

Импульсная модификация пленок германия на подложках кремния, сапфира и кварца: структура и оптические свойства

© Г.А. Новиков*, Р.И. Баталов*[†], Р.М. Баязитов*, И.А. Файзрахманов*, Н.М. Лядов*, В.А. Шустов*, К.Н. Галкин⁺, Н.Г. Галкин⁺, И.М. Чернев⁺, Г.Д. Ивлев*, С.Л. Прокопьев*, П.И. Гайдук*

* Казанский физико-технический институт им. Е.К. Завойского
Казанского научного центра Российской академии наук,
420029 Казань, Россия

⁺ Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук,
690041 Владивосток, Россия

• Белорусский государственный университет,
220030 Минск, Белоруссия

(Получена 6 ноября 2014 г. Принята к печати 11 ноября 2014 г.)

Изучены структурные и оптические свойства тонких пленок Ge, осажденных на полупроводниковые и изолирующие подложки и модифицированных импульсным лазерным излучением. Осаждение пленок проводилось распылением Ge-мишени пучком низкоэнергетичных ионов Xe⁺. Кристаллизация пленок осуществлялась наносекундными импульсами рубинового лазера ($\lambda = 0.694$ мкм) с плотностью энергии $W = 0.2-1.4$ Дж/см². В процессе импульсной лазерной обработки проводилось зондирование облучаемой зоны квазинепрерывным лазерным излучением ($\lambda = 0.532$ и 1.064 мкм) с регистрацией отражательной способности $R(t)$. Проведено сравнение экспериментальных данных по времени жизни расплава Ge с расчетными, показавшее их хорошее соответствие. С использованием комплекса методов определена зависимость состава пленок, их кристалличности, уровня деформации, отражения и пропускания от режимов осаждения и отжига.

1. Введение

Одной из актуальных проблем современной кремниевой оптоэлектроники является создание эффективных источников света на основе элементов IV группы Периодической таблицы (Si, Ge, Sn и их сплавы), излучающих при комнатной температуре в ближней инфракрасной (ИК) области ($\lambda = 1.5-1.6$ мкм). Одним из перспективных путей решения данной проблемы может быть создание прямозонного Ge ($E_g \sim 0.8$ эВ) на подложке Si, образующегося при введении термически-индуцированных растягивающих деформаций (0.2–0.3%), а также при сильном легировании Ge (до 10^{20} см⁻³) примесью *n*-типа проводимости (P, As, Sb) [1]. Установлено, что такие методы модификации пленок Ge приводят к понижению разницы в энергиях ($\Delta E \sim 0.13$ эВ) между непрямым (в *L*-точке) и прямым (в Γ -точке) минимумами зоны проводимости и, как следствие, получению прямозонной фото- и электролюминесценции на длине волны $\lambda \sim 1.6$ мкм при 300 К [2,3]. Наряду с созданием светодиодов в последние годы на основе гетероструктур Ge/Si была получена лазерная генерация при оптической и электрической накачке [4,5]. Однако эффективность таких лазерных структур пока остается сравнительно низкой, а методы их создания (например, сверхвысоковакуумная молекулярно-лучевая эпитаксия) усложняют кремниевую технологию. Таким образом, требуется поиск альтернативных методов создания напряженных и сильно легированных слоев Ge, совместимых с кремниевой планарной технологией.

В работе [6] нами был предложен метод создания гетероструктур Ge/Si, а также Ge/Al₂O₃ и Ge/SiO₂

с использованием методов ионно-лучевого распыления (ИЛР) и импульсного лазерного отжига (ИЛО). В процессе ИЛО проводилось зондирование облучаемой зоны квазинепрерывным лазерным излучением ($\lambda = 0.532$ и 1.064 мкм) с регистрацией отражательной способности $R(t)$ пленки Ge. Такая методика позволяет следить за фазовыми превращениями в тонких пленках (кристалл, расплав, абляция плазма) на временном интервале 0–1000 нс. В данной работе проведено компьютерное моделирование процессов нагрева, плавления и кристаллизации пленок Ge на различных подложках. Результаты моделирования сравнивались с экспериментом [6]. Также в работе изучались *ex-situ* структурные и оптические свойства пленок Ge в зависимости от режимов осаждения и лазерного отжига.

2. Эксперимент

В качестве подложек для осаждения пленок Ge были выбраны монокристаллы кремния и сапфира (*n*-Si(100) и *c*-Al₂O₃), а также пластины плавленого кварца (α -SiO₂). Выбор данных подложек (табл. 1) обусловлен их различными теплофизическими параметрами (точка плавления и кипения, коэффициент теплопроводности и теплового расширения) и оптическими свойствами (прозрачность в видимой или ближней ИК области), определяющими эффективность лазерного отжига. Перед загрузкой в вакуумную камеру изолирующие подложки очищались в изопропиловом спирте, а подложки Si очищались от естественного окисла в растворе плавиковой кислоты и затем промывались в дистиллированной воде.

