

УДК 621.315.592

## Диффузия и взаимодействие In и As, имплантированных в пленки SiO<sub>2</sub>

© И.Е. Тыщенко<sup>1</sup>, М. Voelskow<sup>2</sup>, А.Н. Михайлов<sup>3</sup>, Д.И. Тетельбаум<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

<sup>2</sup> Institute of Ion-Beam Physics and Materials Research, Helmholtz-Center Dresden–Rossendorf, D-01314 Dresden, Germany

<sup>3</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: tys@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 19 марта 2019 г.

В окончательной редакции 28 марта 2019 г.

Принята к публикации 28 марта 2019 г.

Методами резерфордовского обратного рассеяния, электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии изучено пространственное распределение и взаимодействие атомов In и As, имплантированных с концентрациями ~ 1.5 ат% в термически выращенные пленки SiO<sub>2</sub>, в зависимости от температуры последующего отжига при  $T = 800–1100^\circ\text{C}$  в потоке паров азота. Установлено, что после отжига при  $T = 800–900^\circ\text{C}$  происходит сегрегация атомов As на глубине средних пробегов ионов As<sup>+</sup> и формирование нанокластеров As, которые являются стоками для атомов In. Увеличение температуры отжига до  $1100^\circ\text{C}$  приводит к сегрегации атомов In на поверхности SiO<sub>2</sub> и одновременной ускоренной диффузии атомов мышьяка с коэффициентом  $D_{\text{As}} = 3.2 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ .

**Ключевые слова:** In, As, оксид кремния, ионная имплантация, диффузия.

DOI: 10.21883/FTP.2019.08.47989.9109

### 1. Введение

Кремниевая технология, базирующаяся на классической интеграции комплементарных транзисторов металл–диэлектрик–полупроводник, исчерпала возможности дальнейшего увеличения плотности элементов интегральных схем. Это обусловлено как технологическими, так и физическими ограничениями. Дальнейшее увеличение проектных норм становится нецелесообразным из-за того, что уже при достигнутых размерах масштабирования линейных размеров активные области транзисторов составляют несколько десятков атомов. Уменьшение размеров транзисторов накладывает в свою очередь ограничение и на скорость передачи информации, связанное с ростом паразитных емкостей, соответствующим увеличением пороговых напряжений и возрастающими потерями тепла. Один из возможных путей решения этих проблем видится в создании гибридных интегральных схем, объединяющих элементы с различными функциональными свойствами (электронными, фотонными, спиновыми и др.). Реализация таких схем требует создания новых многофункциональных материалов. В качестве таких материалов могут быть использованы кристаллы с пониженной размерностью соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, интегрированные в единую кремниевую платформу [1–4]. Мотивация использования именно материалов нанокристаллов A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> основана на уникальных свойствах этих соединений [5,6]. Большинство соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> является прямыми полупроводниками.

Это определяет их высокую квантовую эффективность и применимость для создания оптоэлектронных приборов. Из всех соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, InSb и InAs обладают рекордными значениями подвижности электронов, что делает возможным использование этих полупроводников для увеличения быстродействия интегральных схем [5]. В некоторых материалах A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> наблюдается достаточно большая величина спин-орбитального расщепления, что делает их весьма привлекательными с точки зрения создания приборов полупроводниковой спинтроники и последующего использования для квантовой обработки информации [7].

Создание гетероструктур соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на кремнии сопряжено с целым рядом трудностей, обусловленных большим рассогласованием решеток. В частности, для таких полупроводников, как GaSb, InP, InAs, InSb, оно составляет 8–19%. Это означает, что создание таких структур эпитаксиальными методами может приводить к генерации большой плотности дислокаций несоответствия и соответствующей деградации их оптических и электронных свойств. Одним из универсальных методов создания гетероструктур на основе кремния является метод ионно-лучевого синтеза. В основе метода ионно-лучевого синтеза лежат две операции, ионная имплантация и высокотемпературный отжиг, которые являются стандартными для имеющейся кремниевой технологии. Попытки ионного синтеза полупроводниковых соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> предпринимались неоднократно [8–10]. Однако до недавнего времени эти попытки были эпизо-

дическими, и лишь в последние годы появились целенаправленные исследования процессов ионного синтеза и свойств нанокристаллов соединений  $A^{III}B^V$  в кремнии [11–13].

Соединения на основе индия, такие как InSb и InAs, обладают низкими значениями эффективной массы электронов и высокими значениями диэлектрической проницаемости, что делает возможным проявление в них квантово-размерного эффекта в широком диапазоне размеров. Это открывает перспективы их использования для создания оптической связи на кремнии. Ионный синтез нанокристаллов указанных соединений в оксиде кремния имеет целый ряд особенностей, обусловленных в первую очередь различием коэффициентов диффузии атомов III и V групп [14,15]. В предыдущих исследованиях [16] нами было показано, что ионный синтез нанокристаллов InSb в захороненных слоях  $SiO_2$  кремний-на-изоляторе (КНИ) структур происходит путем формирования преципитатов сурьмы, которые в последующем являются стоками для атомов индия и центрами зарождения новой фазы. Однако в открытых пленках  $SiO_2$  препятствием для взаимодействия атомов индия и элементов V группы может служить сток атомов In на поверхность. Поэтому в данной работе были изучены диффузия и взаимодействие атомов In и As, совместно имплантированных в пленки  $SiO_2$ , при последующем отжиге.

