

Диффузия германия из захороненного слоя SiO₂ и формирование фазы SiGe

© И.Е. Тыщенко¹, Р.А. Хмельницкий^{2,3}, В.В. Сарайкин^{4,5}, В.А. Володин^{1,6}, В.П. Попов¹

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

² Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук, 119991 Москва, Россия

³ Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова Российской академии наук, 141190 Фрязино, Россия

⁴ Научно-исследовательский институт физических проблем им. Ф.В. Лукина, 103460 Зеленоград, Москва, Россия

⁵ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники им. В.Г. Мокерова Российской академии наук, 117105 Москва, Россия

⁶ Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

E-mail: tys@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 15 сентября 2021 г.

В окончательной редакции 23 сентября 2021 г.

Принята к публикации 23 сентября 2021 г.

Изучена диффузия Ge из захороненного слоя SiO₂ структуры кремний-на-изоляторе в зависимости от температуры отжига. Показано, что при температуре отжига ниже 900°C практически весь Ge сосредоточен в области имплантации в слое SiO₂. После отжига при температуре 1100°C миграция ионно-имплантированного Ge сопровождается несколькими процессами: диффузией в SiO₂, накоплением на границах раздела Si/SiO₂, диффузией в кремний и испарением из кремния. При 1100°C диффузия Ge из SiO₂ к границе сращивания структуры кремний-на-изоляторе происходит с коэффициентом диффузии $\sim 2 \cdot 10^{-15}$ см²/с, что на 2 порядка величины выше его равновесного значения. После отжига при 1100°C, в зависимости от толщины слоя кремния, обнаружено формирование фазы Ge или SiGe.

Ключевые слова: SiGe, ионная имплантация, диффузия, кремний-на-изляторе.

DOI: 10.21883/FTP.2022.02.51961.9740

1. Введение

В последние десятилетия создание и исследование свойств пленок Si_{1-x}Ge_x на кремниевых и диэлектрических подложках вызывает все больший интерес исследователей [1–5]. Этот интерес обусловлен целым рядом преимуществ Si_{1-x}Ge_x материала по сравнению с пленками монокристаллического или аморфного кремния, которые делают его перспективным с точки зрения практического применения в микро- и оптоэлектронике. Пленки Si_{1-x}Ge_x обладают более высокими по сравнению с кремнием значениями подвижности носителей зарядов. Это обеспечивает большие крутизну и проводимость канала транзисторов, созданных на их основе [6–9]. Пленки Si_{1-x}Ge_x нашли большое применение в так называемой БиКМОП технологии, объединяющей в одной интегральной схеме биполярные и КМОП транзисторы [10–12]. Другое преимущество Si_{1-x}Ge_x связано с более высоким значением коэффициента поглощения в инфракрасной области спектра, что делает привлекательным этот материал для создания солнечных элементов, а также сенсоров и светодиодов ближнего ИК-диапазона [13–15].

Электрические и оптические свойства Si_{1-x}Ge_x могут изменяться в достаточно широких диапазонах в зависи-

мости от стехиометрического состава, уровня легирования, а также от степени кристалличности материала. Так, в работе [15] было показано, что микрокристаллический Si_{1-x}Ge_x с объемной долей атомов Ge, равной 77%, обладает длинноволновым откликом в области до 1300 нм, по сравнению с аморфным Si_{1-x}Ge_x (до 950 нм).

В настоящее время большинство методов создания пленок Si_{1-x}Ge_x являются низкотемпературными методами [16–18]. В силу нестабильности структурных свойств таких пленок при высоких температурах, существуют ограничения дальнейшего их использования в текущей кремниевой технологии, в которой одной из стандартных технологических операций является высокотемпературный отжиг. Поэтому поиск новых методов создания пленок Si_{1-x}Ge_x остается весьма перспективной задачей.

Ранее было показано, что атомы Ge, имплантированные в пленки SiO₂, сегрегируют при высокотемпературном отжиге к границе раздела Si/SiO₂ и встраиваются в положения, когерентные с положениями атомов Si в решетке кремния [19–22]. При умеренных временах отжига на границе раздела растет слой Ge нанометровой толщины, ориентированный решеткой кремния [22]. Увеличение длительности отжига сопровождается сры-

вом эпитаксиального роста сплошного слоя германия и распадом пленки на островки. Одной из причин этого эффекта называлось истощение источника германия за счет его диффузии в пленку кремния. Однако до сих пор этот процесс оставался неизученным. Поэтому цель данной работы заключается в исследовании процессов диффузии атомов Ge, имплантированных в захороненный слой SiO₂ КНИ структуры, и формирования фазы SiGe в зависимости от температуры и длительности отжига и толщины пленки верхнего слоя кремния.

