

06

Тонкие монокристаллические слои Ge на 2-дюймовых подложках Si

© В.Г. Шенгуров^{1,2}, С.А. Денисов^{1,2}, В.Ю. Чалков¹,
Ю.Н. Бузынин^{1,2}, М.Н. Дроздов^{1,2}, А.Н. Бузынин³, П.А. Юнин^{1,2}

¹ Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

² Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород

³ Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва

E-mail: yury_buzynin@mail.ru

Поступило в Редакцию 8 августа 2014 г.

Определены условия получения методом химического газофазного осаждения с горячей проволокой тонких, однородных, зеркально-гладких слоев Ge на 2-дюймовых подложках Si. Слои Ge толщиной 200 nm имеют структуру эпитаксиального мозаичного монокристалла при практически полной релаксации упругих напряжений. Значение полуширины рентгенодифракционной кривой качания составляет менее $6'$. Плотность прорастающих дислокаций в слоях Ge находится в пределах $(3-6) \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$, а величина среднеквадратичной поверхностной шероховатости не превышает 0.8 nm.

Слои Ge на подложках Si представляют большой интерес для создания различных полупроводниковых приборов, таких как фотодетекторы инфракрасного диапазона, солнечные элементы, Ge-лазеры и др. Кроме этого, структуры Ge/Si могут быть использованы в качестве темплейтов для выращивания на них эпитаксиальных слоев $A_{III}B_V$, включая нитриды. В последнем случае это позволит заменить дорогие подложки, такие как GaAs, Al_2O_3 , SiC и др., на подложки Si и дает возможность объединить оптоэлектронные устройства, созданные на основе $A_{III}B_V$ с хорошо развитой кремниевой электроникой. Однако получение качественных слоев Ge на Si затрудняется большим несоответствием параметров решеток Ge и Si (4%), а также коэффициентов теплового расширения подложки и слоя ($5.92 \cdot 10^{-6}$ и $2.3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для Ge и Si соответственно). Это приводит к образованию прорастающих дислокаций в эпитаксиальном слое Ge, плотность которых достигает значений $10^{10}-10^{11} \text{ cm}^{-2}$ [1]. Для решения проблемы используются различные приемы, такие как двухступенчатый рост [2,3], градиентные

буферные слои [4,5], наноконтактная эпитаксия [6,7] и др. Лучшие результаты достигнуты с применением градиентных буферных слоев GeSi. Как показано в работах [4,5], для выращивания слоев Ge с низкой плотностью дислокаций на подложке Si увеличение доли Ge в буферном слое GeSi не должно превышать 10% Ge на микрон толщины буферного слоя. Поэтому для перехода к слою Ge требуется получение градиентного буферного слоя GeSi толщиной $10\ \mu\text{m}$. Однако при интеграции приборов на основе $A_{III}B_V$ с кремниевой электроникой наличие толстых буферных слоев затрудняет проведение высокоразрешающей фотолитографии и формирование контактных соединений между Si и слоями $A_{III}B_V$, полученными на таком темплейте. Кроме того, проблемой является и высокая шероховатость поверхности слоя Ge. Для ее снижения авторы [5] применили химическую полировку буферного слоя $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ на промежуточном этапе роста при $x = 0.5$ с последующим доращиванием слоя до чистого Ge ($x = 1$). Плотность прорастающих дислокаций в выращенных по такой методике слоях Ge составляет $2 \cdot 10^6\ \text{cm}^{-2}$. Следует заметить, что сам процесс получения толстых градиентных буферных слоев GeSi очень нетехнологичен, занимает много времени и требует большого расхода материалов.

В данной работе исследуется возможность получения методом химического газофазного осаждения с горячей проволокой (Hot Wire Chemical Vapor Deposition, HWCVD) тонких, зеркально-гладких, структурно-совершенных слоев Ge на подложках Si. Слои Ge выращивались в установке молекулярно-лучевой эпитаксии, рассмотренной в [8]. Она имела откачивающий модуль и камеру роста, базовое давление в которой составляло $\sim 5 \cdot 10^{-9}\ \text{Torr}$. В качестве „горячей проволоки“ использовалась танталовая полоска размером $90 \times 6\ \text{mm}$, которая нагревалась пропусканием постоянного электрического тока. Рост слоев проводился на 2-дюймовых подложках Si ориентаций (111) и (100), а также отклоненных от сингулярной плоскости (100) к (110) на 5° с ери-ready подготовкой поверхности. После обезжиривания подложку для удаления окисла подвергали высокотемпературному отжигу в камере роста при температуре 1200°C в течение 10 min. Затем после снижения температуры подложки до 1000°C проводили осаждение буферного слоя Si из сублимационного источника. После этого для выращивания слоев Ge температуру подложки снижали до 350°C , нагревали танталовую полоску до 1400°C и в камеру роста напускали герман (GeH_4) до давления $4 \cdot 10^{-4}\ \text{Torr}$, которое поддерживали постоянным в процессе роста слоя с помощью системы

