

ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МИКРО- И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

УДК 538.971, 621.384

ИМПУЛЬСНЫЙ ИОННЫЙ ОТЖИГ ГЕРМАНИЯ, ИМПЛАНТИРОВАННОГО ИОНАМИ СУРЬМЫ

© Р. И. Баталов¹, Р. М. Баязитов¹, Г. А. Новиков¹, В. А. Шустов¹,
Н. М. Лядов¹, А. В. Новиков², П. А. Бушуйкин², Н. А. Байдакова²,
М. Н. Дроздов², П. А. Юнин²

¹Казанский физико-технический институт им. Е. К. Завойского

ФИЦ «Казанский научный центр РАН»,

420029, г. Казань, ул. Сибирский тракт, 10/7

²Институт физики микроструктур РАН

ФИЦ «Институт прикладной физики РАН»,

603950, г. Нижний Новгород, ГСП-105

E-mail: batalov@kfti.knc.ru

В целях формирования сильно легированных донорной примесью слоёв Ge проведена имплантация монокристалла *p*-Ge двухзарядными ионами сурьмы (Sb^{++}) с энергией $E = 80$ кэВ и дозой $\Phi = 10^{16}$ см⁻² с последующим импульсным отжигом имплантированного слоя Ge:Sb мощными ионными пучками (C^+ , H^+) наносекундной длительности в жидкофазном режиме. Исследованы морфология поверхности, глубинные профили Sb, кристаллическая структура слоя, концентрация электрически активных атомов и фотолюминесценция слоёв Ge:Sb. Данные по глубинному распределению Sb сравнивались с результатами компьютерного моделирования и показали хорошее согласие. Полученные результаты свидетельствуют о высокой степени активации внедрённой примеси Sb (вплоть до 100 %) и об усилении в сильно легированном слое прямозонной фотолюминесценции при 300 К с максимумом при 0,77 эВ.

Ключевые слова: германий, сурьма, ионная имплантация, легирование, импульсный ионный отжиг, плавление, кристаллизация, диффузия, плазменное отражение, фотолюминесценция.

DOI: 10.15372/AUT20190501

Введение. В последние годы отмечается повышенный интерес к получению и исследованию свойств сильно легированных (свыше 10^{19} см⁻³) донорными примесями (P, As, Sb) слоёв Ge. Такие слои могут найти применение в создании быстродействующих полевых КМОП-транзисторов [1], инфракрасных фотоприёмников [2], светодиодов [3], лазеров [4], а также сенсоров химических веществ [5]. Высокие концентрации донорных примесей способны приводить к модификации зонной структуры Ge, в которой разница в энергиях между минимумами прямой Γ -долины (0,8 эВ) и непрямой L-долины (0,67 эВ) относительно потолка валентной зоны составляет около 0,13 эВ. По мере повышения концентрации примеси происходит заполнение электронами энергетических состояний в L-долине вплоть до уровня, соответствующего положению дна Γ -долины [6]. Это обстоятельство увеличивает заселённость энергетических состояний в Γ -долине, что, как следствие, повышает вероятность прямой излучательной рекомбинации инжектированных электронов с дырками из валентной зоны и вызывает рост интенсивности сигнала люминесценции.

Метод ионной имплантации является одним из наиболее распространённых методов введения контролируемого количества примеси на заданную глубину и широко применяется в микроэлектронной технологии. Для восстановления структуры кристаллической

решётки облучаемой матрицы и электрической активации внедрённой примеси эффективным средством является импульсный (наносекундный) лазерный отжиг (ИЛО). Такая лазерная обработка сопровождается быстрыми процессами плавления и рекристаллизации приповерхностных слоёв толщиной обычно менее 0,5 мкм. В настоящее время опубликован ряд работ по ИЛО кристаллов Ge, имплантированных ионами P⁺, As⁺ и Sb⁺, в которых демонстрируются высокие концентрации примесей в положении замещения (до 10²¹ см⁻³) [7], повышенные концентрации электронов проводимости (до 10²¹ см⁻³) [8], низкие значения слоевого сопротивления (~20 Ом/кв.), высококачественные *p-n*-переходы ($I_{пр}/I_{обр} \sim 10^5$) [9], фотодиоды с высоким фотооткликом (0,48 А/Вт при 1,55 мкм) [10] и интенсивная электролюминесценция в области $\lambda = 1,5\text{--}1,7$ мкм при 300 К [11].