## 2. Методика экспериментов

Пленки  $SiO_2$  толщиной  $\sim 280$  нм были выращены термически на подложках монокристаллического кремния с ориентацией (100). Сначала имплантация пленок проводилась ионами  $As^+$  с энергией 135 кэВ дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  на ионном ускорителе ИМС-200. Плотность ионного тока составляла 0.5–0.6 мкА/см<sup>2</sup>. Затем из пластины были вырезаны образцы размером  $2 \times 2$  см и на ионно-лучевой установке ИЛУ-200 они были облучены ионами  $In^+$  с энергией 50 кэВ дозой  $4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Плотность тока ионов составляла 0.4–0.7 мкА/см<sup>2</sup>. Средний проецированный пробег ионов мышьяка ( $R_p^{As} \approx 100$  нм) был в  $\sim 2$  раза больше, чем пробег ионов индия ( $R_p^{In} \approx 40$  нм). В каждом случае концентрация внедренных атомов в максимуме распределения, согласно предварительным расчетам по программе SRIM, составляла около 1.5 ат%. После имплантации пластины были разрезаны на образцы прямоугольной формы, которые отжигались при температуре от 800 до 1100 °С в течение 30 мин в потоке паров азота.

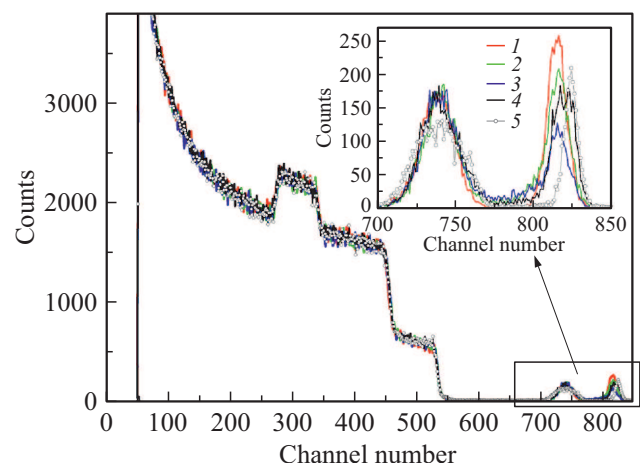
Анализ распределения атомов индия и мышьяка и структурные свойства имплантированных слоев исследовались методами спектрометрии резерфордского обратного рассеяния (РОР), электронной микроскопии на поперечном срезе и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Профили распределения внедренных атомов исследовались с помощью РОР ионов  $He^+$  с энергией 1.7 МэВ в режиме максимального отклоне-

ния зондирующего пучка от направления каналирования („random“). Анализ методом электронной микроскопии проводился в просвечивающем (ПЭМ), сканирующем (СЭМ) и высокоразрешающем (ВРЭМ) режимах на микроскопе JEM-2200FS при ускоряющем напряжении 200 кэВ с точечным разрешением 0.19 нм. Для определения состава и элементного распределения атомов в имплантированной области использовались сканирующий просвечивающий режим микроскопа и энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия. Использовался размер зондирующего пучка 5С. Сигнал регистрировался рентгеноспектральным электронно-зондовым анализатором EX-230BU. Разрешение по энергии составляло 133 эВ.

## 3. Результаты

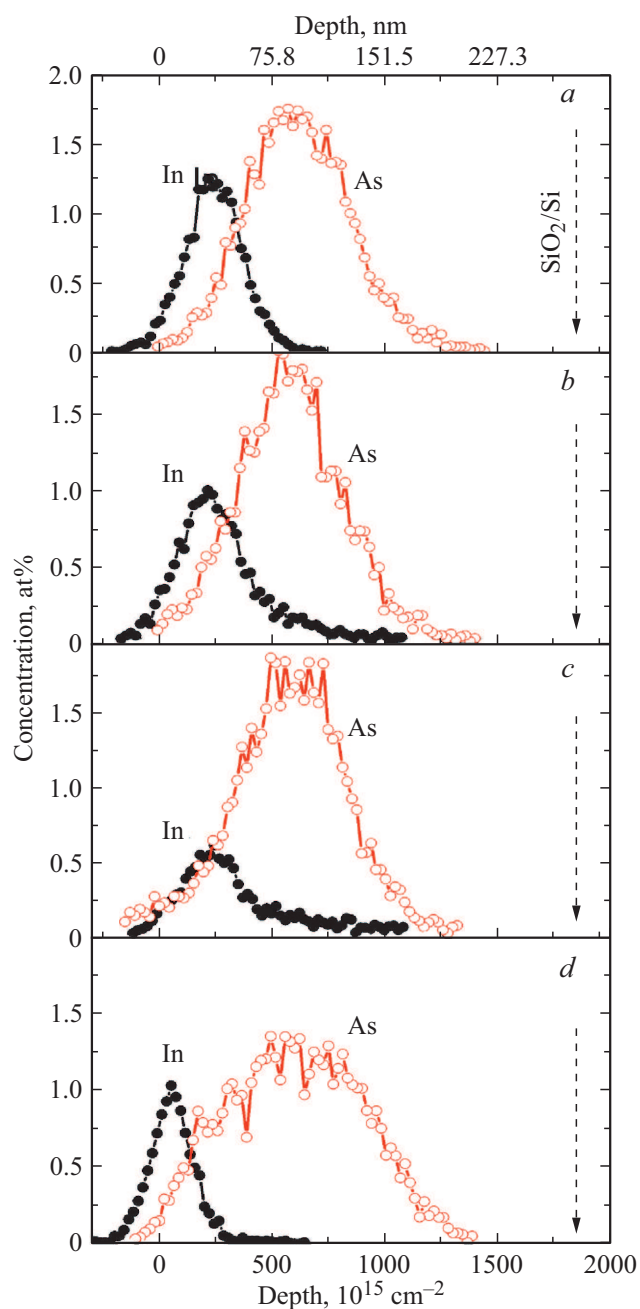
На рис. 1 представлены спектры РОР, зарегистрированные от образцов со слоем  $SiO_2$ , имплантированным ионами  $In^+$  и  $As^+$ , до и после отжига при  $T_a = 800–1100^\circ\text{C}$ . В спектрах наблюдаются пики, обусловленные рассеянием ионов  $He^+$  на атомах In и As. С ростом температуры отжига форма пиков изменяется. Пики, обусловленные рассеянием на атомах индия, при температурах отжига выше 900 °С смещаются относительно своего первоначального положения в сторону больших значений номеров каналов (см. вставку к рис. 1). Наблюдаемые эффекты связаны с перераспределением имплантированных атомов в процессе отжига.