2. Методика экспериментов

В качестве подложек использовались пластины монокристаллического кремния *p*-типа проводимости с удельным сопротивлением 10–20 Ом·см ориентации (100). Сначала на первой пластине кремния с помощью термического окисления в атмосфере влажного кислорода при $T = 1100^\circ\text{C}$ был выращен слой SiO₂ толщиной ~ 330 нм. Выращенные пленки SiO₂ подвергались имплантации ионами ⁷⁴Ge⁺ с энергией 80 кэВ дозой $1.5 \cdot 10^{16}$ см⁻². Использованным параметрам ионов соответствовали средний проективный пробег ~ 80 нм и концентрация в максимуме распределения на уровне 5 ат%. Затем во вторую пластину кремния, на которой предварительно в атмосфере сухого кислорода при $T = 900^\circ\text{C}$ был выращен защитный слой SiO₂ толщиной ~ 20 нм, проводилась имплантация ионов водорода H₂⁺ с энергией 130 кэВ дозой $2.5 \cdot 10^{16}$ см⁻². После имплантации ионов водорода защитный слой SiO₂ удалялся в растворе HF:H₂O = 1:100. Затем первую и вторую пластины соединяли имплантированными сторонами, и при температуре 450°C в вакууме проводилось расслоение по слою, имплантированному водородом, и перенос слоя кремния толщиной ~ 640 нм. Таким образом, были сформированы пластины кремний-на-изоляторе (КНИ) с отсеченным слоем кремния толщиной ~ 640 нм и захороненным слоем SiO₂ толщиной ~ 330 нм, имплантированным ионами Ge⁺ вблизи границы сращения Si/SiO₂. После этого КНИ пластина была разрезана на образцы прямоугольной формы, часть из которых подвергалась многоступенчатому анодному окислению. В результате были сформированы структуры с толщиной отсеченного КНИ слоя 180 и 35 нм. Последующий отжиг образцов проводился сначала при температуре 900°C, а затем часть образцов отжигалась дополнительно при 1100°C в течение 30 и 180 мин в потоке паров азота.

Для исследования послойного распределения атомов германия использовался метод масс-спектрометрии вторичных ионов (ВИМС) на установке CAMECA IMS-4F. Распыление участка площадью 200 × 200 мкм проводилось пучком ионов O²⁺ с энергией 3 кэВ. Распыленная ионная компонента анализировалась из центральной части кратера размером $\sim 100 \times 100$ мкм. Измерение топографии поверхности в области вытравленных кратеров выполнялось методом оптической интерференционной профилометрии на установке Zygo NewView 5000.

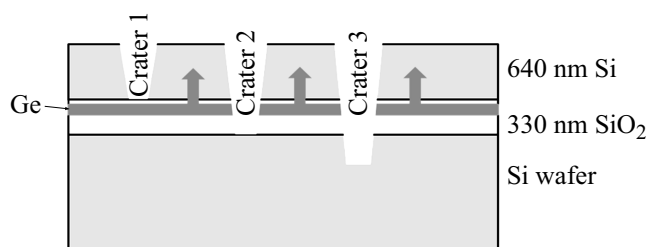


Рис. 1. Схематическое изображение вытравленных пучком ионов O²⁺ кратеров для измерения профилей Ge методом масс-спектрометрии вторичных ионов.

Вертикальное разрешение методики составляет 1 нм, разрешение в плоскости образца — до 0.45 мкм. Для определения скоростей травления SiO₂ и Si, с целью последующего пересчета полученных временных зависимостей выхода ионов в профили распределения элементов по глубине, проводилось измерение глубин кратеров после ионного травления разной длительности. Точность измерения глубины кратера составляла ± 5 нм. На рис. 1 представлено схематическое изображение вытравленных кратеров для образцов, отожженных при температуре 1100°C в течение 180 мин. После измерения кратеров, полученных после травления слоя кремния для разных образцов, скорость травления составила 0.589 нм/с. Для слоя SiO₂ скорость травления была 0.675 нм/с. При анализе профилей распределения германия необходимо учитывать тот факт, что выход ионов германия из кремния и SiO₂ в процессе ВИМС различается в несколько раз. Это приводит к тому, что на границе Si/SiO₂ наблюдается резкий скачок выхода ионов ⁷⁴Ge⁺. Поэтому для оценки реальных распределений германия в структурах сигнал ионов ⁷⁴Ge⁺ в слое SiO₂ был умножен на соответствующий коэффициент, равный отношению сигналов в Si и SiO₂ на границе сращения Si/SiO₂.