Наряду с импульсным лазерным отжигом импульсный (наносекундный) отжиг аморфных слоёв может быть проведён мощным ионным пучком (например, углеродным (C⁺) или водородным (H⁺)), который генерируется в камере импульсного ионного ускорителя ТЕМП [12]. Такой импульсный ионный отжиг (ИИО) характеризуется схожей с ИЛО длительностью импульса (50–100 нс), низкой дозой внедряемых ионов за один импульс (~ 10¹³ см⁻²), высокой энергией ионов (до 300 кэВ), большой площадью пятна (до 3 см в диаметре) и, как следствие, более высокой производительностью обработки. При этом за счёт глубинного выделения энергии ионов не происходит перегрева расплава и нарушения поверхности образца. Ранее исследовался ИИО аморфных сильно легированных (до 2 · 10²⁰ см⁻³) слоёв Ge:Sb толщиной 300 нм, полученных на подложке *p*-Ge ионным распылением композитной мишени <Sb/Ge>, и его результаты сравнивались с ИЛО [13, 14]. В предлагаемой работе впервые изучается воздействие мощных импульсных ионных пучков на слои Ge, имплантированные высокой дозой ионов сурьмы, для получения сильно легированных слоёв Ge:Sb и исследования их структурных и оптических свойств.

Эксперимент. В качестве подложек использовались монокристаллы Ge толщиной 1 мм *p*-типа проводимости с ориентацией (100). Образцы были имплантированы на ионном ускорителе ИЛУ-3 двухзарядными ионами Sb⁺⁺ с энергией $E = 80$ кэВ, дозой $\Phi = 10^{16}$ см⁻² при плотности ионного тока $j = 1\text{--}2$ мкА/см². После имплантации образцы были подвергнуты ИИО в камере импульсного ускорителя ионов ТЕМП при уровне вакуума ~10⁻⁵ Торр. Пучок ионов состоял из ~80 % ионов C⁺ и из ~20 % ионов H⁺. Максимальная энергия ионов в пучке составляла $E = 300$ кэВ, длительность импульса $\tau \sim 100$ нс, плотность энергии в импульсе $W = 0,4\text{--}0,6$ Дж/см², доза внедряемых ионов около 10¹³ см⁻² за один импульс.

Морфология поверхности имплантированных и отожжённых слоёв Ge:Sb изучалась методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на микроскопе EVO50 (Carl Zeiss, Германия). Распределение сурьмы в Ge до и после ИИО исследовалось методом время-пролётной вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) на приборе TOF.SIMS5 (ION-TOF, Германия). Для распыления слоя Ge:Sb использовались ионы цезия (Cs⁺) с энергией $E = 1$ кэВ. Экспериментальные профили атомов Sb в Ge сравнивались по методике [13] с расчётными профилями, полученными компьютерным моделированием нагрева, плавления и кристаллизации Ge при ИИО и диффузии примеси Sb в расплаве.

Исследование кристаллической структуры имплантированных и отожжённых слоёв Ge:Sb проводилось методом рентгеновской дифракции (РД) на двух приборах. Дифрактометр ДРОН-7 (фирма «Буревестник», Россия) регистрировал спектры РД в скользящих лучах (угол падения $\varphi = 1\text{--}3^\circ$) рентгеновского излучения (CuK α). Дифрактометр Bruker D8 Discover (Bruker AXS, Германия) регистрировал спектры на отожжённом слое Ge:Sb в области пика Ge(004), при этом по положению пика Ge:Sb, обусловленному искажением решётки Ge примесью Sb, оценивалась концентрация электрически активной Sb по методике из [15].

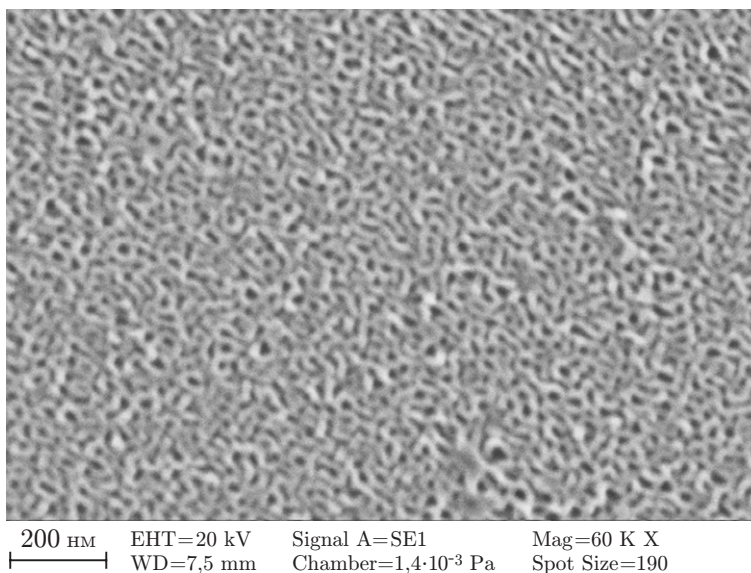


Рис. 1. СЭМ-изображение поверхности монокристалла p -Ge, имплантированного ионами Sb^{++} ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ см $^{-2}$)