На рис. 2 представлены профили распределения атомов In и As, рассчитанные из соответствующих „random“ спектров РОР с использованием программы RUMP. Как

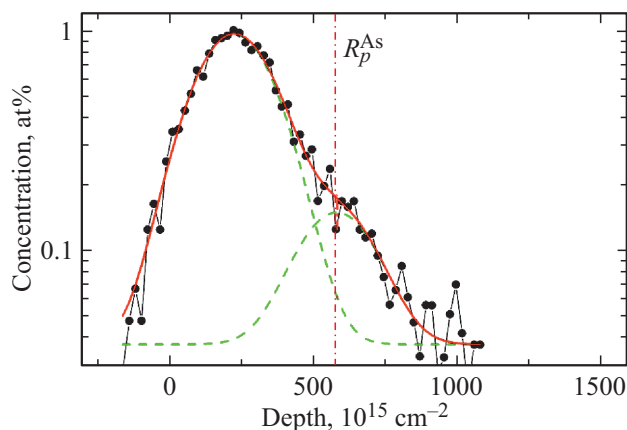


**Рис. 1.** Спектры РОР ионов  $He^+$  с энергией 1.7 МэВ на атомах индия и мышьяка, полученные в условиях максимального отклонения от оси (100) кремния для термически выращенных пленок  $SiO_2$ , имплантированных ионами  $In^+$  с энергией 50 кэВ дозой  $4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  и  $As^+$  с энергией 135 кэВ дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , до (1) и после (2–5) отжига в течение 30 мин в атмосфере  $N_2$  при температуре  $T$ , °С: 2 — 800, 3 — 900, 4 — 1000, 5 — 1100.

видно из рисунка, сразу после имплантации профили распределения имплантированных атомов имеют форму распределения Гаусса с максимальной концентрацией ~ 1.3 и ~ 1.7 ат% на глубинах около 40 и 90 нм соответственно для атомов In и As. При этом измеренная интегральная концентрация внедренных атомов соответствовала дозе имплантированных ионов. После отжига при температурах 800 и 900 °С пространственное распределение атомов As сохраняет форму распределения Гаусса, а положение максимума распределения и величина ширины профиля на половине высоты оста-

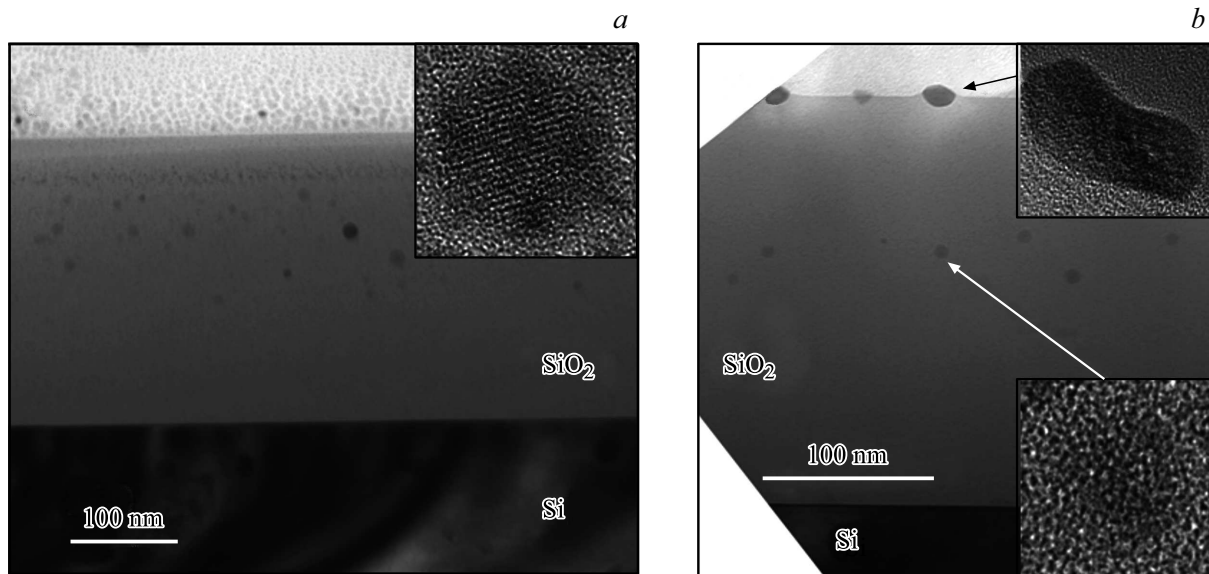


**Рис. 2.** Профили распределения атомов In и As, полученные в результате обработки спектров POP до (a) и после (b–d) отжига при температуре, °С: b — 800, c — 900, d — 1100.