Структурные свойства образцов исследовались методом спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС). Спектры КРС возбуждались излучением аргонового лазера с длиной волны ~ 514.5 нм при комнатной температуре. Размер пятна зондирующего луча составлял 10 мкм. Мощность лазерного луча на поверхности образца составляла 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 $\langle 01\bar{1} \rangle$. Используемая запрещенная поляризационная геометрия позволяла максимально подавить рассеяние света от кремниевой подложки.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены скорректированные профили распределения атомов ^{74}Ge в КНИ структурах с толщиной верхнего слоя кремния 640 нм после отжига при температурах 900°C в течение 30 мин (рис. 2, *a*) и 1100°C в течение 30 мин (рис. 2, *b*) и 180 мин (рис. 2, *c*). Из рисунка видно, что после отжига при $T = 900^\circ\text{C}$ практически весь германий сосредоточен в пленке SiO_2 на глубине средних пробегов ионов Ge^+ , которая составляет ~ 80 нм. Часть германия диффундирует к верхней границе раздела Si/SiO_2 с последующим проникновением в слой верхнего кремния на глубину не более 30 нм. Незначительная часть германия диффундирует и в глубь пленки SiO_2 . Однако, несмотря на асимметрию профиля со стороны границы сращивания Si/SiO_2 , экспериментально полученное распределение Ge по глубине описывается теоретическим профилем в форме распределения Гаусса с максимумом вблизи R_{dis} ионов Ge^+ в SiO_2 .

Увеличение температуры отжига до 1100°C сопровождается усилением диффузии Ge в глубь SiO_2 с последующей его аккумуляцией на границе раздела с подложкой. Но доминирующая его часть диффундирует к верхней границе раздела Si/SiO_2 . Суммарный максимум распределения атомов Ge смещается из области средних пробегов R_{dis} на глубину ~ 50 нм. Из рис. 2, *b* видно, что при температуре отжига 1100°C возрастает глубина проникновения германия в слой КНИ. Она достигает 200 нм. Кроме этого, происходит диффузия атомов германия к поверхности слоя КНИ. Анализ интегральной концентрации атомов германия показывает, что по сравнению с отжигом при температуре 900°C, после отжига при 1100°C в течение 30 мин наблюдается уменьшение интегрального выхода ионов на $\sim 20\%$. Этот эффект может быть обусловлен испарением германия из образца за счет взаимодействия с атомами остаточного кислорода, поступающими на поверхность кремния из атмосферы отжига, и формирования летучего соединения GeO . Разложение экспериментального профиля германия на составляющие пики в форме распределения Гаусса позволило оценить относительную долю Ge на границах раздела Si/SiO_2 , в объеме диэлектрика и на поверхности кремния при разных температурах и временах отжига. Анализ показал, что концентрация германия на глубине средних пробегов в SiO_2 упала до $\sim 77\%$ от общего выхода ионов $^{74}\text{Ge}^+$, а на границе сращивания Si/SiO_2 выросла до $\sim 20\%$. Около 1% атомов сосредоточено вблизи поверхности кремния и приблизительно столько же вблизи термической границы Si/SiO_2 .

Увеличение времени отжига до 180 мин при температуре 1100°C (рис. 2, *c*) приводит к тому, что практически весь имплантированный германий перераспределяется из области имплантации к поверхности Si/SiO_2 с проникновением его части в слой верхнего кремния на глубину ~ 300 нм. Растет и доля германия, диффундирующего к поверхности слоя КНИ. Интеграл от концентрации германия в этом случае составляет $\sim 10\%$ от его