Вакуумное осаждение пленок Ge осуществлялось методом ИЛР на оригинальной установке с ионным

[†] E-mail: batalov@kfti.knc.ru

Таблица 1. Параметры подложек и режимы осаждения и лазерного отжига

| № | Подложка | Температура плавления, T (°C) | Коэффициент теплопроводности k (Вт/м·К) | | Коэффициент линии теплового расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$ (К ⁻¹) | Толщина германия, d (нм) | Плотность энергии, W (Дж/см ²) |
|---|--|---------------------------------|---|--------|--|----------------------------|--|
| | | | 20°C | 1000°C | | | |
| 1 | <i>c</i> -Al ₂ O ₃ | 2050 | 42 | 5 | 6.5 | 200 | 0.2–1.4 |
| 2 | <i>c</i> -Al ₂ O ₃ | 2050 | 42 | 5 | 6.5 | 600 | 0.2–1.4 |
| 3 | <i>n</i> -Si(100) | 1420 | 149 | 24 | 2.4 | 200 | 0.2–1.2 |
| 4 | <i>n</i> -Si(100) | 1420 | 149 | 24 | 2.4 | 600 | 0.2–1.2 |
| 5 | α -SiO ₂ | 1720 | 1.4 | 4.6 | 0.55 | 400 | 0.2–1.2 |

источником типа Кауфмана. Толщина пленок составляла 200–600 нм. Температура подложек в процессе осаждения не превышала 100°C. Кристаллизация осажденных аморфных пленок Ge проводилась на воздухе методом ИЛО. Детали процессов осаждения, лазерного отжига и оптического зондирования подробно описаны в [6]. Наряду с экспериментом по регистрации *in-situ* отражательной способности пленок $R(t)$ проводилось компьютерное моделирование процессов нагрева, плавления и кристаллизации пленок Ge на различных подложках с учетом соответствующих теплофизических и оптических параметров.

Элементный состав пленок Ge, характеризующий их чистоту, определялся методом электронного микроанализа на сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50. Морфология поверхности пленок до и после ИЛО исследовалась методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Распределение атомов Ge по глубине на подложках Si и Al₂O₃ изучалось методом резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов He⁺ с энергией 2 МэВ. Фазовый состав и кристалличность пленок Ge исследовались методом рентгеновской дифракции в скользящих лучах (РДСЛ) (угол падения $\varphi = 1–5^\circ$) на дифрактометре ДРОН-7. Также применялся метод комбинационного (рамановского) рассеяния света (КРС). Спектры КРС измерялись при 300 К на конфокальном спектрометре Nanofinder High End (LOTIS III). Оптические свойства пленок Ge изучались методом оптической спектроскопии в режиме пропускания и отражения при 300 К в области энергий 0.1–6 эВ на спектрофотометрах Hitachi U3010 с интегрирующей сферой и Bruker Vertex 80v, а также методом фотолюминесценции (ФЛ) в области длин волн 1100–1700 нм при температуре 77 и 300 К.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Компьютерное моделирование нагрева пленок Ge на подложках Si, Al₂O₃ и SiO₂

Компьютерное моделирование процессов нагрева при лазерной обработке проводилось путем численного решения одномерного уравнения теплопроводности для

двухслойной структуры методом конечных разностей [7]. При этом учитывались температурные зависимости оптических и теплофизических параметров пленки и подложки [8], а также скрытая теплота плавления (при нагреве) и кристаллизации (при охлаждении). Временная форма интенсивности (плотности мощности) лазерного импульса аппроксимировалась гауссовой функцией

$$I(t) = \frac{W}{0.6\tau\sqrt{\pi}} \exp\left[-\left(\frac{t}{0.6\tau} - 3\right)^2\right], \quad (1)$$

где W — плотность энергии импульса, τ — длительность импульса на полувысоте (FWHM). Пространственно-временное распределение поглощенной энергии $Q(x, t)$ определяется плотностью мощности, а также коэффициентами отражения R и поглощения α , зависящими от температуры и фазового состояния вещества.