**Рис. 3.** Профиль индия, полученный после отжига при 900 °С, в разложении на составляющие пики распределения Гаусса. Вертикальной штрихпунктирной линией показан средний пробог ионов As<sup>+</sup>.

ются практически неизменными. Полная концентрация атомов As также сохраняется на прежнем уровне. В распределении атомов In после отжига при  $T = 800^\circ\text{C}$  часть имплантированных атомов перераспределяется из области средних пробегов в глубь пленки SiO<sub>2</sub>. Разложение экспериментально измеренного профиля на составляющие пики распределения Гаусса показано на рис. 3. Из рисунка видно, что экспериментально наблюдаемое распределение индия становится бимодальным и хорошо описывается суперпозицией двух профилей в форме распределения Гаусса с максимумами на глубинах, равных  $R_p^{\text{In}}$  и  $R_p^{\text{As}}$ . При этом доля атомов In на глубине средних пробегов ионов мышьяка составляет около 10% от общей концентрации имплантированных ионов индия. Интегральная концентрация атомов индия соответствует дозе имплантированных ионов. Дальнейшее увеличение температуры отжига до 900 °С (рис. 2, c) сопровождается, с одной стороны, увеличением доли диффундирующих в глубь атомов индия, а с другой — уменьшением интегральной концентрации индия в диапазоне измеренных глубин в 1.7 раза. Отжиг при температуре 1000 °С (на рисунке не показано) приводил к тому, что в пространственном распределении мышьяка появлялась небольшая асимметрия в области меньших глубин. При этом основной максимум распределения оставался на глубине средних пробегов ионов As<sup>+</sup>. Профиль атомов индия вновь становился одномодальным в форме распределения Гаусса. Но его максимум смещался в сторону поверхности SiO<sub>2</sub> на глубину ~ 20 нм. При этом интегральная концентрация индия вновь возрастала и составляла ~ 90% от первоначально имплантированных атомов. Увеличение температуры отжига до 1100 °С (рис. 2, d) приводит к диффузионному уширению профиля мышьяка. Ширина профиля на половине высоты увеличивается в 2 раза, а концентрация в максимуме распределения уменьшается в 1.3 раза. Максимум распределения атомов In теперь смещается к поверхности



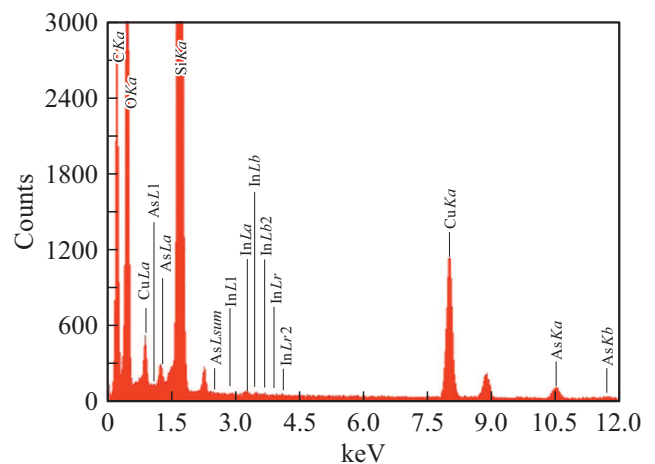
**Рис. 4.** Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза пленок  $\text{SiO}_2$  на кремниевой подложке, имплантированных ионами  $\text{In}^+$  и  $\text{As}^+$  после отжига при температуре 900 (а) и 1100°С (b) и соответствующие изображения отдельных нанокристаллов.

пленки  $\text{SiO}_2$ . Полная концентрация индия при этом уменьшается в 1.5 раза.

На рис. 4 представлены электронно-микроскопические изображения поперечного среза образцов со слоем  $\text{SiO}_2$ , имплантированным ионами  $\text{As}^+$  и  $\text{In}^+$ , после отжига при температурах 900 и 1100°С. Из рис. 4, а видно, что после отжига при  $T = 900^\circ\text{C}$  на глубине средних пробегов ионов  $\text{As}^+$  в пленке оксида кремния формируются преципитаты сферической формы, диаметр которых составляет 3–5 нм. В области средних пробегов ионов  $\text{In}^+$  также наблюдается контрастная полоса, однако никакие крупные включения новой фазы в ней не формируются. Анализ методом высокоразрешающей электронной микроскопии нанокластеров, формирующихся на глубине  $\sim R_p^{\text{As}}$ , показывает, что они имеют кристаллическую структуру (см. вставку к рис. 4, а). При увеличении температуры отжига до 1100°С плотность нанокластеров на глубине, близкой к  $R_p^{\text{As}}$ , уменьшается. При этом большинство нанокластеров имеет неупорядоченную структуру, а средние размеры нанокластеров составляют  $\sim 7$  нм. На поверхности пленки  $\text{SiO}_2$  происходит формирование продолговатых нанокристаллов, средняя длина которых составляет  $\sim 20$  нм, а ширина  $\sim 10$  нм.