Электрические свойства слоёв Ge:Sb, подвергшихся ИИО, изучались путём измерения слоевого сопротивления и слоевой концентрации носителей методом эффекта Холла в геометрии Ван дер Пау. Дополнительно концентрация носителей в слое Ge:Sb оценивалась из положения характеристической плазменной частоты ω_p , которая связана с концентрацией носителей n соотношением $\omega_p \sim \sqrt{n/m^*}$, где m^* — эффективная масса электрона [5]. В спектрах ИК-отражения эта частота обычно соответствует глобальному минимуму в области длин волн 2–10 мкм. Спектры отражения были измерены с использованием Фурье-спектрометра IFS 125HR (Bruker, Германия) в диапазоне 0,1–1 эВ при 300 К.

Фотолюминесценция (ФЛ) слоёв Ge:Sb измерялась при 300 К с помощью монохроматора АСТОН 2300i и охлаждаемого фотоприёмника ОМА-V, состоящего из матрицы фотодиодов на основе InGaAs с рабочим диапазоном fotocувствительности $\lambda = 0,8$ –2,1 мкм. Для возбуждения ФЛ применялся непрерывный ИК-лазер с длиной волны 808 нм и мощностью до 0,8 Вт.

Результаты и обсуждение. После проведения ионной имплантации облучённая сторона образца приобретала чёрный цвет. Исследования облучённой поверхности, выполненные методом СЭМ, показали, что поверхность образца становится пористой с поперечным размером пор (тёмные участки) 15–25 нм (рис. 1). Образование пористого или ультрадисперсного Ge, в котором падающий свет претерпевает повышенное рассеяние и поглощение, является причиной почернения образца. Этот эффект известен ещё с начала 1980-х годов, когда проводились систематические исследования по имплантации монокристаллов Ge ионами различных элементов с массой больше 40 а.е.м. и дозами свыше 10^{15} см $^{-2}$ [16]. При этом отмечалось, что пористая поверхность облучённого Ge сохраняет свою структуру после термического отжига при температурах вплоть до 600 °С [7, 17]. Исчезновение пористой структуры происходит лишь при ИЛО, когда достигается полное плавление имплантированного слоя и нижележащего ненарушенного слоя монокристаллической Ge-подложки [7, 17].

В качестве альтернативы ИЛО в данной работе проводился ИИО с плотностью энергии в импульсе $W = 0,5$ Дж/см 2 однократным воздействием. Как показали проведённые расчёты теплового воздействия импульсного ионного пучка на Ge [13], плавление кристаллической подложки Ge ($T = 940$ °С) начинается при плотности энергии $W \geq 0,4$ Дж/см 2

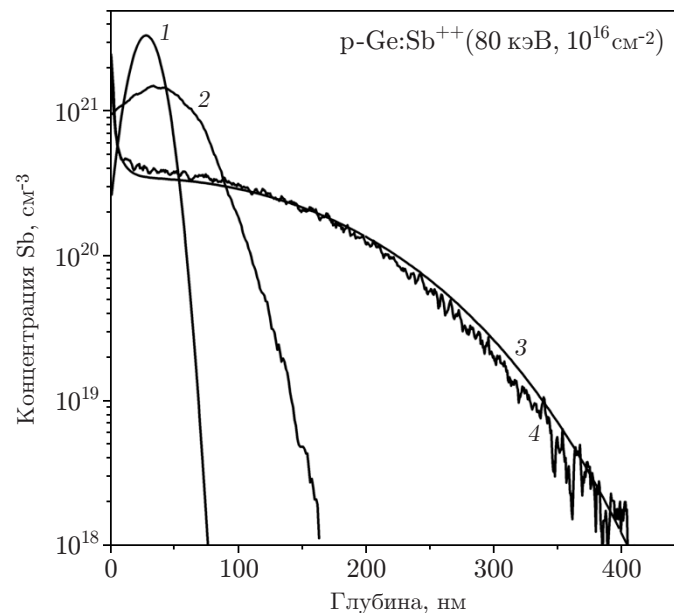


Рис. 2. ВИМС-профили распределения атомов Sb в Ge после ионной имплантации ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ см $^{-2}$) (кривая 2), последующего ИИО ($E = 300$ кэВ, $W = 0,5$ Дж/см 2) (кривая 4) и расчётные профили (кривые 1 и 3)

и длится около 250 нс. Измерения на СЭМ отмечают отсутствие пористой структуры на поверхности Ge, которое связывается с полным плавлением имплантированного слоя при ИИО.

