

Особенности ионно-лучевого синтеза нанокристаллов Ge в тонких пленках SiO₂

© И.Е. Тыщенко¹, А.Г. Черков², В.А. Володин^{1,2}, М. Voelskow³

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

² Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

³ Institute of ion-beam physics and materials research, Helmholtz-Center Dresden-Rossendorf, Dresden, Germany

E-mail: tys@isp.nsc.ru

(Получена 17 января 2017 г. Принята к печати 23 января 2017 г.)

Изучены закономерности формирования нанокристаллов германия в тонких пленках SiO₂, имплантированных ионами Ge⁺ при высокотемпературном отжиге (1130°C), в зависимости от величины гидростатического давления. Установлено, что отжиг при атмосферном давлении сопровождается диффузией атомов германия из области имплантации в подложку Si и не приводит к формированию нанокристаллов Ge. Увеличение давления во время отжига приводит к замедлению диффузии германия в кремний и сопровождается формированием двойниковых ламелей на границе раздела Si/SiO₂ (при давлениях ~ 10³ бар) либо зарождением и ростом нанокристаллов Ge (при давлениях ~ 10⁴ бар) в пленке SiO₂. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения изменения активационного объема образования и миграции точечных дефектов в условиях сжатия.

DOI: 10.21883/FTP.2017.09.44897.8516

1. Введение

Свойства пленок оксида кремния, имплантированных ионами германия, в последние годы привлекают повышенное внимание исследователей. Это обусловлено наблюдением целого ряда эффектов, которые открывают новые перспективы для их использования. Например, в пленках SiO₂ с молекулярно-подобными нанокластерами германия возбуждается фото- и электролюминесценция [1,2]. Это позволяет надеяться на их использование при создании систем с оптической связью на кремнии. Другое практически важное свойство, которым обладают нанокристаллы германия в пленках SiO₂, является захват на них носителей зарядов [3]. При этом сечение захвата для электронов на несколько порядков величины больше, чем для дырок. Это означает, что нанокристаллы германия в оксиде кремния могут быть использованы как для хранения зарядов, так и для компенсации положительного фиксированного заряда в окисле.

Ионно-лучевой синтез давно зарекомендовал себя как весьма эффективный метод создания гетероструктур на основе кремния. Одним из его достоинств является абсолютная совместимость с имеющейся кремниевой технологией, а также возможность управлять геометрическими и стехиометрическими свойствами синтезируемых объектов. Ионный синтез нанокристаллов германия в пленках SiO₂ обладает особенностями, связанными с диффузионными свойствами атомов Ge. При температурах отжига $\approx 1100^\circ\text{C}$ атомы германия способны диффундировать из имплантированного слоя SiO₂ к границе раздела Si/SiO₂ [4]. При этом диффузия атомов Ge на поверхность наблюдалась с глубин ~ 100 нм [5]. Этот эффект может привести к непредсказуемым последствиям, например, при ионном синтезе нанокристаллов

германия в тонких пленках SiO₂, когда средний пробег ионов Ge⁺ сопоставим с диффузионной длиной имплантированных атомов. С другой стороны, в литературе имеются данные о том, что увеличение гидростатического давления во время высокотемпературного отжига до 12 кбар предотвращало сток германия на границу раздела Si/SiO₂. Кроме этого, гидростатическое сжатие во время отжига способствует формированию нанокристаллов Ge с размерами, большими, чем в случае отжига при атмосферном давлении [5]. Следует заметить, что наблюдаемые эффекты относились к толстым пленкам SiO₂ (500 нм), равномерно имплантированным ионами Ge⁺ по всей толщине. В данной работе мы изучаем основные особенности формирования нанокристаллов германия в тонких пленках SiO₂, толщина которых сопоставима с длиной диффузии атомов Ge, наблюдаемой ранее [5].

2. Методика экспериментов

Ионы Ge⁺ с энергией 75 кэВ, дозами $1.6 \cdot 10^{16}$ и $3.1 \cdot 10^{16}$ см⁻² были имплантированы в пленки SiO₂ толщиной 100 нм, термически выращенные в атмосфере сухого кислорода при температуре 1000°C на подложках кремния *n*-типа проводимости с ориентацией (100). Имплантация ионов германия проводилась при температуре 120–130 К за счет охлаждения мишени в колонне жидкого азота. Плотность тока ионов составляла 0.5–1 мкА/см². Используемые параметры ионов обеспечивали формирование профиля внедренных атомов в форме распределения Гаусса с максимумом на глубине средних пробегов ионов $R_p = 60$ нм от поверхности SiO₂. Концентрация германия в максимуме распределения составляла 6 и 12 ат% соответственно. Последую-