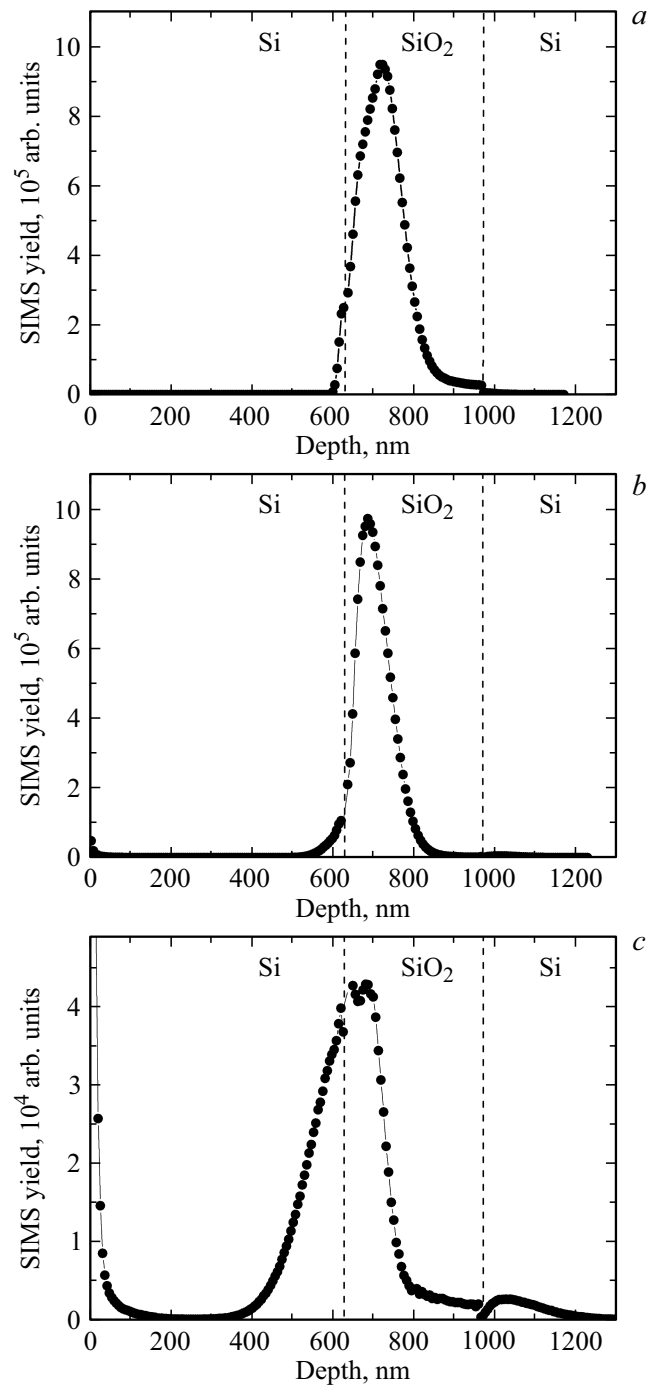


Рис. 2. Профили распределения выхода ионов $^{74}\text{Ge}^+$ в КНИ структурах с толщиной верхнего слоя кремния ~ 640 нм после отжига при температуре 900°C в течение 30 мин (*a*) и 1100°C в течение 30 (*b*) и 180 мин (*c*).

величины после отжига при 900°C. Анализ разложения экспериментального профиля германия на составляющие пики в форме распределения Гаусса показал, что увеличение длительности отжига при 1100°C в 6 раз приводит к уменьшению доли германия на глубине средних пробегов в SiO_2 до $\sim 12\%$ от общего выхода ионов $^{74}\text{Ge}^+$, а на границе сращивания Si/SiO_2 его

доля выросла до ~ 58%. Доля атомов, сосредоточенных вблизи поверхности кремния, составила ~ 23%, а на термической границе раздела с кремниевой подложкой — ~ 5% от всего ⁷⁴Ge.

Полученные результаты показывают, что миграция ионно-имплантированного Ge сопровождается несколькими процессами, связанными с диффузией атомов германия в SiO₂, Si и накоплением на границах раздела Si/SiO₂, а также испарением атомов из кремния. В условиях наших экспериментов предпочтительное накопление Ge на границе срачивания КНИ структуры может быть обусловлено ее близостью к области средних пробегах ионов Ge⁺. С другой стороны, возможно и стимулирующее влияние на диффузию германия остаточных радиационных дефектов в области максимума упругих потерь ионов Ge⁺, расположенной между R_p ≈ 80 нм и границей срачивания.

В условиях наших экспериментов для описания диффузии атомов Ge в SiO₂ можно воспользоваться выражением (IV, 34) в работе [23] для диффузии из тонкого слоя в ограниченное тело со связывающими границами. Поскольку в нашем случае граница срачивания Si/SiO₂ является более мощным стоком для атомов Ge, по сравнению с термической границей раздела Si/SiO₂, то справедливо предположить, что германий диффундирует из тонкого слоя в полуограниченное тело со связывающей границей. В этом случае можно показать, что выражение (IV, 34) в работе [23] преобразуется к виду

$$N(x, t) = (4Q/l) \exp(-\pi^2 Dt/l^2) \sin(\pi x/l), \quad (1)$$

где Q — слоевая концентрация атомов Ge, l — удвоенное расстояние от связывающей границы до максимума распределения примесных атомов (в нашем случае l/2 = R_{dis}), D — коэффициент диффузии Ge в SiO₂, t — время отжига, x — варьируемое расстояние до связывающей границы. Используя выражение (1), можно оценить изменение концентрации германия на глубине средних пробегах при температуре отжига 1100°C по мере увеличения времени отжига от 30 мин до 3 ч, а именно, отношение N(l, t₁)/N(l, t₂), где N(l, t₁) — концентрация на глубине средних пробегах ионов Ge⁺ после отжига 30 мин, N(l, t₂) — концентрация на глубине средних пробегах ионов Ge⁺ после отжига 180 мин, т.е. t₂ = 6t₁. После подстановки соответствующего выражения (1) получим N(l, t₁)/N(l, t₂) = e⁵ = 148. Таким образом, без учета диффузии в глубь пленки SiO₂ увеличение времени отжига в 6 раз должно привести к падению концентрации в максимуме в 148 раз. Экспериментально полученное значение отношения N(l, t₁)/N(l, t₂) после разложения профилей на составляющие распределения Гаусса составляет ~ 2 порядка величины, т.е. близко к оценочному значению. Это дает основания, используя приведенную модель расчетов (1), оценить коэффициент диффузии германия из слоя SiO₂ к границе срачивания Si/SiO₂. Значение Q в выражении (1) можно оценить из экспериментального профиля после отжига