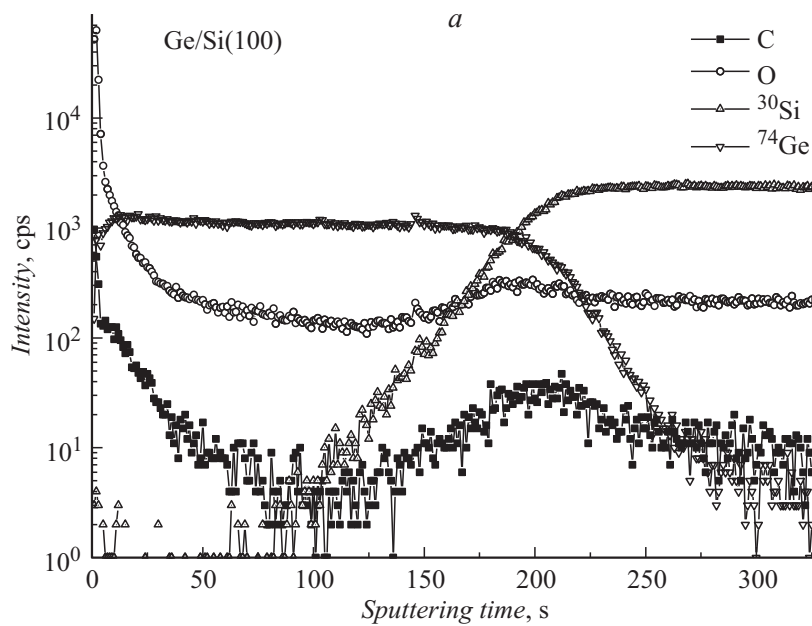


Рис. 1. Результаты послойного анализа методом ВИМС слоя Ge на подложке Si (100).

напуска газа. Толщина слоев и скорость их роста оценивались из высоты ступеньки на границе пленка–подложка, определенной с помощью интерференционного микроскопа Talysurf CCI 2000. Для исследования слоев Ge применялись методы оптической, сканирующей электронной (СЭМ) и атомно-силовой (АСМ) микроскопии, вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и рентгеновской дифрактометрии (РД).

Послойный элементный анализ слоев Ge проводился методом ВИМС на установке TOF.SIMS-5 фирмы IONTOF (Германия). В этой установке используется импульсный режим работы, что позволяет разделить функции двух ионных пучков для анализа и распыления. Результаты анализа ВИМС для слоя Ge толщиной 200 nm, выращенного при температуре 350°C, приведены на рис. 1.

Из приведенных данных видно, что концентрация примесей C и O в слое Ge не выше, чем в подложке Si (рис. 1, a). Слой состоит из чистого Ge и имеет резкие концентрационные профили Ge и Si

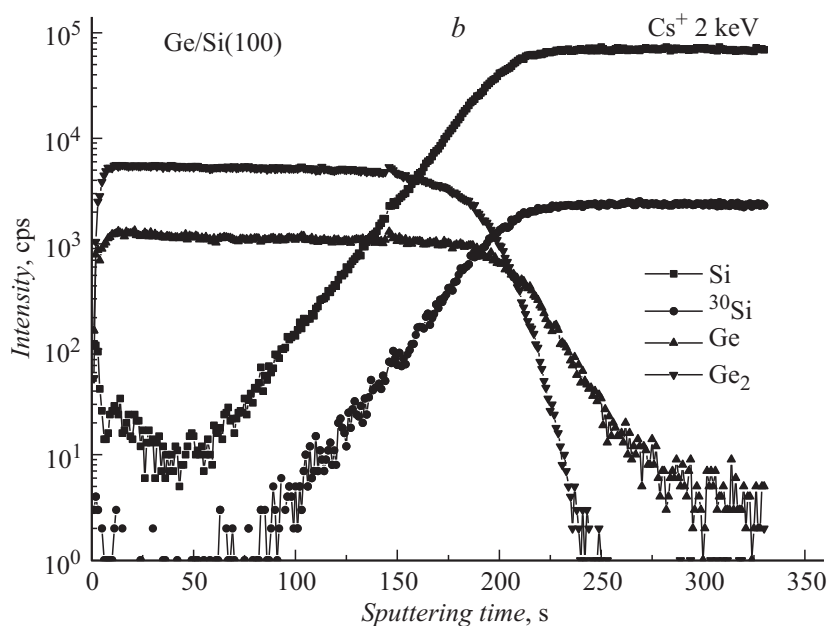


Рис. 1 (продолжение).