Исследование распределения примеси Sb в Ge методом ВИМС показало (рис. 2), что исходный профиль имплантированной примеси (кривая 2) заметно отличается от расчётного (кривая 1), полученного по известной формуле для гауссова распределения внедрённых ионов при имплантации [18]. Расхождение в указанных профилях может быть связано как с эффектом больших доз, при которых повышается распыление облучаемой матрицы и возрастает количество внедрённой примеси у поверхности, так и с диффузией примеси вглубь образца за счёт его нагрева ионным пучком в процессе имплантации.

Влияние ИИО на профиль распределения Sb отмечено на рис. 2 кривыми 3 и 4, которые соответствуют расчётным и экспериментальным данным. Экспериментальная кривая демонстрирует вытеснение части примеси Sb к поверхности в виде узкого пика, известное как эффект сегрегации, и её диффузию вглубь Ge (до 0,4 мкм на уровне 10^{18} см $^{-3}$). При этом интегральное количество Sb в имплантированном образце после ИИО уменьшилось на 30 % до значения $7 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$, очевидно, за счёт испарения примеси с поверхности. Поскольку диффузия примеси в процессе ИИО происходит преимущественно в жидкой фазе (расплав), то по степени глубинного распределения Sb толщину расплавленной области можно считать равной $\sim 0,4$ – $0,5$ мкм, что согласуется с тепловыми расчётами [13]. Аналогичное перераспределение имплантированных в Ge примесей Sb и As наблюдалось после ИЛО эксимерным лазером [8, 19], но на значительно меньшую глубину (до 200 нм).

Расчётный профиль Sb после ИИО был получен по методике, описанной в [13], и с учётом вытеснения части примеси Sb к поверхности (сегрегация). В процессе подгонки расчётной кривой 3 к экспериментальной 4 производился подбор коэффициента диффузии примеси D_{Sb} в расплаве и коэффициента сегрегации k_{Sb} (см. рис. 2). Наилучшее совпадение с экспериментом было достигнуто при значениях $D_{\text{Sb}} = 4 \cdot 10^{-4}$ см 2 /с и $k_{\text{Sb}} = 0,5$. Полученное значение D_{Sb} согласуется с литературными данными ($1 \cdot 10^{-4}$ – $3 \cdot 10^{-4}$ см 2 /с) для примесей Sb и As в Ge [8, 19], как и величина k_{Sb} , которая имеет тенденцию прибли-

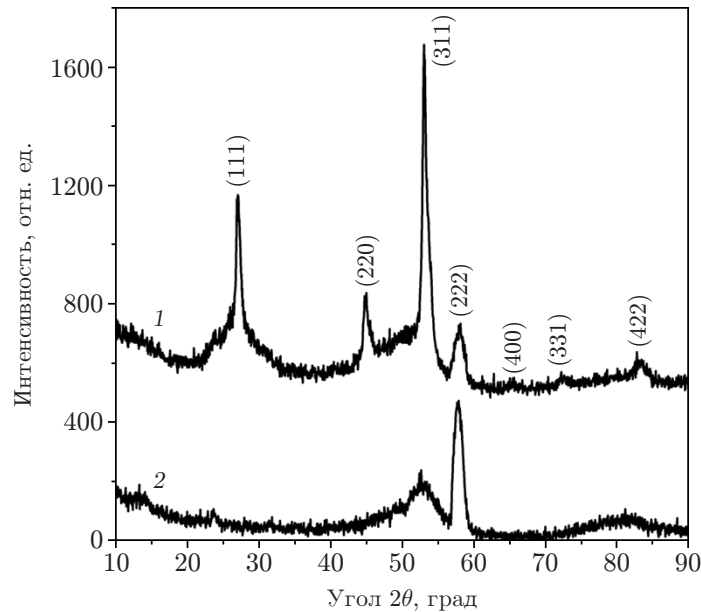


Рис. 3. Спектры РД в скользящих лучах (угол падения $\varphi = 2^\circ$) монокристалла Ge(100) после имплантации ионами Sb^{++} ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ см^{-2}) (спектр 1) и последующего ИИО ($E = 300$ кэВ, $W = 0,5$ Дж/ см^2) (спектр 2)

жения к 1 при высоких скоростях движения фронта расплав/кристалл к поверхности [19], значительно превышая равновесный коэффициент сегрегации, составляющий 0,003 [20].