ший отжиг проводился при температуре 1130°C в течение 1 ч в атмосфере Ag как при атмосферном давлении, так и в условиях гидростатического сжатия под давлением 1 или 12 кбар. Спектроскопия комбинационного рассеяния света (КРС), электронная микроскопия на поперечном срезе, энерго-дисперсионная рентгеновская спектроскопия (ЭДС) и спектрометрия резерфордского обратного рассеяния (РОР) были использованы для анализа распределения атомов германия и формирующихся нанокристаллов. Спектры КРС возбуждались излучением Ag-лазера с длиной волны 514.5 нм при комнатной температуре. Размер зондирующего луча составлял 8 мкм. Мощность лазерного луча на поверхности образца была $\sim (1-2)$ мВт. Использовался спектрометр с тройным монохроматором T64000 производства компании Horiba Jobin Yvon со спектральным разрешением не хуже 2 см^{-1} . Детектором служила кремниевая матрица фотоприемников, охлаждаемая жидким азотом. Измерения проводились в геометрии обратного рассеяния с вектором поляризации падающего излучения, направленным вдоль кристаллографического направления $\langle 011 \rangle$ кремния. Рассеянный свет регистрировался в поляризации $\langle 01\bar{1} \rangle$. Анализ методом электронной микроскопии проводился в просвечивающем (ПЭМ), сканирующем (СЭМ) и высокоразрешающем (ВПЭМ) 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 использовался сканирующий просвечивающий режим микроскопа и энерго-дисперсионная рентгеновская спектроскопия. Использовался размер зондирующего пучка 5С. Сигнал регистрировался рентгеноспектральным электронно-зондовым анализатором EX-230BU. Разрешение по энергии составляло 133 эВ. Распределение атомов Ge исследовалось методом РОР ионов He^+ с энергией 1.7 МэВ.

3. Результаты

На рис. 1 представлены спектры КРС образцов, имплантированных ионами Ge^+ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при температуре 1130°C при атмосферном давлении и давлениях 1, 12 кбар. Из рисунка видно, что после отжига при атмосферном давлении наблюдается слабое рассеяние на частоте $\sim 300 \text{ см}^{-1}$. Этот сигнал обусловлен рассеянием на удвоенной частоте акустического фона в кремниевой подложке [6]. Увеличение давления во время отжига до 1 кбар приводит к появлению в спектре КРС на фоне фотолюминесценции широкой полосы рассеяния с максимумом на частоте $\sim 275 \text{ см}^{-1}$. Слабозаметная полоса рассеяния появляется и на частотах вблизи максимума 297 см^{-1} . По мере увеличения давления во время отжига до 12 кбар интенсивность рассеяния на частоте $\sim 275 \text{ см}^{-1}$ увеличивается, а на частоте $\sim 305 \text{ см}^{-1}$ появляется узкий высокоинтенсивный пик КРС. Положение этого пика близко к частоте оптического фона в матрице

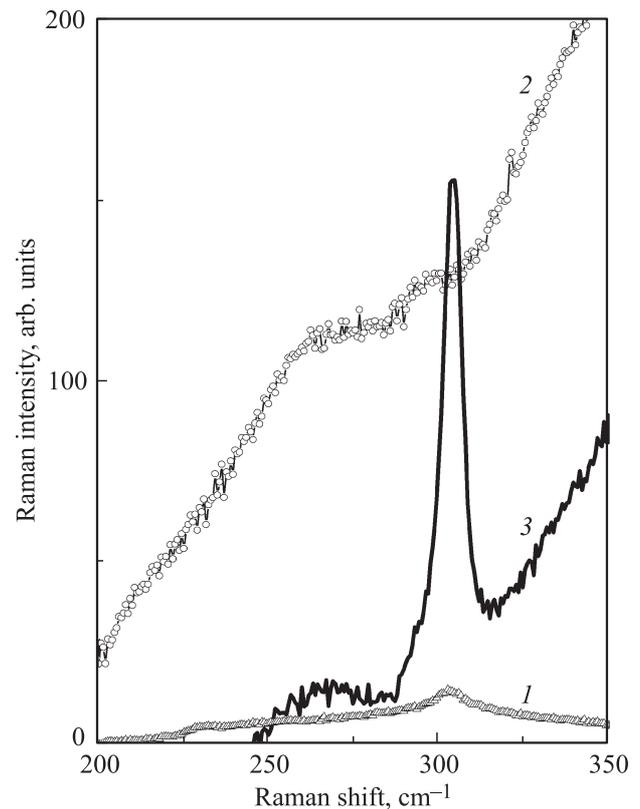


Рис. 1. Спектры КРС от образцов кремния с термически выращенными пленками SiO_2 толщиной 100 нм после имплантации ионов Ge^+ с энергией 75 кэВ, дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ и последующего отжига при температуре 1130°C при атмосферном давлении (1) и давлениях 1 (2) и 12 кбар (3).