при T = 900°C, когда распределение германия имеет форму Гаусса и практически полностью находится в слое оксида кремния. Будем считать, что в этом случае выход ионов ⁷⁴Ge⁺ соответствует начальному условию N(l/2, 0). В этом случае в выражении (1) значение sin(πx/l) = 1 и exp(-π²Dt/l²) = 1. Подставив в выражение (1) при этих условиях величины N(x, t) = 1 · 10⁶ (рис. 2, a) и R_{dis} = 80 нм, получим Q = 2. Теперь, используя выражение (1) для времени отжига 180 мин, Q = 2 и значения N(x, t) = 1.8 · 10⁴ (рис. 2, c), получим коэффициент диффузии Ge в SiO₂ при температуре отжига 1100°C. Оцененная таким образом величина D = 2.4 · 10⁻¹⁵ см²/с. Анализ профиля германия после отжига 1100°C в течение 30 мин дал величину D = 1.2 · 10⁻¹⁵ см²/с. Коэффициент термической диффузии Ge в SiO₂ был определен в работе [24], его зависимость от температуры описывается выражением

$$D = 8.9 \cdot 10^{-3} \exp(-3.9 \text{ eV/kT}). \quad (2)$$

При температуре 1100°C значение коэффициента диффузии Ge в SiO₂ составляет D = 4.34 · 10⁻¹⁷ см²/с. Полученное нами оценочное значение с использованием выражения (1) почти на 2 порядка величины больше, чем равновесный коэффициент диффузии, полученный из выражения (2). Это означает, что германий диффундирует к границе раздела Si/SiO₂ ускоренно, как это и предполагалось раньше в работе [22]. Ускорению диффузии вблизи границы срачивания КНИ структуры может способствовать и остаточный водород в слое КНИ. Влияние водорода на диффузию германия в оксиде кремния было показано ранее в работе [25].

Коэффициент термической диффузии Ge в Si также был определен в работе [24], и его температурная зависимость имеет вид

$$D = 7.55 \cdot 10^3 \exp(-5.08 \text{ eV/kT}). \quad (3)$$

При температуре 1100°C коэффициент диффузии Ge в Si, рассчитанный в соответствии с выражением (3), равен 1.72 · 10⁻¹⁵ см²/с. Эта величина близка к оценочному нами значению коэффициента ускоренной диффузии Ge в SiO₂ вблизи границы раздела. Это указывает на то, что накопление германия на границе раздела Si/SiO₂ определяется не столько разностью диффузионных потоков из SiO₂ и в Si, сколько структурными особенностями этой области, которые делают предпочтительным ориентированный рост кристаллического германия на границе Si/SiO₂ [22]. Истощение источника германия в SiO₂ и его диффузия в пленку кремния с последующим испарением из образца приводят к срыву роста сплошного слоя и распаду пленки на островки [22].

Поскольку для коэффициента диффузии, полученного из выражения (3), длина диффузии атомов Ge в кремнии при температуре 1100°C в течение 30 мин составляет 17.5 нм, т.е. много меньше толщины слоя кремния, то анализ распределения германия в КНИ можно провести

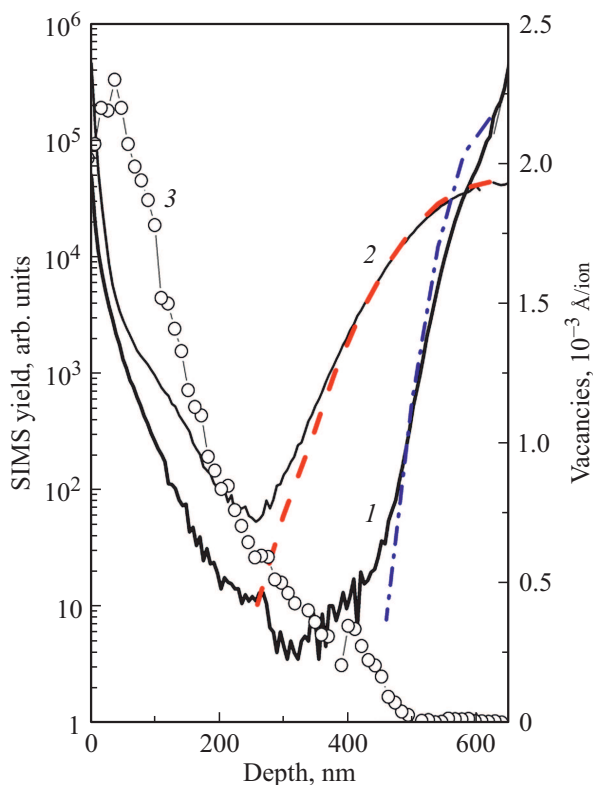


Рис. 3. Профили выхода ионов германия из пленки КНИ в полулогарифмическом масштабе и рассчитанные (пунктир и штрихпунктир) с помощью выражения (4) распределения для коэффициента диффузии $3.6 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$ после отжига при температуре 1100°C в течение 30 (1) и 180 мин (2). Кривая 3 показывает распределение вакансий для ионов H_2^+ с энергией 130 кэВ до отжига.