Для пленок Ge использовались следующие параметры. Значения коэффициентов отражения $R = 0.45$ и 0.7 для твердой и жидкой фазы Ge соответственно получены в эксперименте на длине волны излучения рубинового лазера ($\lambda = 0.69$ мкм). Поскольку глубина поглощения света α^{-1} в аморфном и жидком Ge меньше толщины пленок и длины тепловой диффузии, значения коэффициента поглощения $\alpha = 10^5–10^6$ см⁻¹ [8] незначительно влияют на результаты расчетов. Также незначительно влияет точность задания значения плотности $\rho = 5.32$ и 5.6 г/см³ и теплоемкости $C = 0.33$ и 0.45 Дж/г·К [9] для аморфного и жидкого Ge. В значительно большей мере результаты расчетов определяются значениями коэффициента теплопроводности, точек плавления и кристаллизации, а также скрытой теплоты плавления и кристаллизации аморфного Ge.

В работе [9] был проведен анализ литературных данных для указанных параметров кристаллического, аморфного и жидкого Ge. Было проведено сравнение расчетов с экспериментальными данными по динамике отражения от тонких пленок аморфного Ge на Si, подвергнутых импульсному ($\tau = 12$ нс) лазерному облучению ($\lambda = 193$ нм). Хорошее согласие расчетов с экспериментом было получено при теплопроводности аморфного германия $k = 0.01–0.025$ Вт/см·К,

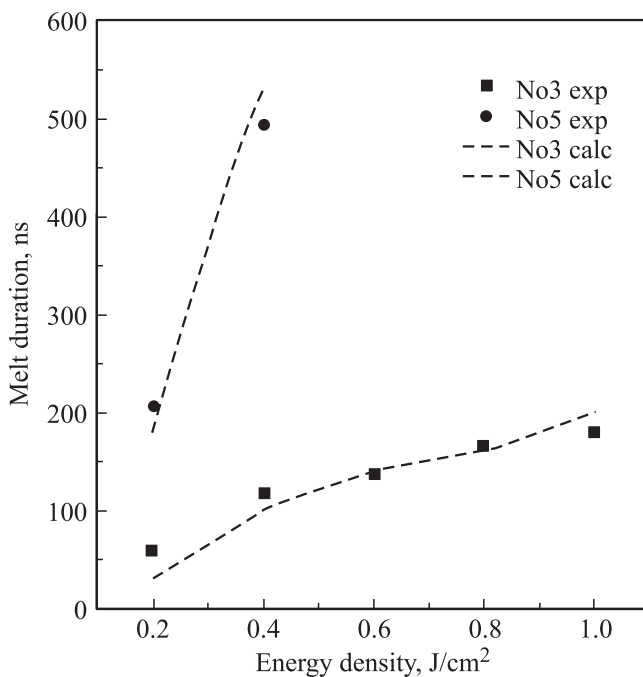


Рис. 1. Экспериментальные (точки) и расчетные (пунктир) зависимости длительности расплава пленки Ge от плотности энергии лазерного облучения для образцов №3 (Ge(200 нм)/Si) и №5 (Ge(400 нм)/SiO₂).

жидкого Ge $k = 0.3 \text{ Вт/см} \cdot \text{К}$ и кристаллического германия $k(T) = 180 \text{ Вт/см} \cdot \text{К}$ [10]. В наших расчетах для теплопроводности аморфного Ge принято значение $k = 0.02 \text{ Вт/см} \cdot \text{К}$. Кроме того, принимая во внимание результаты работы [9], температура плавления аморфного Ge была выбрана $T_m = 965 \text{ К}$, т.е. ниже по сравнению с равновесной точкой плавления кристаллического Ge ($T_m = 1210 \text{ К}$). Предполагается также, что кристаллизация жидкого Ge идет из переохлажденного расплава при той же температуре $T_m = 965 \text{ К}$. Наконец, при расчетах учитывалось поглощение скрытой теплоты плавления аморфного Ge ($H = 350 \text{ Дж/г}$), а при последующей кристаллизации — выделение скрытой теплоты плавления при переходе из жидкого состояния в кристаллическое ($H = 510 \text{ Дж/г}$) [9].

Расчеты распределения температуры по глубине пленки Ge и глубины проникновения расплава в зависимости от времени с начала действия импульса проводились для различных значений плотности энергии лазерных импульсов ($W = 0.2\text{--}1.4 \text{ Дж/см}^2$). Моменты начала и окончания плавления определялись по достижению температуры $T_m = 965 \text{ К}$ (как для *a*-Ge), разность которых определяла длительность расплава. Сравнение результатов моделирования с экспериментом [6] показало их хорошее соответствие. В качестве примера на рис. 1 приведено сравнение значений длительностей расплава для двух подложек, наиболее сильно различающихся по теплопроводности (кремний и кварц). Последние точки соответствуют плотности энергии, выше которой

наблюдается испарение пленки. Видно, что благодаря разнице в теплопроводности подложек, пленка Ge более стабильна на Si (до 1 Дж/см^2), чем на SiO₂.