На рис. 5 представлен ЭДС спектр поперечного среза образца, облученного ионами  $\text{As}^+$  и  $\text{In}^+$  после отжига при температуре 900°С. В спектре четко наблюдаются пики  $\text{O K}\alpha$  вблизи 0.525 кэВ,  $\text{Si K}\alpha$  вблизи 1.740 кэВ,  $\text{As K}\alpha$  вблизи 10.535 кэВ,  $\text{As L}\alpha$  вблизи 1.282 кэВ и  $\text{In L}\alpha$  вблизи 3.285 кэВ. Аналогичный спектр был получен и от поперечных срезов образцов, отожженных при температуре 1100°С.

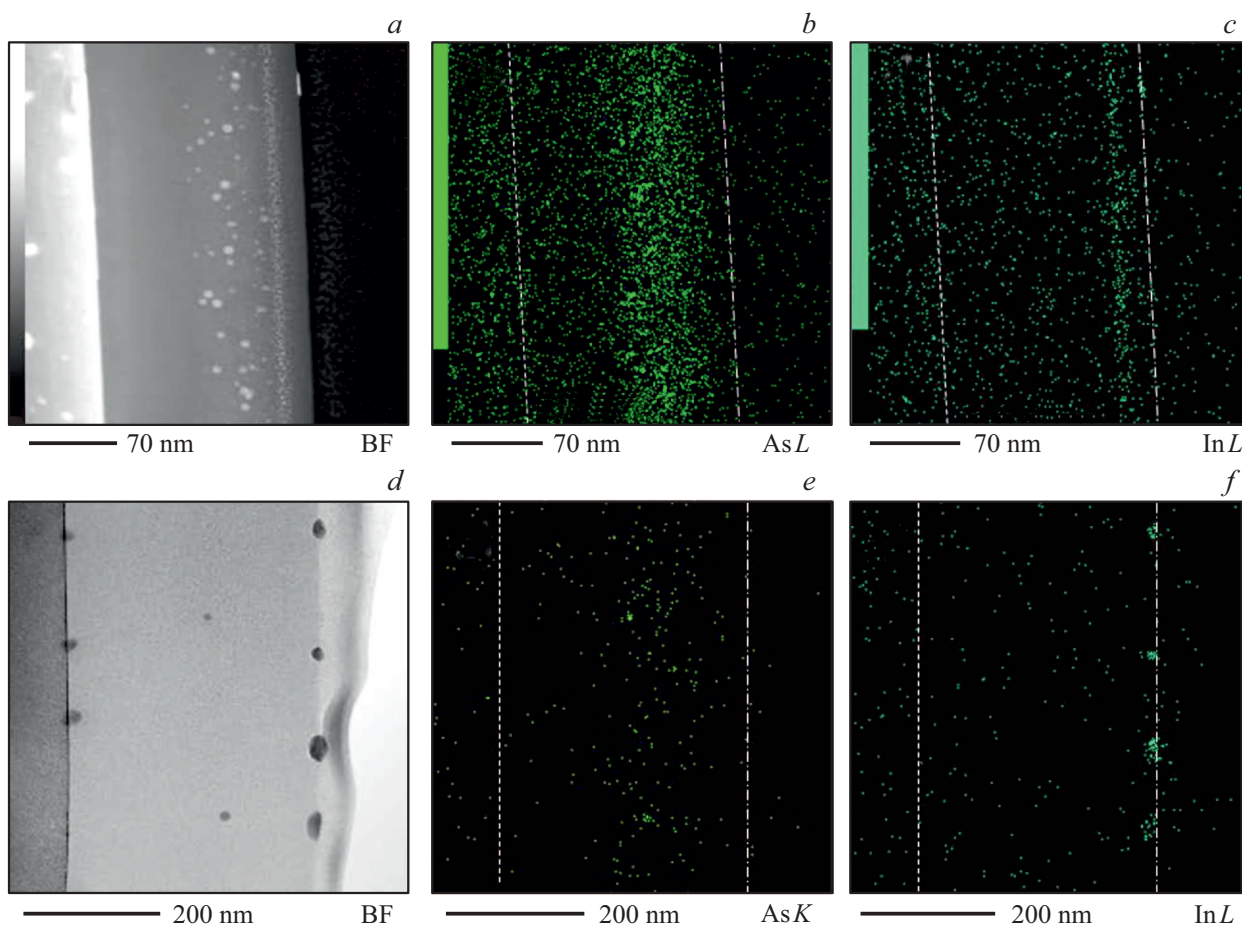
С целью изучения корреляции между микроструктурой пленок и качественным распределением индия



**Рис. 5.** Энергодисперсионный рентгеновский спектр поперечного среза образца, облученного ионами  $\text{In}^+$  и  $\text{As}^+$  после отжига при  $T = 900^\circ\text{C}$ .

и мышьяка в образцах, отожженных при температуре 900°С, были получены СЭМ-изображение (рис. 6, а) и карты распределения химических элементов участка поперечного среза, соответствующие наблюдаемым пикам  $\text{As L}\alpha$  (рис. 6, б) и  $\text{In L}\alpha$  (рис. 6, в). Из сопоставления СЭМ-изображения и карт распределения мышьяка и индия видно, что после отжига при  $T = 900^\circ\text{C}$  часть имплантированного мышьяка находится в области средних пробегов в виде скоплений, размеры и плотность которых соответствуют нанокристаллам, представленным на рис. 4, а. Атомы индия при этом в основном сосредоточены вблизи области средних пробегов их ионов в дисперсном состоянии.