в рамках модели диффузии из ограниченного источника в полубесконечное тело [23]:

$$N(x, t) = (Q_s / (\pi Dt)^{1/2}) \exp(-x^2 / 4Dt), \quad (4)$$

где Q_s — концентрация германия на границе сращения Si/SiO_2 в начальный момент времени. Наилучшее совпадение теоретического и экспериментального профилей распределения были достигнуты для коэффициента диффузии Ge в Si, равного $3.6 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$. Аналогичные расчеты были сделаны и для профиля Ge после отжига в течение 180 мин. На рис. 3 представлены в полулогарифмическом масштабе экспериментально измеренные профили выхода германия из пленки КНИ, а также пунктирными линиями показаны профили, рассчитанные с использованием выражения (4) для коэффициента диффузии $3.6 \cdot 10^{-15} \text{ см}^2/\text{с}$ после отжига в течение 30 и 180 мин. Это значение коэффициента диффузии несколько превышает величину, полученную из выражения (3). Однако это превышение незначительно и может быть обусловлено неучетом влияния потока атомов германия к поверхности в результате ускорения его диффузии за счет присутствия в пленке кремния остаточных дефектов и водорода.

Анализ состава формирующейся фазы за счет диффузии атомов Ge из оксида кремния проводился методом КРС в пленках КНИ, которые перед отжигом были сначала доведены до толщины 180 и 35 нм с помощью многоступенчатого анодного окисления с последовательным удалением окисленных слоев. На рис. 4 представлены спектры КРС образцов с толщиной слоя КНИ 180 и 35 нм после отжига при температуре 1100°C в течение 30 и 180 мин. Из рисунка видно, что спектры различаются как в зависимости от толщины слоя кремния, так и от длительности отжига. В спектре структур с относительно толстой (180 нм) пленкой Si после отжига в течение 30 мин наблюдается пик на частоте $\sim 300 \text{ см}^{-1}$, который обычно ассоциируется с оптическими фононами в матрице кристаллического германия. Следует отметить, что в этой же области частот присутствует пик двухфононного рассеяния от подложки кремния — 2ТА пик [26]. Поэтому с целью учета возможного наложения этих двух пиков была

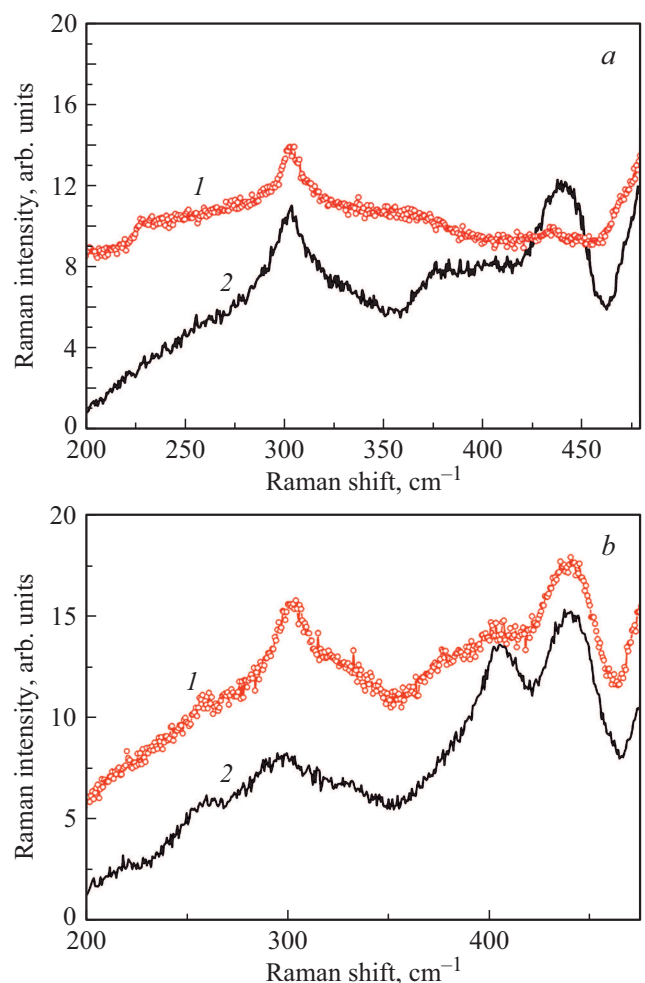


Рис. 4. Спектры КРС образцов с имплантированным ионами Ge^+ с энергией 80 кэВ дозой $1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ слоем SiO_2 КНИ структуры для толщин слоя кремния 180 (а) и 35 нм (б) после отжига при температуре 1100°C в течение 30 (1) и 180 мин (2).