кристаллического германия, и его природа может быть связана с формированием нанокристаллов Ge. Аналогичные результаты были получены и для образцов, имплантированных ионами Ge^+ дозой $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

На рис. 2 представлены пространственные распределения атомов Ge, полученные из спектров РОР от образцов сразу после имплантации ионов Ge^+ дозой $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, а также после имплантации и последующего отжига при температуре 1130°C под давлением 1 и 12 кбар. Из рисунка видно, что отжиг под давлением 1 кбар сопровождается практически полной диффузией атомов германия из имплантированного слоя в область кремниевой подложки вблизи границы раздела Si/SiO₂. При этом интегральная концентрация германия в исследованной области составляет лишь 40% от внедренной дозы. Это означает, что $\sim 60\%$ германия диффундирует в кремний, далеко за зондируемую область. Увеличение давления во время отжига до 12 кбар также сопровождается диффузией части германия из оксида кремния в кремний, но при этом подавляющая часть атомов ($\sim 70\%$) остается на глубине средних пробегов ионов Ge^+ . На вставке к рис. 2 показано разложение экспериментального профиля 2 на составляющие пики распределения Гаусса. Видно, что пространственное распределение атомов германия в этом случае представляет со-

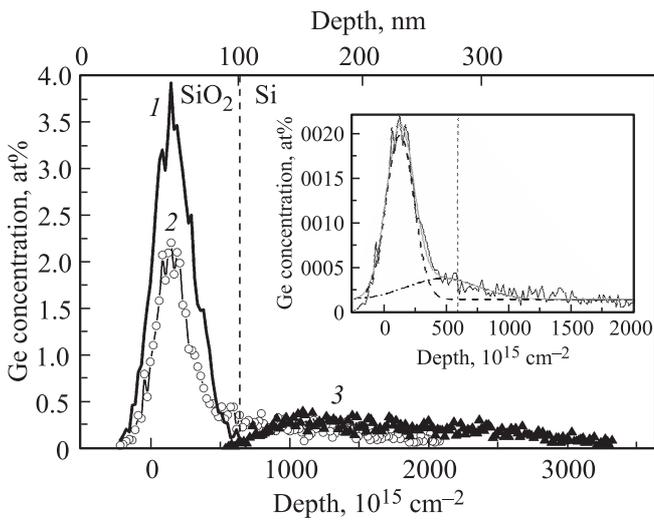


Рис. 2. Пространственное распределение атомов германия, имплантированных с энергией 75 кэВ, дозой $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ в пленки SiO₂ толщиной 100 нм до (1) и после (2, 3) отжига при температуре 1130°C в течение 1 ч при давлениях 1 (2) и 12 кбар (3). Распределения получены из спектров РОР ионов He⁺ с энергией 1.7 МэВ.

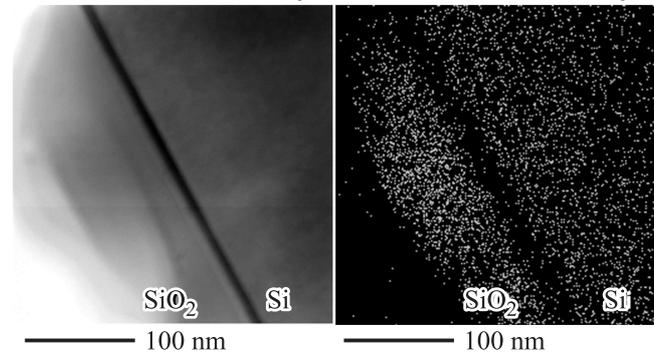
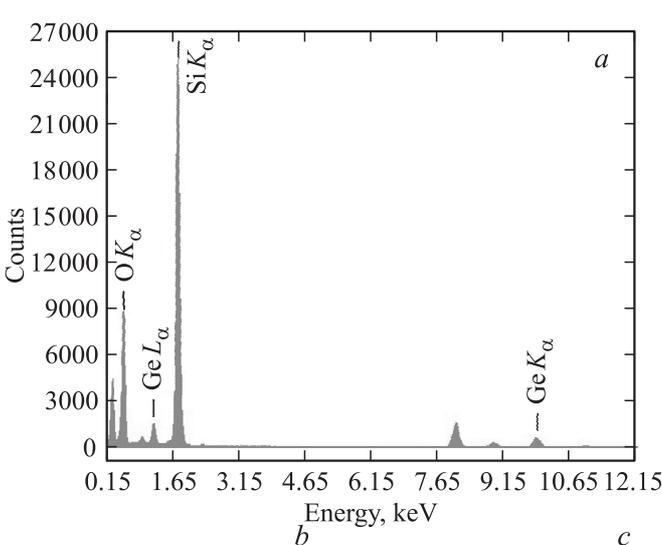