Структура имплантированного слоя Ge, подвергнутого ИИО, исследовалась методом РД в скользящих лучах при углах падения $\varphi = 1-3^\circ$, и его результаты приведены на рис. 3. Из результатов исследований РД следует, что имплантированный слой имеет смешанную аморфно-поликристаллическую структуру и это выражено в виде узких пиков поликристаллического Ge, смещённых влево на $0,2-0,4^\circ$ относительно табличных значений, на фоне аморфного «пьедестала» (кривая 1). Образование поликристаллической фазы Ge в слое, имплантированном с дозой, значительно превышающей дозу аморфизации для Sb в Ge ($\sim 10^{14}$ см^{-2}), может быть связано с нагревом образца ионным пучком, поскольку образец не имел хорошего теплового контакта с держателем. Оценка максимальной температуры нагрева поверхности образца, исходя из мощности ионного пучка Sb^{++} ($\sim 0,16$ Вт) и потерь тепла только на тепловое излучение, даёт величину, близкую к 200°C , чего может быть достаточно для зарождения поликристаллической фазы. Из рис. 3 (кривая 2) также видно, что влияние ИИО на имплантированный слой Ge:Sb выражено в исчезновении пиков (111) и (220) поликристаллической фазы Ge (пики (311) и (222) обусловлены подложкой), что свидетельствует о трансформации структуры слоя в монокристалл вследствие полного плавления аморфизованного слоя и нижележащих слоёв исходной подложки, служащих затравкой для эпитаксиальной рекристаллизации.

В целях детального исследования влияния высокой внедрённой концентрации примеси Sb на решётку Ge были проведены измерения РД в геометрии $\theta-2\theta$ с высоким (шаг $0,005^\circ$) угловым разрешением в области пика Ge(004). Измерения (рис. 4) показали наличие пика при $2\theta = 65,795^\circ$, обусловленного растяжением решётки Ge примесью Sb. Использовалась зависимость относительного изменения параметра решётки легированного слоя Ge:Sb от концентрации примеси Sb в виде $(a - a_0)/a_0 = \beta N_d$ [15], где a_0 — параметр решётки подложки Ge, a — параметр решётки слоя Ge:Sb, β — коэффициент пропорциональности, равный $7,8 \cdot 10^{-24}$ см^{-3} , N_d — концентрация примеси в положении замещения. Поскольку относительная деформация решётки в слое Ge:Sb составила 0,262 %, то концентрация Sb

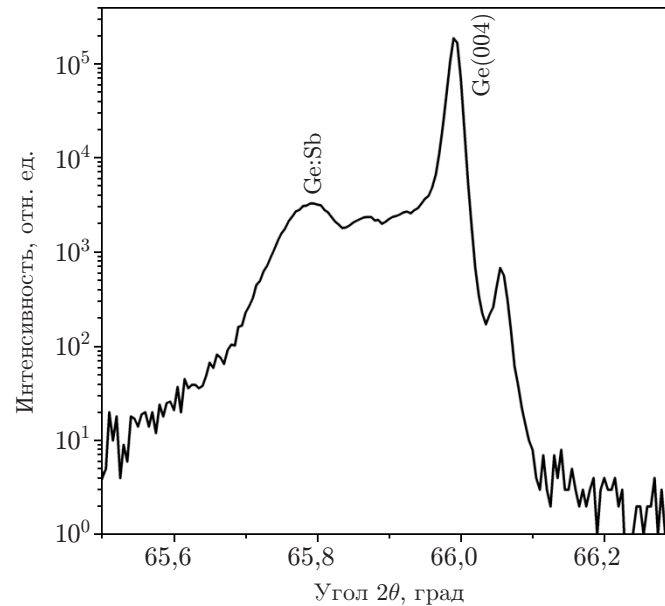


Рис. 4. Спектр РД высокого разрешения (шаг $0,005^\circ$), снятый в геометрии $\theta-2\theta$ в области пика Ge(004), для образца после имплантации ионами Sb^{++} ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ $см^{-2}$) и последующего ИИО ($E = 300$ кэВ, $W = 0,5$ Дж/ $см^2$)

в положении замещения (электрически активного состояния) достигает $N_d = 3,4 \cdot 10^{20}$ $см^{-3}$. На профиле распределения Sb по глубине структуры после ИИО (см. рис. 2) такая концентрация приходится на область толщиной около 100 нм от поверхности (без учёта сегрегационного пика).

С помощью бесконтактного метода ИК-отражения также возможно оценить концентрацию носителей в слое, поскольку существует корневая зависимость характеристической плазменной частоты от концентрации электронов вида $\omega_p \sim \sqrt{n/m^*}$ [5]. В спектрах ИК-отражения положение плазменной частоты обычно соответствует глобальному минимуму и при концентрациях выше 10^{19} $см^{-3}$ такой минимум может быть отчётливо виден. На рис. 5 показан спектр ИК-отражения Ge после ионной имплантации и ИИО. С использованием данных [21] из положения минимума отражения для $\omega_p = 0,42$ эВ была определена концентрация электронов в образце, которая составила $n = 2,2 \cdot 10^{20}$ $см^{-3}$. Полученная величина сравнима с концентрацией электрически активной Sb, определённой из рентгеновских данных.

