздела Si/SiO₂. Из анализа полученных данных было сделано предположение о том, что процесс образования фазы InSb происходит в две стадии. На первой стадии происходит формирование преципитатов сурьмы, а на второй — сток атомов индия и сурьмы на сформировавшиеся преципитаты.

Авторы выражают благодарность Н.В. Дудченко и Э.Д. Жанаеву за помощь при формировании КНИ структур, В.Г. Серяпину за имплантацию ионов In⁺ и Sb⁺.

Список литературы

- [1] K. Zhu, J. Shi, L. Zhang. Sol. St. Commun., **107**, 79 (1998).
- [2] B.R. Bennett, B.V. Shanabrook, R. Magno. Appl. Phys. Lett., **68**, 958 (1996).
- [3] T. Utzmeier, P.A. Postigo, J. Tamayo, R. García, F. Briones. Appl. Phys. Lett., **69**, 2674 (1996).
- [4] G. Armelles, T. Utzmeier, P.A. Postigo, F. Briones, J.C. Ferrer, P. Peiro, A. Comet, J. Appl. Phys., **81**, 6339 (1997).
- [5] J.-Z. Shi, Q.-Y. Shao, K.-G. Zgu. Acta Phys. Sin., **49**, 2304 (2000).
- [6] D. Chen, C. Li, Z. Zhu, J. Fan, S. Wei. Phys. Rev. B, **72**, 075 341 (2005).
- [7] A.H. van Ommen. J. Appl. Phys., **61**, 993 (1987).
- [8] A.H. van Ommen. J. Appl. Phys., **57**, 5220 (1985).
- [9] I.E. Tyschenko, M. Voelskow, A.G. Cherkov, V.P. Popov. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **267**, 1360 (2009).
- [10] A.H. van Ommen. J. Appl. Phys., **57**, 1872 (1985).
- [11] D. Kruger, H. Rucker, B. Heinemann, V. Melnik, R. Kurps, D. Botze. J. Vac. Sci. Technol. B, **22**, 455 (2004).
- [12] Г.А. Качурин, Г.В. Гадияк, В.И. Шатров, И.Е. Тысченко. ФТП, **26**, 1977 (1992).
- [13] A.F. Borun, A.B. Danilin, V.N. Mordkovich, E.M. Temper. Rad. Eff., **107**, 9 (1988).
- [14] M.Yu. Barabanenkov, Yu.A. Agafonov, V.N. Mordkovich, A.N. Pustovit, A.F. Yyatkin, V.I. Zinenko. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **171**, 301 (2000).
- [15] F.S. Ham. J. Phys. Chem. Sol., **6**, 335 (1958).

Редактор Т.А. Полянская

Ion-beam synthesis of InSb nanocrystals in the buried SiO₂ layer of silicon-on-insulator structure

I.E. Tyschenko*, M. Voelskow⁺, A.G. Cherkov*, V.P. Popov*

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

+
D-01314 Dresden, Germany

Abstract Ion-beam synthesis of InSb nanocrystals was investigated in the buried SiO₂ layer of silicon-on-insulator structure (SOI). The In and Sb profiles were studied as a function of annealing temperature within $T_a = 500\text{--}1100^\circ\text{C}$. The non-monotonic dependence of the ion-implanted atom distribution on the annealing temperature was estimated. The formation of InSb nanocrystals took place at $T_a \geq 800^\circ\text{C}$ near the Si/SiO₂ interface and at the ion projective range R_p . Analyze both of the atom and nanocluster profiles and the nanocrystal structure allowed to suppose two-stage model of the InSb nanocrystal formation: (i) formation of the Sb precipitates, and (ii) subsequent segregation of In and Sb to the formed Sb nucleus.