3.2. Исследование структуры и оптических свойств пленок Ge

После вакуумного осаждения был изучен элементный состав ряда образцов методом электронного микроанализа. Энергия электронного пучка составляла 10 кэВ , что соответствовало глубине зондирования около 0.5 мкм . Спектры характеристического рентгеновского излучения показали наличие двух пиков, сильно различающихся по интенсивности и соответствующих, например, в образце №4 (Ge(600 нм)/Si), Ge (98.16 вес%) и O (1.84 вес%). Небольшое присутствие кислорода в пленке Ge связано с остаточными газами в атмосфере вакуумной камеры.

По данным АСМ, исходная поверхность осажденных пленок Ge была гладкой и неструктурированной, а ее среднеквадратичная шероховатость (RMS) варьировалась от 0.7 до 1.4 нм в зависимости от толщины пленок и типа подложек. В результате ИЛО с пониженной плотностью энергии ($W = 0.4\text{--}0.6 \text{ Дж/см}^2$ для Si и Al₂O₃ и 0.2 Дж/см^2 для SiO₂), соответствующей началу плавления пленки Ge толщиной 200 нм , наблюдалось образование ячеистой структуры с развитым микрорельефом поверхности (рис. 2, *a*). Размер ячеек в образцах составлял $0.5\text{--}1.5 \text{ мкм}$, а параметр RMS варьировался в диапазоне $3\text{--}10 \text{ нм}$. Каждая ячейка представляет собой углубление (темные области), границы которого находятся выше на $70\text{--}100 \text{ нм}$. При этом в центре каждой ячейки виден выступ (светлая область) высотой $50\text{--}70 \text{ нм}$ и шириной $100\text{--}150 \text{ нм}$. Образование такой ячеистой структуры, по-видимому, происходит при плавлении пленки, зарождении в переохлажденном расплаве центров кристаллизации, которые растут в размерах и выходят на поверхность, выталкивая окружающий расплав в стороны. Схожая морфология поверхности наблюдалась в [11], где пленки Ge толщиной 90 нм были осаждены на SiO₂-подложку и облучены однократным импульсом эксимерного XeF лазера ($\lambda = 351 \text{ нм}$).

В случае ИЛО с плотностью энергии, соответствующей полному плавлению пленок Ge толщиной $200\text{--}400 \text{ нм}$ ($W = 0.4 \text{ Дж/см}^2$ для SiO₂, 1.0 Дж/см^2 для Al₂O₃ и 1.2 Дж/см^2 для Si), ячеистая микроструктура пленки трансформировалась в островковую с повышенной шероховатостью RMS ($10\text{--}20 \text{ нм}$), с высотой отдельных частиц до 150 нм и их латеральными размерами $200\text{--}500 \text{ нм}$ (рис. 2, *b*). Образование такой островковой структуры связано с полным плавлением пленки Ge, разрывом расплава на отдельные капли и их последующим отверждением при отсутствии смачивания с подложкой. Также не исключается вклад в образование капель на поверхности в результате их осаждения из паровой фазы Ge. Формирование подобных островковых структур наблюдалось на пленках Ge/Si и SiGe/SiO₂,