Слоевое сопротивление R_s отожжённого образца в геометрии Ван дер Пау равно 5,2 Ом/кв. Проведённые холловские измерения в магнитном поле 0,35 Тл дали значение эффективной слоевой концентрации носителей $N_s = 6 \cdot 10^{15}$ $см^{-2}$, что близко к количеству атомов Sb ($7 \cdot 10^{15}$ $см^{-2}$) в образце после ИИО по данным ВИМС (см. рис. 2). Это означает, что значительная доля Sb в образце становилась электрически активной.

Исследование излучательных свойств сильно легированных слоёв Ge:Sb было проведено при 300 К при накачке ИК-лазером с длиной волны 808 нм (рис. 6). На данной длине волны свет лазера проникает в Ge на глубину ~ 200 нм, что соизмеримо с глубиной имплантации. Спектр ФЛ имплантированного образца Ge (кривая 1) демонстрирует полосу ФЛ гауссовой формы с максимумом при 0,694 эВ. Положение данного максимума соответствует запрещённой зоне Ge, отсчитываемой от дна непрямой L-долины. Полагается, что данный сигнал связывается с рекомбинацией носителей заряда в областях образца Ge, не подвергшихся воздействию имплантированных ионов Sb^{++} . Спектр ФЛ образца после ИИО (кривая 2) показывает возникновение интенсивной доминирующей полосы с

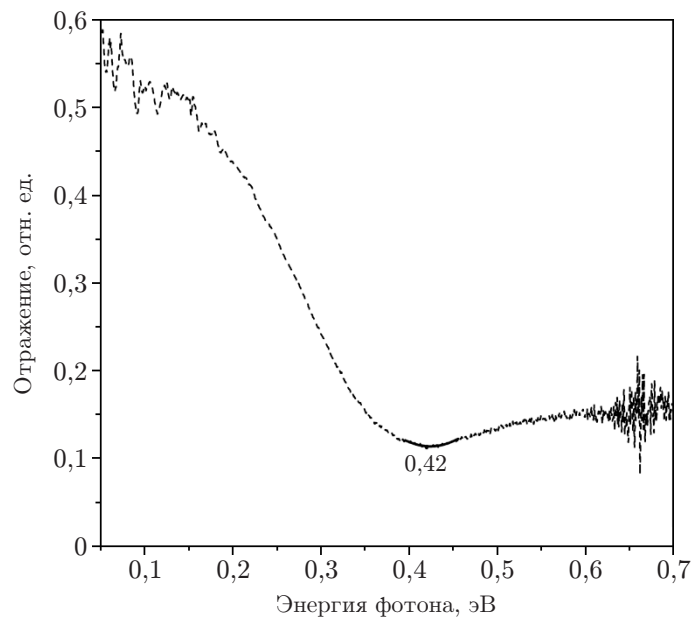


Рис. 5. Спектр ИК-отражения образца Ge после имплантации ионами Sb^{++} ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ $см^{-2}$) и последующего ИИО ($E = 300$ кэВ, $W = 0,5$ Дж/ $см^2$). Положение глобального минимума, соответствующего плазменной частоте, 0,42

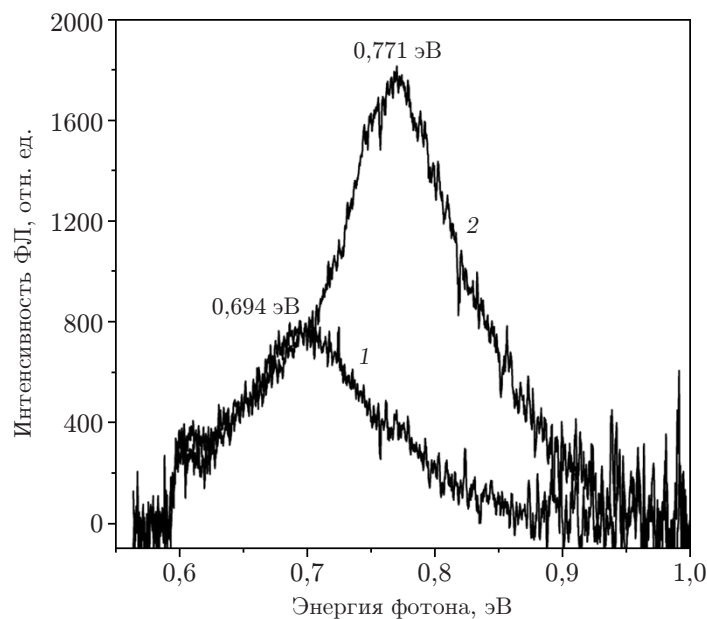


Рис. 6. Спектры ФЛ ($T = 300$ К) образца Ge после имплантации ионами Sb^{++} ($E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ $см^{-2}$) (кривая 1) и последующего ИИО ($E = 300$ кэВ, $W = 0,5$ Дж/ $см^2$) (кривая 2). Цифры указывают на положение максимумов полос ФЛ