проведена корректировка экспериментальных спектров путем вычитания из спектров, измеренных от КНИ структур, содержащих германий, спектров, измеренных от кремниевой подложки. На рис. 4 представлены скорректированные спектры КРС. Увеличение длительности отжига до 180 мин приводит, с одной стороны, к росту рассеяния на частоте $\sim 300 \text{ см}^{-1}$, а с другой — к появлению достаточно интенсивной полосы рассеяния с максимумом на частоте $\sim 435 \text{ см}^{-1}$. Этот пик ранее наблюдался в сплавах Si_{1-x}Ge_x для $x = 0.28$, и его природа ассоциируется с колебаниями Si–Ge-связи в окружении атомов кремния [27,28].

В тонких пленках, спектры которых представлены на рис. 4, *b*, усиливается рассеяние с максимумом $\sim 300 \text{ см}^{-1}$, а рассеяние на частоте $\sim 435 \text{ см}^{-1}$ становится доминирующим уже после 30-минутного отжига. Кроме этого, появляется слабо выраженное плечо в низкочастотной области полосы 435 см^{-1} , которое после увеличения длительности отжига до 180 мин трансформируется в четкий интенсивный пик с максимумом на частоте $\sim 410 \text{ см}^{-1}$. В идеальной модели [27] появление подобной моды происходит при замене в решетке кремния трех близких атомов Si атомами Ge. Иными словами, наличие в спектрах КРС пиков 300, 410 и 435 см^{-1} говорит о том, что пленки толщиной 35 нм представляют собой сплав Si_{1-x}Ge_x, стехиометрическим составом которого можно управлять, изменяя толщину, температуру и длительность отжига.

4. Заключение

Имплантация ионов Ge⁺ с энергией 80 кэВ дозой $1.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ проводилась в термически выращенные пленки SiO₂ на кремниевой монокристаллической подложке Si с последующим переносом на SiO₂ пленки кремния. Толщина слоя КНИ варьировалась от 640 до 35 нм. Диффузия имплантированных атомов германия в захороненном слое SiO₂ КНИ структуры изучалась в зависимости от температуры и длительности последующего отжига. Отжиг проводился при температурах 900–1100 °С в течение 30 или 180 мин. Показано, что при температуре отжига ниже 900 °С практически весь Ge сосредоточен в области имплантации в слое SiO₂. Начиная с $T = 1100 \text{ °С}$ профиль германия начинает смещаться к верхней границе раздела Si/SiO₂ с коэффициентом диффузии, на 2 порядка величины превышающим его равновесное значение. С ростом длительности отжига от 30 до 180 мин наблюдается диффузия Ge в пленку верхнего слоя кремния на глубину $\sim 300 \text{ нм}$ с коэффициентом диффузии, близким к известному значению [24]. Обнаружено формирование фазы Ge и SiGe после отжига при температуре 1100 °С. Установлено, что стехиометрический состав и пространственное распределение новой фазы зависят как от толщины пленки верхнего кремния, так и от длительности отжига.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (ГЗ 0242-2021-0003).

Благодарность

Авторы выражают благодарность Е.В. Заведееву (ИОФ РАН) за измерения глубин кратеров ионного травления ВИМС. Измерение спектров комбинационного рассеяния света было проведено на оборудовании ЦКП „ВТАН“ НГУ.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R. People, J.C. Bean. Appl. Phys. Lett., **48**, 538 (1986).
- [2] T.-J. King, J.P. McVittie, K.C. Saraswat, J.R. Pfister. IEEE Trans. Electron. Dev., **41**, 228 (1994).
- [3] L. Rebohle, J. von Borany, R. Grotzschel, A. Markwitz, B. Schmidt, I.E. Tyschenko, W. Skorupa, H. Frob, K. Leo. Phys. Status Solidi A, **165**, 31 (1998).
- [4] O.W. Holland, K. Hossain, T.D. Golding, M.F. Chisholm. Mater. Sci., **12**, 1 (2004).
- [5] T. Tah, Ch.K. Singh, S. Amirthapandian, K.K. Madapu, A. Sagdeo, S. Ilango, T. Mathews, S. Dash. Mater. Sci. Semicond. Proc., **80**, 31 (2018).
- [6] I. Åberg, C.N. Chlérigh, J.L. Hoyt. IEEE Trans. Electron. Dev., **53**, 1021 (2006).
- [7] N. Rodriguez, S. Cristoloveanu, F. Gámiz. J. Appl. Phys., **102**, 083712 (2007).
- [8] G. (M.) Xia, J.L. Hoyt, M. Canonico. J. Appl. Phys., **101**, 044901 (2007).
- [9] T. Uehara, H. Matsubara, R. Nakane, S. Sugahara, S.-I. Takagi. Jpn. J. Appl. Phys., **46**, 2117 (2007).
- [10] M. Schröter, T. Rosenbaum, P. Chevalier, B. Heinemann, S.P. Voinescu, E. Preisler, J. Böck. Proc. IEEE, **105**, 1068 (2017).
- [11] T. Hashimoto, K. Tokunaga, K. Fukumoto, Y. Yoshida, H. Satoh, M. Kubo, A. Shima, K. Oda. IEEE J. Electron Dev. Soc., **2**, 50 (2014).
- [12] Z. Ma, N. Jiang, G. Wang, S.A. Alterovitz. IEEE J. Electron Dev. Lett., **26**, 381 (2005).
- [13] G.H. Wang, C.Y. Shi, L. Zhao, H. W. Diao, W.J. Wang. J. Alloys Compd., **658**, 543 (2016).
- [14] Y. Cao, J. Zhou, Y. Wang, J. Ni, J. Zhang. J. Alloys Compd., **632**, 456 (2015).
- [15] J. Ni, Q. Liu, J. Zhang, J. Ma, H. Wang, X. Zhang, Y. Zhao. Sol. Energy Mater. Sol. Cells, **126**, 6 (2014).
- [16] C. Eisele, M. Berger, M. Nerding, H.P. Strunk, C.E. Nebel, M. Stutzmann. Thin Sol. Films, **427**, 176 (2003).
- [17] T.A. Langdo, M.T. Currie, A. Lochtefeld, R. Hammond, J.A. Carlin, M. Erdtmann, G. Braithwaite, V.K. Yang, C.J. Vineis, H. Badawi, M.T. Bulsara. Appl. Phys. Lett., **82**, 4256 (2003).
- [18] A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, S.A. Teys, A.K. Gutakovskiy, O.P. Pchelyakov. Nanoscale Res. Lett., **7**, 561 (2012).