**Рис. 6.** Электронно-микроскопические изображения в режиме сканирования (*a, d*) и карты распределения мышьяка (*b, e*) и индия (*c, f*) на поперечном срезе образцов, облученных ионами In<sup>+</sup> и As<sup>+</sup> после отжига при *T*, °C: *a–c* — 900 и *d–f* — 1100°C.

На рис. 6, *d–f* представлены СЭМ-изображение и карты распределения химических элементов, соответствующие пикам As *Ka* и In *La* соответственно, полученные на поперечных срезах образцов, отожженных при температуре 1100°C. Видно, что увеличение температуры отжига приводит к резкому уменьшению концентрации атомов и индия, и мышьяка в области имплантации. Плотность нанокластеров мышьяка в пленке SiO<sub>2</sub> также резко падает, а на поверхности пленки SiO<sub>2</sub> формируются нанокластеры индия, размеры и форма которых соответствуют параметрам нанокристаллов, представленных на рис. 4, *b*.

#### 4. Обсуждение

Поведение In и As в ионно-имплантированной матрице SiO<sub>2</sub> является весьма сложным. Атомы индия, имплантированные в SiO<sub>2</sub>, могут находиться в трех химических состояниях [15]. В тетраэдрическом состоянии, когда атомы In четырежды координированы атомами кислорода, индий является практически неподвижным. В присутствии водорода атомы индия могут образовывать нейтральный, не связанный с решеткой, комплекс

InOH, который обладает высокой подвижностью в матрице SiO<sub>2</sub>. Третье состояние, в котором индий также сильно подвижен, представляет собой форму связанного с решеткой одновалентного межузельного атома. В этом случае атомы индия могут диффундировать по межузельному механизму и энергия активации такого процесса составляет ~ 2 эВ [15]. По мнению авторов работы [15], именно этот процесс является ответственным за испарение индия из SiO<sub>2</sub> и уширение профиля имплантированных ионов In<sup>+</sup> в форме распределения Гаусса в процессе постимплантационного отжига. Выражение коэффициента диффузии в этом случае имеет вид

$$D_{\text{In/SiO}_2} = 7 \cdot 10^{-6} \exp(-2.0 \text{ эВ}/kT) (\text{см}^2/\text{с}), \quad (1)$$

где *k* — постоянная Больцмана. При высоких температурах отжига ( $\geq 1000^\circ\text{C}$ ) In диффундирует к поверхности, где сегрегирует, а потом испаряется из образца [15]. При этом доля сегрегировавшего к поверхности и затем испарившегося индия сильно зависит от дозы имплантированных ионов. Например, для дозы 10<sup>15</sup> In<sup>+</sup>/см<sup>2</sup> после отжига при *T* = 1000°C в течение 30 мин в атмосфере N<sub>2</sub> индий практически полностью испарился из образца, в то время как для дозы 10<sup>16</sup> In<sup>+</sup>/см<sup>2</sup>

максимум концентрации индия наблюдался в области, которая максимально повреждена ионами. Это означает, что в ионно-имплантированном оксиде кремния для индия существуют по крайней мере два конкурирующих стока, а именно поверхность  $\text{SiO}_2$  и дефекты в объеме  $\text{SiO}_2$ . В наших экспериментах, как это видно из рис. 2 и 6, стоками для атомов индия могут быть и преципитаты мышьяка, формирующиеся в процессе отжига при температурах  $800\text{--}900^\circ\text{C}$  на глубине средних пробегов ионов  $\text{As}^+$ . Действительно, в работе [16] было высказано предположение о том, что в оксиде кремния зарождение фазы  $\text{InSb}$  происходит путем формирования преципитатов  $\text{Sb}$  и последующей диффузией к ним атомов  $\text{In}$ .

Положение атомов мышьяка в матрице  $\text{SiO}_2$  определяется концентрацией оборванных  $\text{Si-O}$  связей. В процессе отжига имплантированной пленки атомы мышьяка встраиваются в сетку  $\text{SiO}_2$ . В отсутствие поступления кислорода извне в пленке  $\text{SiO}_2$  формируются  $\equiv \text{Si-As}^\bullet\text{-Si} \equiv$  центры, так называемые кислородные вакансии, в которых атом мышьяка имеет один незаполненный электрон [17]. В этом состоянии атомы мышьяка обладают низкой диффузионной способностью. В присутствии избыточного кислорода атомы мышьяка формируют  $\text{Si-O}$ -связи и встраиваются в замещающее положение, в котором они четырежды координированы атомами кислорода. В этом случае мышьяк обладает высокой подвижностью, поскольку может быть вытеснен из узла атомом кремния. Следует подчеркнуть, что аналогичный эффект наблюдается и в том случае, когда в пленку вместо избыточного кислорода поступает избыточный азот [14]. В наших экспериментах ускорение диффузии мышьяка наблюдалось при температурах отжига  $\geq 1000^\circ\text{C}$ . Причем после отжига при  $T = 1000^\circ\text{C}$  заметная диффузия наблюдалась лишь в области, прилегающей к поверхности пленки (см. вставку к рис. 1). Этот эффект может быть обусловлен тем, что при высоких температурах из атмосферы отжига происходит поступление атомов азота и остаточного кислорода, а также высвобождение кислорода на глубине  $R_p^{\text{In}}$  за счет сегрегации индия к поверхности  $\text{SiO}_2$ . При температуре  $1100^\circ\text{C}$  этот эффект усиливается и диффузионное расширение профиля  $\text{As}$  происходит симметрично. Из рис. 2, *d* можно оценить коэффициент диффузии мышьяка, аппроксимируя экспериментально полученный профиль распределением Гаусса. Полная ширина профиля на половине высоты Гаусса в этом случае составляет 128 нм. Ширина профиля на половине высоты сразу после имплантации (рис. 2, *a*) составляет 68 нм. Такое уширение профиля за времена отжига 30 мин может быть достигнуто за счет коэффициента диффузии мышьяка  $3.2 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ . Это в  $\sim 5$  раз больше значения  $6.8 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$ , полученного из выражения [14]:

$$D_{\text{As/SiO}_2} = 3 \cdot 10^{-4} \exp(-2.9 \text{ эВ}/kT) (\text{см}^2/\text{с}). \quad (2)$$

Согласно имеющимся литературным данным [14,18,19], диффузионные свойства атомов мышьяка

в оксиде кремния зависят от их концентрации. Мышьак ускоренно диффундирует, если его концентрация не превышает  $10^{19} \text{ см}^{-2}$ , а при концентрациях выше  $10^{19} \text{ см}^{-2}$  он практически неподвижен. Объяснение этого эффекта может быть связано с тем, что при больших концентрациях, когда расстояние между имплантированными атомами сопоставимо с длиной их диффузии, происходит процесс гомогенного зарождения преципитатов  $\text{As}$ . Действительно, в наших экспериментах этот процесс наблюдался при температурах отжига  $800$  и  $900^\circ\text{C}$  (рис. 5 и 6), когда диффузионная длина атомов мышьяка даже в соответствии с выражением (2) составляет  $1.1 \cdot 10^{-7}$  и  $4.6 \cdot 10^{-7} \text{ см}$  соответственно. Расстояние между внедренными атомами мышьяка при концентрациях  $\sim 1.7 \text{ ат}\%$  составляет  $\sim 1 \cdot 10^{-7} \text{ см}$ . В работе [20] процесс сегрегации мышьяка в захороненных пленках оксида кремния происходил вплоть до температур  $1405^\circ\text{C}$ . В наших экспериментах преципитаты  $\text{As}$  стабильны лишь до температур ниже  $1100^\circ\text{C}$ . Этот эффект так же может быть объяснен высвобождением кислорода из связанного состояния при сегрегации индия на поверхности и последующей его диффузией в глубь пленки  $\text{SiO}_2$ , где происходит взаимодействие атомов  $\text{O}$  и  $\text{As}$ , приводящее к ускорению диффузии последнего. Коэффициент диффузии кислорода в пленках аморфного оксида кремния даже при температуре  $1000^\circ\text{C}$  составляет  $\sim 4 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$  [21]. При использованных нами временах отжига это соответствует диффузионной длине  $\sim 2.7 \cdot 10^{-6} \text{ см}$ , что сопоставимо с расстоянием между средними проецированными пробегами ионов  $\text{In}^+$  и  $\text{As}^+$ .

## 5. Заключение

Изучено пространственное распределение и взаимодействие атомов  $\text{In}$  и  $\text{As}$ , имплантированных в термически выращенные пленки  $\text{SiO}_2$  толщиной  $\sim 280 \text{ нм}$ . Ионы  $\text{As}^+$  с энергией  $135 \text{ кэВ}$  дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и  $\text{In}^+$  с энергией  $50 \text{ кэВ}$  дозой  $4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  создавали профили в форме распределения Гаусса с концентрацией на глубине средних проецированных пробегов  $\sim 1.5 \text{ ат}\%$ . При этом средний проецированный пробег ионов  $\text{As}^+$  был в 2 раза больше, чем пробег ионов  $\text{In}^+$ . Методы резерфордовского обратного рассеяния, электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии были использованы для анализа пространственного распределения имплантированных атомов и структурных свойств пленок до и после отжига при температуре  $800\text{--}1100^\circ\text{C}$  в течение 30 мин в потоке паров азота. Установлено, что после отжига при  $T = 800\text{--}900^\circ\text{C}$  происходит сегрегация атомов  $\text{As}$  на глубине средних пробегов и формирование нанокристаллов  $\text{As}$ , которые являются стоками для атомов  $\text{In}$ . Увеличение температуры отжига до  $1100^\circ\text{C}$  приводит к диффузии и сегрегации атомов  $\text{In}$  на поверхности  $\text{SiO}_2$  и одновременной ускоренной диффузии атомов мышьяка из области имплантации с коэффициентом  $D_{\text{As}} = 3.2 \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ .

Особенности диффузионных свойств атомов индия и мышьяка рассматриваются с точки зрения их положения в матрице SiO<sub>2</sub>.

### Благодарности

Авторы выражают благодарность В.К. Васильеву за проведение имплантации ионами In<sup>+</sup>, П.Л. Смирнову за проведение имплантации ионами As<sup>+</sup>, А.Г. Черкову за помощь при исследовании образцов методом электронной микроскопии и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

### Финансирование работы

Работа выполнена в рамках проекта Министерства образования и науки РФ (ГЗ 0306-2019-0005).