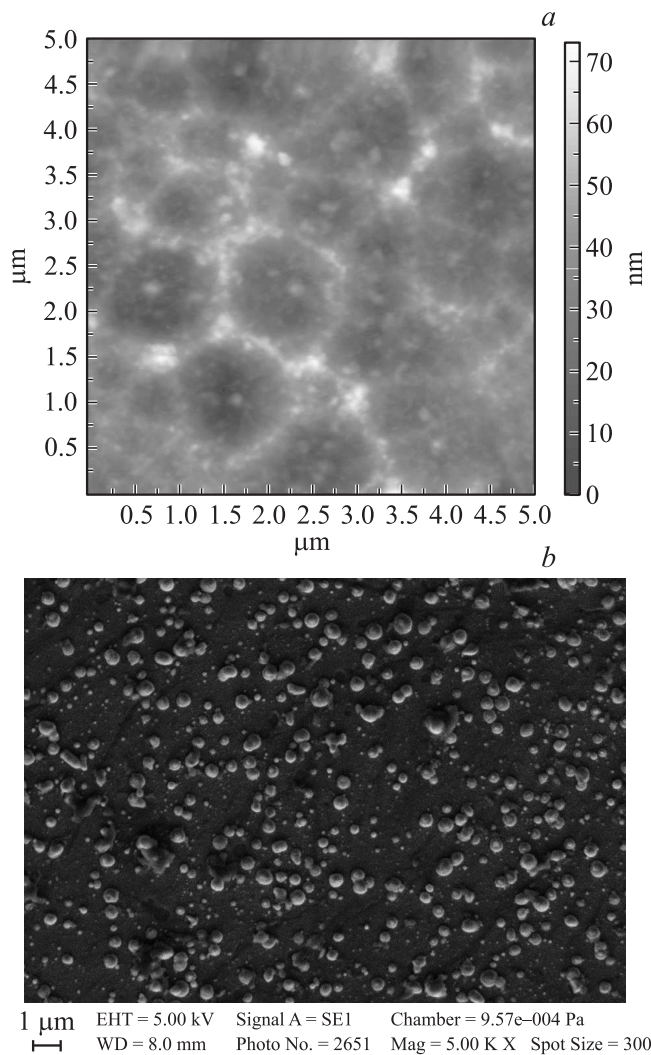


Рис. 2. *a* — АСМ-изображение поверхности образца № 1 (Ge(200 нм)/Al₂O₃) после ИЛО с $W = 0.6$ Дж/см². Параметр RMS равен 8.3 нм. *b* — СЭМ-изображение после ИЛО с $W = 1.0$ Дж/см².

подвергнутых импульсному лазерному или ионному отжигу [12–14], а также быстрому термическому отжигу (900°C/60 с) [15] при плавлении слоев Ge.

С использованием метода POP было изучено распределение по глубине атомов Ge и Si в зависимости от параметра W при ИЛО образца № 3 (Ge(200 нм)/Si). Результаты измерений показали (здесь не приведены), что профиль Ge не изменяется, а граница раздела с Si-подложкой остается резкой вплоть до значений W , соответствующих полному плавлению пленки Ge. Вместе с тем при увеличении W до 1.2 Дж/см² зарегистрировано некоторое изменение профиля Ge и выход атомов Si на поверхность, что можно объяснить увеличением шероховатости поверхности и образованием островковых структур.

Кристалличность пленок Ge и степень их деформации на различных подложках изучались методами РДСЛ и

КРС. В методе РДСЛ угол падения рентгеновского пучка $\varphi = 1-5^\circ$, что позволяло зондировать слои толщиной менее 1 мкм. Наряду с ИЛО для сравнения применялся термический отжиг (ТО) при температуре 400–500°C в течение 30 мин в среде азота (N₂). В качестве примера на рис. 3 приведены рентгенограммы ($\varphi = 1^\circ$) образца № 1 после осаждения Ge, а также после ТО и ИЛО. Видно, что исходная пленка Ge имеет аморфную структуру, что следует из двух широких пиков при углах $2\theta \sim 26.5^\circ$ и $\sim 49^\circ$. После ТО (400°C/30 мин) происходит кристаллизация пленки Ge, что видно по появлению интенсивных и узких линий, соответствующих поликристаллическому Ge. Положение линий очень близко к табличным значениям Ge (параметр решетки $a_0 = 5.6568 \text{ \AA}$), что говорит о низкой растягивающей деформации в пленке после ТО ($a = 5.671 \text{ \AA}$, $\varepsilon = 0.26\%$). В то же время наносекундная ИЛО ($W = 0.4 \text{ Дж/см}^2$) приводит к схожему эффекту кристаллизации, однако при этом отклонения от табличных значений более заметны по сдвигу пиков Ge в сторону меньших углов 2θ ($a = 5.702 \text{ \AA}$, $\varepsilon = 0.8\%$). Падение интенсивности пиков Ge при энергии отжига 1.0 Дж/см² связано с образованием островков Ge и его частичным испарением. Образование поликристаллического Ge также наблюдалось на подложках Si и SiO₂ после ИЛО.

Метод КРС также применялся для оценки кристалличности пленок и уровня деформации в них. Поскольку для зондирования применялся лазер с $\lambda = 532 \text{ нм}$, то, согласно [8], коэффициент поглощения в кристаллическом Ge $\alpha \sim 4 \cdot 10^5 \text{ см}^{-1}$, что соответствует длине поглощения $l \sim 25 \text{ нм}$. В качестве примера на рис. 4 приведены