максимумом 0,771 эВ при сохранении сигнала в области 0,694 эВ. В этом случае сигнал при 0,694 эВ, как и раньше, связывается с сигналом от исходной *p*-Ge-подложки, а более высокоэнергетичный сигнал ФЛ — с рекомбинацией электронов из Γ -долины в имплантированном Ge:Sb-слое, подвергшемся ИИО. Появление интенсивного сигнала ФЛ от Ge:Sb-слоя после ИИО указывает, что данный тип отжига позволяет эффективно восстановить кристаллическую структуру имплантированных слоёв и существенно уменьшить в них концентрацию центров безызлучательной рекомбинации. Дополнительным аргументом, позволяющим связать наблюдаемый в области 0,77 эВ сигнал ФЛ с Ge:Sb-слоем, является то, что его энергия меньше энергии прямых оптических переходов в нелегированном Ge (0,801 эВ). Хорошо известно, что легирование Ge донорными примесями приводит к уменьшению энергии оптических переходов в нём [22]. Сравнение полученной полосы прямозонной ФЛ (0,771 эВ) с литературными данными для слоёв Ge, имплантированных ионами фосфора (P^+) и подвергшихся эксимер-лазерному отжигу (пик при 0,786 эВ) [11], показывает больший красный сдвиг в нашем случае и отсутствие дефектной полосы ФЛ (0,747 эВ), конкурирующей с основной полосой.

Заключение. В представленной работе впервые изучено воздействие мощных импульсных ионных пучков (C^+ , H^+) на слой Ge, имплантированный ионами сурьмы (Sb^{++} , $E = 80$ кэВ, $\Phi = 10^{16}$ см $^{-2}$). С помощью методов сканирующей электронной микроскопии, вторичной ионной масс-спектрометрии и рентгеновской дифракции в скользящих лучах исследованы морфология поверхности, глубинное распределение Sb и кристаллическая структура слоёв Ge:Sb. Методами высокоразрешающей рентгеновской дифракции, ИК-отражения и холловских измерений определена концентрация атомов Sb в положении замещения. Также исследована ИК-фотолюминесценция слоёв Ge:Sb при 300 К. Данные по глубинному распределению сравнивались с результатами компьютерного моделирования и показали хорошее согласие. Полученные результаты свидетельствуют об исчезновении пористой структуры на поверхности образца, образованной после ионной имплантации вследствие её плавления и рекристаллизации во время ИИО. Первоначальная аморфно-поликристаллическая структура слоя Ge:Sb после ИИО трансформируется в монокристаллическую. Плавление слоя Ge при ИИО на толщину 0,4–0,5 мкм приводило к диффузии Sb на эту глубину. Из подгонки расчётной кривой к экспериментальному профилю Sb оценивался коэффициент диффузии Sb в расплаве Ge ($D_{Sb} = 4 \cdot 10^{-4}$ см 2 /с) и неравновесный коэффициент сегрегации ($k_{Sb} = 0,5$). Из спектров рентгеновской дифракции и плазменного отражения определена концентрация электронов в слое, составившая $(2 - 3) \cdot 10^{20}$ см $^{-3}$. Электрические измерения показали низкое слоевое сопротивление $R_s = 5$ Ом/кв. и высокую слоевую концентрацию носителей (по Холлу) $N_s = 6 \cdot 10^{15}$ см $^{-2}$. Спектр ФЛ продемонстрировал усиление прямозонной люминесценции в виде полосы при 0,771 эВ после импульсного ионного отжига.

Благодарности. Авторы выражают благодарность сотрудникам Казанского физико-технического института В. И. Нуждину и В. Ф. Валееву за проведённую имплантацию.

Финансирование. Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (государственная регистрация № АААА-А18-118041760011-2).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pillarisetty R. Academic and industry research progress in germanium nanodevices // Nature. 2011. **479**. P. 324–328.
2. Wang J., Lee S. Ge-photodetectors for Si-based optoelectronic integration // Sensors. 2011. **11**, N 1. P. 696–718.
3. Sun X., Liu J., Kimerling L. C., Michel J. Room-temperature direct bandgap electroluminescence from Ge-on-Si light-emitting diodes // Opt. Lett. 2009. **34**, Is. 8. P. 1198–1200.