### Конфликт интересов

У авторов нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] H. Ko, K. Takei, R. Kapadia, S. Chuang, H. Fang, P.W. Leu, K. Ganapathi, E. Plis, H.S. Kim, S.-Y. Chen, M. Madsen, A.C. Ford, Y.-L. Chueh, S. Krishna, S. Salahuddin, A. Javey. *Nature*, **468**, 286 (2010).
- [2] A.C. Ford, C.W. Yeung, S. Chuang, H.S. Kim, E. Plis, S. Krishna, C. Hu, A. Javey. *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 113105 (2011).
- [3] K. Takei, R. Kapadia, H. Fang, E. Plis, S. Krishna, A. Javey. *Appl. Phys. Lett.*, **102**, 153513 (2013).
- [4] S. Prucnal, Sh. Zhou, X. Ou, S. Facsko, M.O. Liedke, F. Bregolin, B. Liedke, J. Grebing, M. Fritzsche, R. Hubner, A. Mucklich, L. Rebohle, M. Helm, M. Turek, A. Drozdziel, W. Skorupa. *J. Appl. Phys.*, **115**, 074306 (2014).
- [5] C. Hilsum, A.C. Rose-Innes. *Semiconducting III-V compounds*, ed. by H.R. Henisch (Oxford–London–N.-Y.–Paris, Pergamon Press, 1961) p. 254.
- [6] В.И. Гавриленко, А.М. Грехов, Д.В. Корбутяк, В.Г. Литовченко. *Оптические свойства полупроводников* (Киев, Наук. думка, 1987).
- [7] N.A. Viglin, V.V. Ustinov, S.O. Demokritov, A.O. Shorikov, N.G. Bebenin, V.M. Tselikhovskaya, T.N. Pavlov, E.I. Patrakov. *Phys. Rev. B*, **96**, 235303 (2017).
- [8] P. Madakson, E. Ganin, J. Karasinski. *J. Appl. Phys.*, **67**, 4063 (1990).
- [9] C.W. White, J.D. Budai, J.G. Zhu, S.P. Withrow, M.J. Aziz. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2389 (1996).
- [10] C.W. White, J.D. Budai, J.G. Zhu, S.P. Withrow, R.A. Zuhr, D.M. Hembree, Jr., R.H. Magruder. *J. Appl. Phys.*, **79**, 1876 (1996).
- [11] F.F. Komarov, O.V. Mil'chanin, L.A. Vlasukova, W. Wesch, A.F. Komarov, A.V. Mudryi. *Bull. Rus. Acad. Sci. Phys.*, **74**, 252 (2010).
- [12] F. Komarov, L. Vlasukova, O. Milchanin, W. Wesch, E. Wenderler, J. Zuk, I. Parkhomenko. *Mater. Sci. Eng. B*, **178**, 1169 (2013).
- [13] S. Prucnal, M. Turek, A. Drozdziel, K. Pyszniak, S.Q. Zhou, A. Kanjilal, W. Skorupa, J. Zuk. *Appl. Phys. B*, **101**, 315 (2010).
- [14] A.H. van Ommen. *J. Appl. Phys.*, **56**, 2708 (1984).
- [15] A.H. van Ommen. *J. Appl. Phys.*, **57**, 5220 (1985).
- [16] И.Е. Тыщенко, М. Фельсков, А.Г. Черков, В.П. Попов. *ФТП*, **48**, 1228 (2014).
- [17] R.F. De Keersmaecker, D.J. Di Maria. *J. Appl. Phys.*, **51**, 1085 (1980).
- [18] T. Yamaji, F. Ichikawa. *J. Appl. Phys.*, **64**, 2365 (1988).
- [19] R. Singh, M. Maier, H. Kräutle, D.R. Young, P. Balk. *J. Electrochem. Soc.*, **131**, 2645 (1984).
- [20] G.K. Celler, L.E. Trimble, K.W. West, L. Pfeiffer, T.T. Sheng. *Appl. Phys. Lett.*, **50**, 664 (1987).
- [21] J.A. Costello, R.E. Tressler. *J. Electrochem. Soc.*, **131**, 1944 (1984).

Редактор А.Н. Смирнов

### Diffusion and interaction of In and As co-implanted in SiO<sub>2</sub>

I.E. Tyschenko<sup>1</sup>, M. Voelskow<sup>2</sup>, A.N. Mikhaylov<sup>3</sup>, D.I. Tetelbaum<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

<sup>2</sup> Institute of Ion-Beam Physics and Materials Research, Helmholtz-Center Dresden–Rossendorf, D-01314 Dresden, Germany

<sup>3</sup> Lobachevsky University, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** The depth penetration as well as the interaction of In and As atoms ion-implanted in thermally-grown SiO<sub>2</sub> films to the concentration of about 1.5 at% were investigated with Rutherford back-scattering spectrometry, electron microscopy and energy-dispersive spectroscopy as a function of annealing temperature at 800–1100°C in a nitrogen vapor flow. It was obtained that annealing at  $T = 800\text{--}900^\circ\text{C}$  results in the segregation of As atoms at a depth corresponded to ion range and in the formation of As nanoclusters, which are the sinks for In atoms. The growth of the annealing temperature to 1100°C is accompanied by the In atom diffusion and segregation at the top SiO<sub>2</sub> surface as well as by the enhanced diffusion of As atoms with the diffusion coefficient  $D_{\text{As}} = 3.2 \cdot 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$ .