- [19] L. Rebohle, I.E. Tyschenko, J. von Borany, B. Schmidt, R. Grötzschel, A. Markwitz, R.A. Yankov, H. Fröb, W. Skorupa. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **486**, 175 (1998).
- [20] J. von Borany, R. Grötzschel, K.H. Heinig, A. Markwitz, W. Matz, B. Schmidt, W. Skorupa. Appl. Phys. Lett., **71**, 3215 (1997).
- [21] I.E. Tyschenko, A.B. Talochkin, A.G. Cherkov, K.S. Zhuravlev, A. Misiuk, M. Voelskow, W. Skorupa. Semiconductors, **37**, 479 (2004).
- [22] I.E. Tyschenko, M. Voelskow, A.G. Cherkov, V.P. Popov. Semiconductors, **43**, 52 (2009).
- [23] Б.И. Болтакс. *Диффузия в полупроводниках* (М., Физматлит, 1961).
- [24] M. Ogino, Y. Oana, M. Watanabe. Phys. Status Solidi A, **72**, 535 (1982).
- [25] B. Schmidt, D. Grambole, F. Herrmann. Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B, **191**, 482 (2002).
- [26] D.M. Zhigunov, G.N. Kamaev, P.K. Kashkarov, V.A. Volodin. Appl. Phys. Lett., **113**, 023101 (2018).
- [27] M.I. Alonso, K. Winer. Phys. Rev. B, **39**, 10056 (1989).
- [28] В.А. Володин, М.Д. Ефремов, А.С. Дерябин, Л.В. Соколов. ФТП, **40**, 1349 (2006).

Редактор Г.А. Оганесян

Germanium diffusion from buried SiO₂ layer and SiGe phase formation

I.E. Tyschenko¹, R.A. Khmel'nitsky², V.V. Saraykin^{3,4}, V.A. Volodin^{2,6}, V.P. Popov¹

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

² Lebedev Physical Institute of the Russian Academy of Sciences, 119991 Moscow, Russia

³ Kotelnikov Institute of Radio Engineering and Electronics of Russian Academy of Sciences, 141120 Fryazino, Russia

⁴ Lukin State Research Institute of Physical Problems, 103460 Zelenograd, Moscow, Russia

⁵ Mokerov Institute of Ultra High Frequency Semiconductor Electronics of Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russia

⁶ Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

Abstract The Ge diffusivity from the buried SiO₂ layer of silicon-on-insulator structure as a function of annealing temperature was studied. It was shown that at an annealing temperature below 900°C, almost all Ge is localized in the implantation region in the SiO₂ layer. As annealing temperature reached 1100°C, the migration of ion-implanted Ge is accompanied by several processes: diffusion in SiO₂, accumulation at the Si/SiO₂ interface, diffusion into Si as well as evaporation from silicon. The Ge diffuses from SiO₂ to the bonding interface of the silicon-on-insulator structure with the diffusion coefficient of $\sim 2 \cdot 10^{-15}$ cm²/s that is two orders of magnitude higher than its equilibrium value. Depending on the thickness of the silicon layer, the formation of the Ge or SiGe phase after annealing at a temperature of 1100°C was detected.