4. **Camacho-Aguilera R. E., Cai Y., Patel N. et al.** An electrically pumped germanium laser // Opt. Express. 2012. **20**, Is. 10. P. 11316–11320.
5. **Baldassarre L., Sakat E., Frigerio J. et al.** Midinfrared plasmon-enhanced spectroscopy with germanium antennas on silicon substrates // Nano Lett. 2015. **15**, N 11. P. 7225–7231.
6. **Liu J., Kimerling L. C., Michel J.** Monolithic Ge-on-Si lasers for large-scale electronic-photonics integration // Semicond. Sci. Technol. 2012. **27**, N 9. 094006.
7. **Bruno E., Scapellato G. G., Bisognin G. et al.** High-level incorporation of antimony in germanium by laser annealing // Journ. Appl. Phys. 2010. **108**. 124902.
8. **Bruno E., Scapellato G. G., Boninelli S. et al.** Anomalous transport of Sb in laser irradiated Ge // Appl. Phys. Lett. 2012. **101**, Is. 17. 172110.
9. **Huang S.-H., Lu F.-L., Huang W.-L. et al.** The $\sim 3 \times 10^{20} \text{ cm}^{-3}$ electron concentration and low specific contact resistivity of phosphorus-doped Ge on Si by in-situ chemical vapor deposition doping and laser annealing // IEEE Elect. Dev. Lett. 2015. **36**, Is. 11. P. 1114–1117.
10. **Wang Ch., Li Ch., Wei J. et al.** High-performance Ge p-n photodiode achieved with preannealing and excimer laser annealing // IEEE Photon. Technol. Lett. 2015. **27**, Is. 14. P. 1485–1488.
11. **Lin G., Wang Ch., Li Ch. et al.** Strong electroluminescence from direct band and defects in Ge n+/p shallow junctions at room temperature // Appl. Phys. Lett. 2016. **108**, Is. 19. 191107.
12. **Bayazitov R. M., Zakirzyanova L. Kh., Khaibullin I. B. et al.** Pulsed particle beam treatment of implanted silicon // Vacuum. 1992. **43**, Is. 5–7. P. 619–622.
13. **Баталов Р. И., Баязитов Р. М., Новиков Г. А. и др.** Наносекундный импульсный отжиг сильно легированных слоёв Ge:Sb на Ge подложках // Микроэлектроника. 2018. **47**, № 5. С. 74–82.
14. **Batalov R. I., Bayazitov R. M., Faizrakhmanov I. A. et al.** Pulsed laser annealing of highly doped Ge:Sb layers deposited on different substrates // Journ. Phys. D: Appl. Phys. 2016. **49**, N 39. 395102.
15. **Xu Ch., Senaratne Ch. L., Kouvetakis J., Menendez J.** Experimental doping dependence of the lattice parameter in n-type Ge: Identifying the correct theoretical framework by comparison with Si // Phys. Rev. B. 2016. **93**. 041201.
16. **Закиров Г. Г., Хайбуллин И. Б., Зарипов М. М.** Образование ультрадисперсного слоя германия при ионной бомбардировке // Физ. и техн. полупроводников. 1983. **17**, № 2. С. 232–234.
17. **Закиров Г. Г., Хайбуллин И. Б., Штырков Е. И.** Лазерный и термический отжиг ультрадисперсных имплантированных слоев германия // Физ. и техн. полупроводников. 1985. **19**, № 1. С. 33–37.
18. **Мейер Д., Эрикссон Л., Девис Д.** Ионное легирование полупроводников. М.: Мир, 1973. 296 с.
19. **Milazzo R., Napolitani E., Impellizzeri G. et al.** N-type doping of Ge by As implantation and excimer laser annealing // Journ. Appl. Phys. 2014. **115**. 053501.
20. **Глазов В. М., Земсков В. С.** Физико-химические основы легирования полупроводников. М.: Наука, 1967. 372 с.
21. **Frigerio J., Ballabio A., Isella G. et al.** Tunability of the dielectric function of heavily doped germanium thin films for mid-infrared plasmonics // Phys. Rev. B. 2016. **94**. 085202.
22. **Xu Chi, Kouvetakis J., Menéndez J.** Doping dependence of the optical dielectric function in n-type germanium // Journ. Appl. Phys. 2019. **125**. 085704.

Поступила в редакцию 21.06.2019

После доработки 18.07.2019

Принята к публикации 07.08.2019