Рис. 3. Энерго-дисперсионный рентгеновский спектр (a), электронно-микроскопическое изображение в режиме сканирования и (b) и карта распределения германия (c) на поперечном срезе образца, облученного ионами Ge⁺ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при атмосферном давлении.

бой суперпозицию пиков, максимум распределения одного из которых соответствует среднему пробегу ионов R_p , а максимум второго — границе раздела Si/SiO₂.

На рис. 3, a приведен ЭДС-спектр поперечного среза образца, облученного ионами Ge⁺ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при атмосферном давлении. В спектре четко наблюдаются пики O K_α вблизи 0.525 кэВ, Si K_α вблизи 1.739 кэВ, Ge K_α вблизи 9.874 кэВ и Ge L_α вблизи 1.188 кэВ. С целью изучения корреляции между микроструктурой пленок и качественным распределением германия были получены электронно-микроскопическое изображение среза в режиме сканирования (рис. 3, b) и карта распределения химических элементов для участка поперечного среза (рис. 3, c), соответствующая наблюдаемому пику Ge L_α. Из рисунка видно, что после отжига при атмосферном давлении в слое SiO₂ не происходит формирования нанокристаллов германия. Имплантированные атомы Ge после отжига находятся в дисперсном состоянии как в пленке оксида кремния, так и в кремниевой подложке. Анализ структуры пленок в высоком разрешении не выявил никаких особенностей в пленке SiO₂, а граница раздела Si/SiO₂ при этом остается атомарно-гладкой.

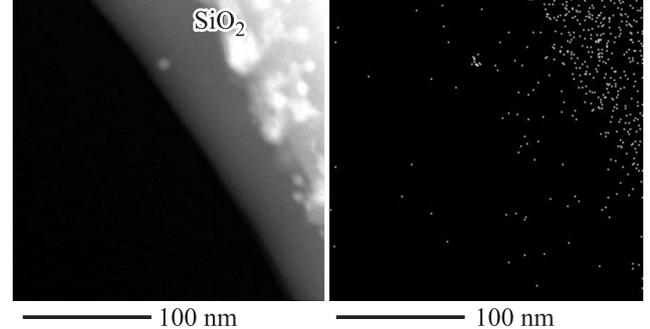
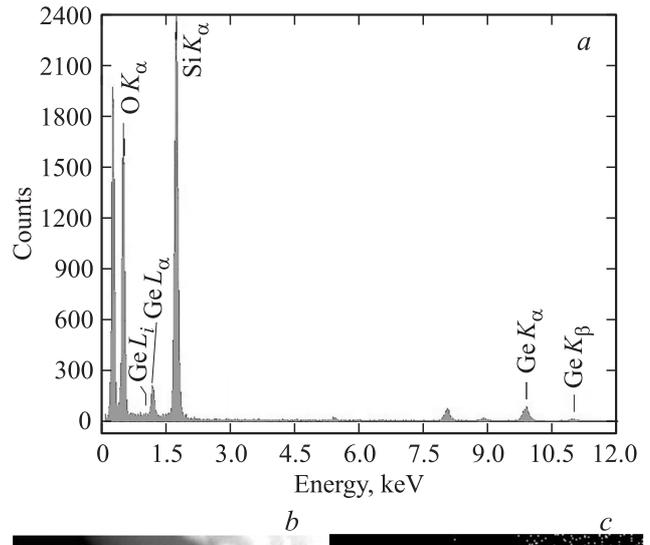


Рис. 4. Энерго-дисперсионный рентгеновский спектр (a), электронно-микроскопическое изображение в режиме сканирования (b) и карта распределения германия (c) на поперечном срезе образца, облученного ионами Ge⁺ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при гидростатическом сжатии под давлением 1 кбар.