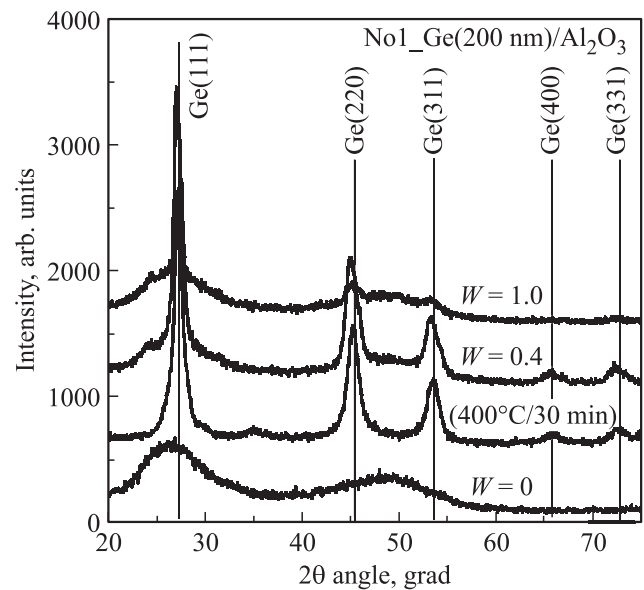
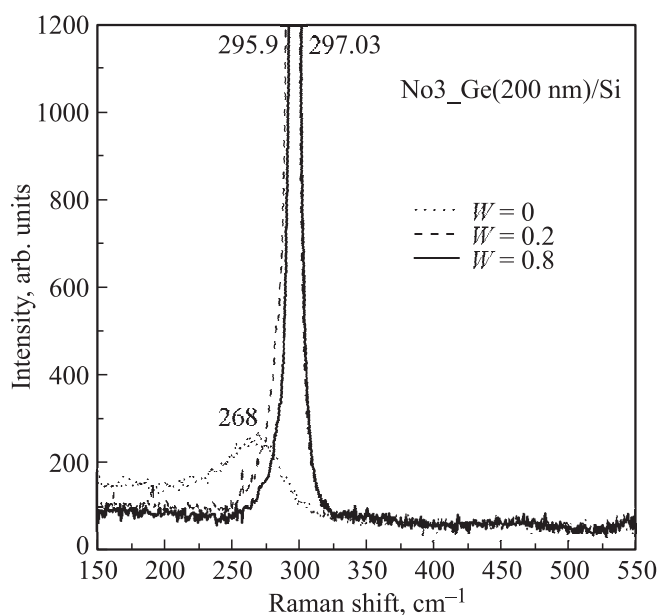


Рис. 3. Рентгенограммы ($\varphi = 1^\circ$), снятые на образце № 1 (Ge(200 нм)/Al₂O₃) после осаждения ($W = 0$), а также после термического отжига (400°C/30 мин) или ИЛО с плотностью энергии $W = 0.4$ и 1.0 Дж/см². Вертикальные линии соответствуют табличным значениям межплоскостных расстояний.

Таблица 2. Экспериментальные данные метода КРС для пяти образцов и расчет деформации в них

| Образец | $\omega(\text{Ge-Ge}), \text{cm}^{-1}$ | Пик сдвига $\Delta\omega, \text{cm}^{-1}$ | Величина деформации $\varepsilon, \%$ |
|---|--|---|---------------------------------------|
| № 1 Ge(200 нм)/Al ₂ O ₃ | $W = 0.2$ | 296.02 | 0.96 |
| | 0.4 | 296.77 | 0.78 |
| | 0.6 | 296.77 | 0.78 |
| | 0.8 | 297.05 | 0.71 |
| № 2 Ge(600 нм)/Al ₂ O ₃ | $W = 0.2$ | 292.26 | 1.86 |
| | 0.4 | 296.02 | 0.96 |
| | 0.6 | 296.77 | 0.79 |
| | 0.8 | 298.31 | 0.41 |
| № 3 Ge(200 нм)/Si | $W = 0.2$ | 295.90 | 0.99 |
| | 0.4 | 296.65 | 0.81 |
| | 0.6 | 296.65 | 0.81 |
| | 0.8 | 297.03 | 0.71 |
| № 4 Ge(600 нм)/Si | $W = 0.2$ | 295.905 | 0.99 |
| | 0.4 | 296.705 | 0.79 |
| | 0.6 | 297.08 | 0.70 |
| | 0.8 | 297.83 | 0.52 |
| № 5 Ge(400 нм)/SiO ₂ | $W = 0.2$ | 294.4 | 1.35 |
| | 0.4 | 296.02 | 0.96 |

**Рис. 4.** Спектры КРС образца № 3 после осаждения ($W = 0$), а также после ИЛО с плотностью энергии $W = 0.2$ и 0.8 Дж/см^2 . Приведены значения соответствующих пиков фоновых частот.