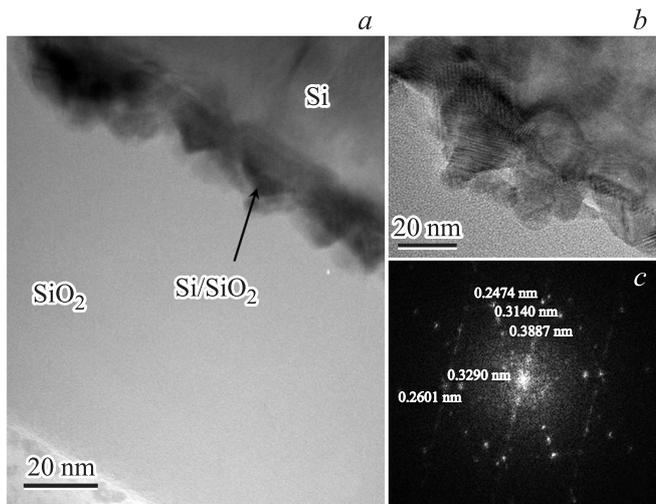


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение поперечного среза пленки SiO_2 , имплантированной ионами Ge^+ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при гидростатическом сжатии под давлением 1 кбар (*a*), а также изображение в высоком разрешении (*b*) и электронная дифракция участка границы раздела Si/SiO_2 (*c*).

На рис. 4, *a* представлены ЭДС-спектр, СЭМ-изображение и соответствующая ему карта распределения германия для участка поперечного среза образца, облученного ионами Ge^+ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига под давлением 1 кбар. В пленке SiO_2 в области, прилегающей к границе раздела, видны неоднородности (рис. 4, *b*). Анализ карты распределения германия, однако, показывает, что эти неоднородности не связаны с нанокристаллами германия. Так же, как и в случае отжига при атмосферном давлении, германий в этом случае находится в дисперсном состоянии и не образует никаких преципитатов. Более подробный анализ структуры пленок был сделан с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии. На рис. 5 представлено электронно-микроскопическое изображение поперечного среза образца, а также изображение участка границы раздела Si/SiO_2 и соответствующий фурье-образ участка границы раздела. Из рисунка четко видно отсутствие нанокристаллов в захороненном окисле и формирование микродвойниковой структуры на границе раздела Si/SiO_2 . На фурье-образе (рис. 5, *c*) участка границы раздела видно, что вдоль направления $[111]$ кремния

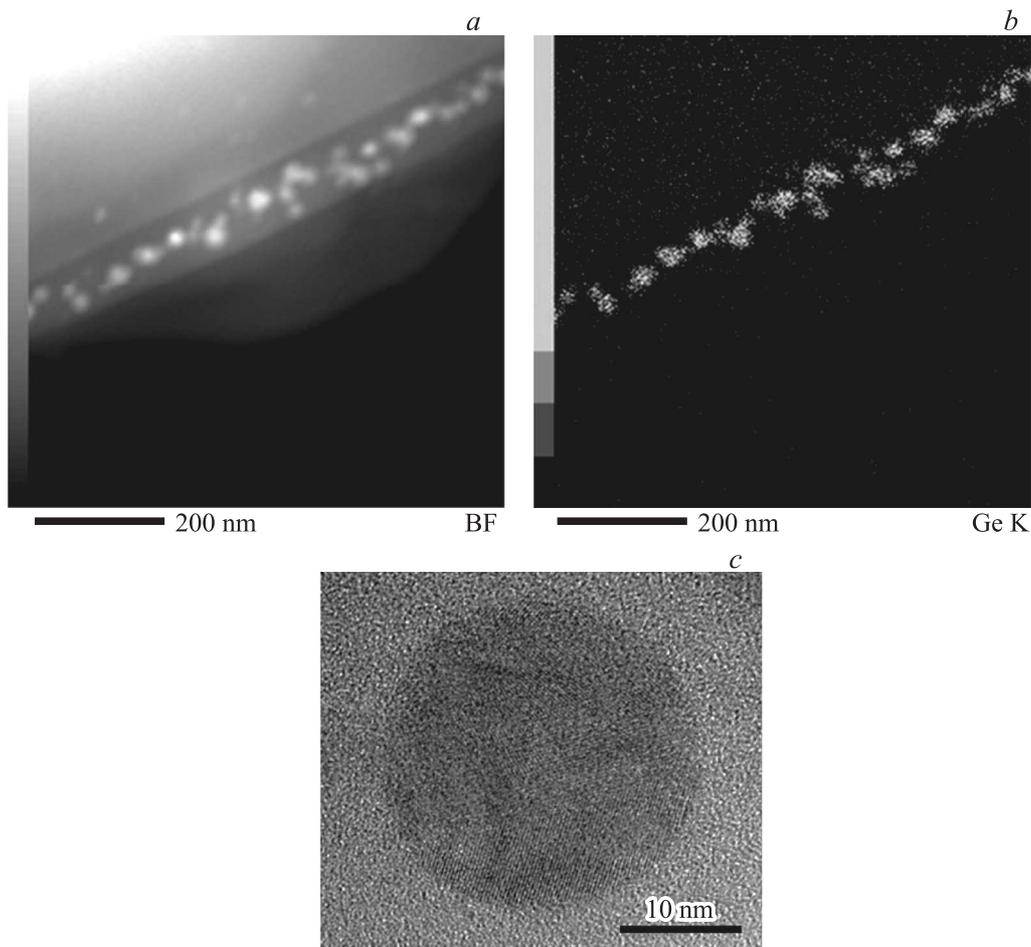


Рис. 6. Электронно-микроскопическое изображение в режиме сканирования (*a*) и карта распределения германия (*b*) на поперечном срезе образца, облученного ионами Ge^+ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига при гидростатическом сжатии под давлением 12 кбар, а также изображение в высоком разрешении нанокристалла Ge в пленке SiO_2 (*c*).

присутствуют дополнительные рефлексы, обусловленные эффектами, связанными с двойниковыми ламелями. Их формирование может быть обусловлено внедрением атомов германия в решетку Si. Итак, наблюдающийся на дифракционной картине набор рефлексов вдоль направления [111] является не отображением рассеяния вдоль отдельных плоскостей, а результатом взаимодействия разориентированных участков вдоль плоскости двойникового (111). Аналогичные результаты были получены и от образцов, имплантированных дозой $1.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

На рис. 6 представлены СЭМ-изображение и соответствующая ему карта распределения германия для участка поперечного среза образца, облученного ионами Ge⁺ дозой $3.1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$, после отжига под давлением 12 кбар. На СЭМ-изображении (рис. 6, а) четко видны преципитаты в пленке SiO₂ на глубине, соответствующей среднему пробегу ионов Ge⁺ с энергией 75 кэВ. Сопоставление СЭМ-изображения и карты распределения германия (рис. 6, б) показывает, что наблюдаемые преципитаты являются скоплениями атомов германия. Анализ, сделанный с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии, выявил формирование в пленке SiO₂ нанокристаллов, межплоскостное расстояние которых составляет 0.314 нм и соответствует межплоскостному расстоянию (111) германия (рис. 6, в). Нанокристаллы имеют круглую форму, а их средний диаметр составляет ~ 15 нм.

4. Обсуждение

Полученные результаты показывают, что в имплантированных ионами Ge⁺ тонких пленках SiO₂ в процессе последующего высокотемпературного отжига формирования нанокристаллов германия не происходит. В этом случае весь имплантированный германий диффундирует из области средних пробегов ионов сначала к границе раздела Si/SiO₂, а затем в подложку кремния. Согласно литературным данным, коэффициент диффузии германия в оксиде кремния описывается выражением [7]

$$D_{\text{Ge}} = 8.9 \cdot 10^{-3} \exp(-3.9/kT), \quad (1)$$

где D_{Ge} — коэффициент диффузии германия, k — постоянная Больцмана, T — температура. Из выражения (1) следует, что коэффициент диффузии германия в SiO₂ при температуре 1100°C составляет $4.3 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2/\text{с}$, что для времени отжига 1 ч соответствует длине диффузии атомов Ge ~ 4 нм. В наших экспериментах, а также в экспериментах, полученных ранее [5], диффузия германия происходит с глубины, на порядок величины большей. Это означает, что германий диффундирует к границе раздела ускоренно. Причиной ускорения диффузии являются неравновесные точечные дефекты [8]. Область оксида кремния вблизи границы раздела Si/SiO₂ характеризуется наличием избыточных связей Si–Si или кислородных вакансий [9]. Имплантация германия создает условия для формирования дополнительных связей Si–Si, а также Si–Ge и Ge–Ge. Эти связи являются ослабленными по сравнению со связями Si–O. Это может обеспечивать условия для наличия избыточной стационарной

концентрации дефектов в оксиде кремния, обеспечивающих ускоренную диффузию атомов германия с глубиной ~ 50 нм. Оценки показывают, что концентрация неравновесных дефектов при этом должна быть на 2–3 порядка величины выше их равновесной концентрации.