спектры КРС для образца № 3 до и после ИЛО. Исходная пленка Ge имеет аморфную структуру, что видно по широкой линии с максимумом частоты колебаний связей Ge–Ge при 268 cm^{-1} . После ИЛО с минимальной энергией отжига ($W = 0.2 \text{ Дж/см}^2$) происходит кристаллизация пленки, что выражается в сдвиге линии к частоте объемного кристалла Ge ($\omega_0 = 300 \text{ cm}^{-1}$), сужении линии и резком росте ее интенсивности. С ростом W происходит дальнейшее сужение линии и сдвиг к частоте ω_0 , что связано с ростом толщины расплава и уменьшением доли аморфной фракции. Необходимо отметить, что в спектрах отсутствуют пики, связанные с колебаниями связей Si–Ge (400 cm^{-1}) и Si–Si (520 cm^{-1}), что связано с малой глубиной проникновения света в образец ($l \sim 25 \text{ nm}$).

Красный сдвиг частоты пика Ge–Ge относительно частоты ω_0 свидетельствует о наличии растягивающей деформации в пленках Ge. Оценить ее величину (ε) можно с использованием упрощенного соотношения из работы [16]: $\Delta\omega = b\varepsilon$, где $\Delta\omega$ — сдвиг линии относительно частоты ω_0 , параметр $b = -(415 \pm 40) \text{ cm}^{-1}$. В табл. 2 представлены данные по частоте $\omega(\text{Ge-Ge})$, сдвигу $\Delta\omega$ и величине деформации ε для всех пяти образцов при различных значениях энергии отжига (до начала режима испарения). Как видно, основной тенденцией является

ся уменьшение растягивающей деформации с ростом энергии отжига и достижение минимальных значений в режиме полного плавления пленок. Стоит отметить, что максимальное значение ε сохраняется в пленке Ge на кварцевой подложке (№ 5, $W = 0.4$ Дж/см²), где различие теплофизических параметров между Ge и SiO₂ наиболее значительно.

Оптические свойства гетероструктур Ge/Si, Ge/SiO₂ и Ge/Al₂O₃ исследовались методами оптической спектроскопии на пропускание (T) и отражение (R) и фотолуминесценции (ФЛ). Измерение спектров T – R (здесь не приведены) проводилось при 300 К в области энергий 0.1–6 эВ до и после ИЛО. Исходные пленки Ge демонстрировали полный спад пропускания при энергии фотона 1.3–1.5 эВ, а в спектрах отражения наблюдалась широкая полоса для энергий 4–6 эВ. Такое поведение спектров T – R характерно для аморфного Ge. После ИЛО с ростом W наблюдался сдвиг спада пропускания к энергии фотона 1.8–2 эВ, а в спектрах отражения появлялись две полосы с максимумами при 2.2 и 4.5 эВ, обусловленные оптическими переходами в кристаллическом Ge. Контрольный спектр R для монокристалла Ge подтверждал этот факт.

ФЛ измерения отдельных образцов после ИЛО были выполнены при 77 и 300 К. Заметного сигнала от лазерно-отожженной пленки Ge в ближней ИК области (1100–1700 нм) обнаружено не было, что может быть связано с повышенной безызлучательной рекомбинацией носителей на границах зерен поликристаллической пленки Ge и отсутствием легирования пленок примесями n -типа (фосфор, мышьяк, сурьма). Оптимизация режимов роста, отжига и легирования пленок Ge является предметом дальнейших работ.

4. Заключение

Методом ионно-лучевого распыления проведено вакуумное осаждение аморфных пленок Ge толщиной 200–600 нм на подложки кремния, сапфира и кварца. Кристаллизация пленок Ge была осуществлена облучением наносекундными импульсами рубинового лазера с одновременной регистрацией отражательной способности пленок $R(t)$. С использованием комплекса методов изучены структурные и оптические свойства тонких пленок Ge, модифицированных импульсным лазерным излучением. Проведено компьютерное моделирование распределения температуры по глубине пленки Ge и глубины расплава в зависимости от времени с начала действия лазерного импульса. Результаты моделирования, такие как время жизни расплава, хорошо согласуются с экспериментом по динамике отражения $R(t)$. Получены зависимости элементного и фазового состава, морфологии поверхности, кристалличности, уровня растягивающей деформации, пропускания и отражения пленок Ge от режимов осаждения и отжига.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 13-02-00348 и БРФФИ (проект Ф13К-117). П.И. Гайдук благодарен Фонду Марии Кюри в рамках седьмой рамочной программы Европейского союза (грант PIFR-GA-2011-911932) за поддержку исследования.