Увеличение давления во время отжига препятствует диффузии германия из имплантированного слоя и стимулирует формирование нанокристаллов Ge. Этот эффект становится заметным при давлениях ~ 12 кбар. Давления, меньшие на порядок величины указанного значения, способствуют лишь формированию на границе раздела Si/SiO₂ микродвойниковой структуры. Формирование подобной структуры наблюдалось ранее в работах [10–12]. В работе [10] после отжига при 900°C многослойных структур GeO_x/SiO₂, осажденных на кремниевую подложку, авторы наблюдали перемешивание оксидов и формирование пирамидальных нанокристаллов GeSi вблизи границы раздела с подложкой кремния. В работе [12] мы также наблюдали эпитаксиальный рост куполообразных нанокристаллов Ge на границе Si/SiO₂. Их рост происходил в глубь пленки SiO₂ за счет диффузии атомов германия из толстого имплантированного слоя оксида кремния к границе раздела и последующего плавления твердого раствора GeSi. Однако в экспериментах, представленных в данной работе, формирующиеся двойниковые ламели практически не содержат германия. Его концентрация, по данным POP, вблизи границы Si/SiO₂ после отжига в течение 1 ч составляет не более 0.5 ат% (рис. 2). С учетом результатов работы [12] наиболее вероятным механизмом формирования двойниковых ламелей представляется диффузия германия из слоя SiO₂ к границе раздела Si/SiO₂, формирование твердого раствора GeSi, его плавление и последующая диффузия при длительном отжиге атомов Ge в кремниевую подложку. Следует заметить, что в случае отжига при атмосферном давлении микродвойники на границе раздела не формируются. Полученные результаты могут свидетельствовать о том, что коэффициент диффузии германия в подложку при атмосферном давлении намного больше, чем в условиях сжатия. При атмосферном давлении, по-видимому, вблизи границы раздела не достигается критическая концентрация германия в растворе GeSi, необходимая для его плавления, как это было в случае толстых пленок [12]. Это обусловлено быстрым истощением источника германия из тонкой пленки в процессе длительных отжигов.

Наблюдаемый эффект замедления диффузии германия из пленки SiO₂ к границе раздела Si/SiO₂ и в подложку Si может быть объяснен с точки зрения изменения стационарной концентрации точечных дефектов под действием давления. Коэффициент диффузии зависит от стационарной концентрации точечных дефектов [8], которая, в свою очередь, определяется величиной активационного объема V . Влияние давления на активационный объем может быть описано следующим выражением [13]:

$$V = -kT(\partial \ln D / \partial p)T, \quad (2)$$

где p — давление. Активационный объем является суммой объема образования точечного дефекта V^f и

объема миграции точечного дефекта V^m . Величина V^f характеризует зависимость от давления равновесной концентрации точечных дефектов, а V^m — зависимость от давления подвижности точечных дефектов. Эти две величины и определяют значение коэффициента диффузии [8]. Величину активационного объема обычно определяют по зависимости коэффициента диффузии от давления при фиксированной температуре. Путем измерения активационного объема можно определить доминирующий механизм диффузии. В отличие от энергии активации диффузии, которая всегда положительна, активационный объем может быть как положительным (в случае образования вакансий), так и отрицательным (в случае образования межузельных атомов).

В ионно-имплантированных слоях концентрация дефектов при фиксированной температуре не только отличается от ее стационарного значения в совершенном кристалле, но и имеет неоднородное распределение по глубине. При этом давление во время отжига может дополнительно влиять на распределение дефектов, а следовательно, приводить к неоднородному изменению значений V^f и V^m и, как следствие, коэффициента диффузии атомов германия в области средних пробегов ионов и вблизи границы раздела Si/SiO₂. Кроме этого, различие механизмов диффузии германия в SiO₂ и Si может также быть причиной перераспределения диффузионных потоков дефектов и атомов германия под давлением. Это предположение требует дальнейших исследований процессов диффузии в условиях имплантации больших доз ионов германия в тонких пленках SiO₂.

5. Заключение

Изучены особенности формирования нанокристаллов германия в пленках SiO₂ толщиной 100 нм, имплантированных ионами Ge⁺ с энергией 75 кэВ дозами $1.6 \cdot 10^{16}$ и $3.1 \cdot 10^{16}$ см⁻², обеспечивающими формирование пространственного распределения атомов германия в форме распределения Гаусса с максимумом на глубине, соответствующей середине пленки, и концентрацией 6 и 12 ат% соответственно. Установлено, что формирование нанокристаллов германия в тонких пленках SiO₂ в процессе отжига при температуре ~ 1100°C определяется величиной гидростатического давления. Отжиг при атмосферном давлении сопровождается диффузией атомов германия из области имплантации в подложку Si и не приводит к формированию нанокристаллов Ge. Увеличение давления во время отжига препятствует диффузии германия в кремниевую подложку. При отжиге под давлением 1 кбар на границе раздела Si/SiO₂ формируются двойниковые ламели, природа которых объясняется формированием твердого раствора GeSi. Увеличение давления до 12 кбар стимулирует формирование нанокристаллов Ge с размерами ~ 15 нм на глубине средних пробегов ионов Ge⁺. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения изменения активационного объема образования и миграции точечных дефектов в пленке SiO₂ и вблизи границы раздела Si/SiO₂ в условиях сжатия.

Авторы выражают благодарность д-ру L. Rebohle и д-ру W. Skorupa за помощь при проведении ионной имплантации, проф. А. Misiuk за помощь в проведении отжига образцов при высоких давлениях.

Список литературы

- [1] K.S. Min, K.V. Shcheglov, C.M. Yang, H.A. Atwater, M.L. Brongersma, A. Polman. *Appl. Phys. Lett.*, **68**, 2511 (1996).
- [2] L. Rebohle, J. von Borany, R.A. Yankov, W. Skorupa, I.E. Tyschenko, H. Fröb, K. Leo. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2809 (1997).
- [3] T. Gebel, L. Rebohle, W. Skorupa, A.N. Nazarov, I.N. Osiyuk, V.S. Lysenko. *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 2575 (2002).
- [4] J. von Borany, R. Grötzschel, K.H. Heinig, A. Markwitz, W. Matz, B. Schmidt, W. Skorupa. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 3215 (1997).
- [5] I.E. Tyschenko, A.B. Talochkin, A.G. Cherkov, K.S. Zhuravlev, A. Misiuk, M. Voelskow, W. Skorupa. *Semiconductors*, **37**, 479 (2004).
- [6] P.A. Temple, C.E. Hathaway. *Phys. Rev. B*, **7**, 3685 (1973).
- [7] M. Ogino, Y. Oana, M. Watanabe. *Phys. Status Solidi A*, **72**, 535 (1982).
- [8] G.J. Dienes, A.C. Damask. *J. Appl. Phys.*, **29**, 1713 (1958).
- [9] В.А. Гриценко. *УФН*, **179**, 921 (2009).
- [10] V.A. Volodin, M.P. Gambaryan, A.G. Cherkov, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat. *Mater. Res. Express*, **3**, 085019 (2016).
- [11] G. Taraschi, S. Saini, W.W. Fan, L.C. Kimerling, E.A. Fitzgerald. *J. Appl. Phys.*, **93**, 9988 (2003).
- [12] I.E. Tyschenko, M. Voelskow, A.G. Cherkov, V.P. Popov. *Semiconductors*, **43**, 52 (2009).
- [13] M.J. Aziz. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 2810 (1997).

Редактор Л.В. Шаронова

Specifics of Ge nanocrystal ion-beam synthesis in thin SiO₂ films

I.E. Tyschenko¹, A.G. Cherkov², V.A. Volodin^{1,2}, M. Voelskow³

¹ A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

² Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

³ Institute of Ion-Beam Physics and Materials Research, Helmholtz-Center Dresden–Rossendorf, Dresden, Germany

Abstract Ge nanocrystal formation behavior in thin SiO₂ layers implanted with Ge⁺ ions as a function of hydrostatic pressure employed during high-temperature (1130°C) annealing was studied. It was obtained that the atmospheric pressure annealing resulted in the Ge atom out-diffusion from the ion-implanted region to silicon substrate and did not bring about the Ge nanocrystal formation. As the annealing pressure grown, the Ge diffusion to silicon substrate became slower. At that, either twinning lamellas (at the pressure of about 10³ bar) at the Si/SiO₂ interface or Ge nanocrystals within the SiO₂ film (at the pressure of about 10⁴ bar) grown. The obtained results are discussed in the frame of changing the point defect formation and migration activation volume.