Список литературы

- [1] J. Liu, L.C. Kimerling, J. Michel. *Semicond. Sci. Technol.*, **27**, 094 006 (2012).
- [2] X. Sun, J. Liu, L.C. Kimerling, J. Michel. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 011 911 (2009).
- [3] M. Kaschel, M. Schmid, M. Gollhofer, J. Werner, M. Oehme, J. Schulze. *Sol. St. Electron.*, **83**, 87 (2013).
- [4] J. Liu, X. Sun, R. Camacho-Aguilera, L.C. Kimerling, J. Michel. *Optics Lett.*, **35**, 679 (2010).
- [5] R.E. Camacho-Aguilera, Y. Cai, N. Patel, J.T. Bessette, M. Romagnoli, L.C. Kimerling, J. Michel. *Opt. Express*, **20**, 11 316 (2012).
- [6] Г.А. Новиков, Р.И. Баталов, Р.М. Баязитов, И.А. Файзрахманов, Г.Д. Ивлев, С.Л. Прокопьев. *ЖТФ*, **85** (3), в печати (2015).
- [7] А.А. Самарский. *Теория разностных схем* (М., Наука, 1983), гл. VII, с. 378.
- [8] В.А. Гуртов, Р.Н. Осауленко. *Физика твердого тела для инженеров* (М., Техносфера, 2007), гл. 6, с. 11.
- [9] W. Szyszko. F. Vega. C.N. Afonso. *Appl. Phys. A*, **61**, 141 (1995).
- [10] J.R. Meyer, M.R. Krueger, F.J. Bartoli. *J. Appl. Phys.*, **51**, 5513 (1980).
- [11] W. Yeh, H. Chen, H. Huang, C. Hsiao, J. Jeng. *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 094 103 (2008).
- [12] K.N. Galkin, R.I. Batalov, R.M. Bayazitov, H.A. Novikov, V.A. Shustov, D.A. Bizyaev, P.I. Gaiduk, G.D. Ivlev, S.L. Prokopyev. *Phys. Status Solidi C*, **10**, 1824 (2013).
- [13] В.А. Володин, А.И. Якимов, А.В. Двуреченский, М.Д. Ефремов, А.И. Никифоров, Е.И. Гацкевич, Г.Д. Ивлев, Г.Ю. Михалев. *ФТП*, **40**, 207 (2006).
- [14] S.H. Huang, X.Y. Ma, X.J. Wang, F. Lu. *Nanotechnology*, **14**, 25 (2003).
- [15] A.F. Abd Rahim, M.R. Hashim, N.K. Ali., A.M. Hashim, M. Rusop, M.H. Abdullah. *Microelectron. Engin.*, **126**, 134 (2014).
- [16] Y.-Y. Fang, J. Tolle, R. Roucka, A.V.G. Chizmeshya, J. Kouvetakis, V.R. D'Costa, J. Menendez. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 061 915 (2007).

Редактор Т.А. Полянская

Pulsed modification of Ge films on silicon, sapphire and quartz substrates: The structure and optical properties

*H.A. Novikov**, *R.I. Batalov**, *R.M. Bayazitov**,
*I.A. Faizrahmanov**, *N.M. Lyadov**, *V.A. Shustov**,
K.N. Galkin⁺, *N.G. Galkin⁺*, *I.M. Chernev⁺*,
G.D. Ivlev[•], *S.L. Prokopyev[•]*, *P.I. Gaiduk[•]*

* Zavovskiy Kazan Physicotechnical Institute,
Kazan Scientific center, Russian Academy of Sciences,
420029 Kazan, Russia

+ Institute for Automation and Control Processes,
Far East Department, Russian Academy of Sciences,
690041 Vladivostok, Russia

• Belarussian State University,
220030 Minsk, Belarus

Abstract In this paper the structural and optical properties of thin Ge films deposited onto semiconducting and isolating substrates and modified by pulsed laser radiation have been studied. Film deposition was carried out by the sputtering of Ge target by low-energy Xe⁺ ion beam. Film crystallization was performed by nanosecond pulses of ruby laser ($\lambda = 0.694 \mu\text{m}$) with different energy density ($W = 0.2\text{--}1.4 \text{ J/cm}^2$). During pulsed laser treatment the probing of irradiated zone by quasicontinuous laser radiation ($\lambda = 0.532$ and $1.064 \mu\text{m}$) with detection of reflectivity $R(t)$ has been made. The comparison of experimental data for Ge melt duration with calculated ones showing a good agreement was performed. Using a numerous methods the dependence of film composition, its crystallinity, strain, reflection and transmission on deposition and annealing regimes is determined.