на его границе с подложкой. Заметим, что при анализе структур GeSi/Si в отрицательной моде регистрации (рис. 1, *b*) использование кластерных ионов Ge_2 обеспечивает лучшее разрешение по глубине, чем элементарных ионов Ge [9]. Изучение поперечных сколов структур Ge/Si(100) с помощью сканирующего электронного микроскопа показало, что полученные слои Ge (рис. 2, *a*) имеют резкую границу с подложкой. Структурное совершенство слоев Ge исследовали методом РД на дифрактометре Bruker D8 Discover в геометрии параллельного пучка с фокусирующим зеркалом Гебеля и прорезным асимметричным монохроматором двукратного отражения Ge(220) для $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучения. Методом РД записывались спектры $\theta/2\theta$ и ω (кривая качания) сканирования.

На рис. 2, *b* приведена кривая РД качания для слоев Ge толщиной 200 nm, полученных при температуре 350°C на подложках Si(100). Исследования РД свидетельствуют о том, что слои Ge, полученные при $T = 350^\circ\text{C}$, представляют собой по структуре эпитаксиальный

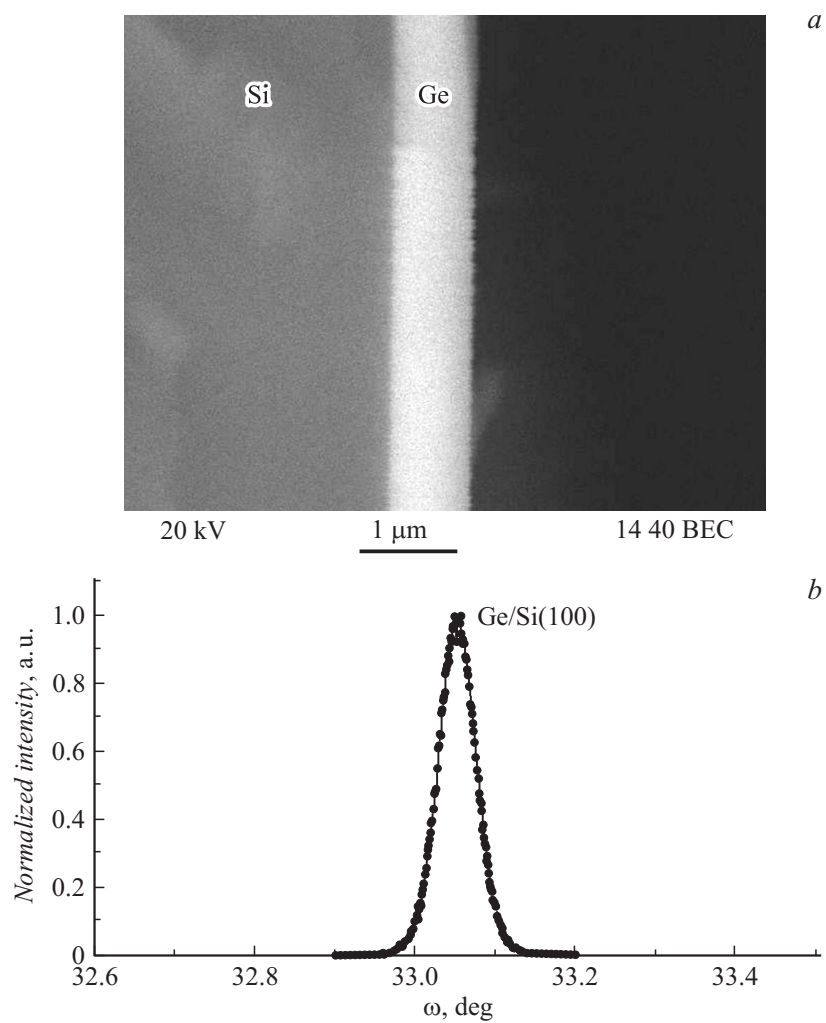


Рис. 2. СЭМ изображение границы подложка–слой (а) и РД кривая качания слоя Ge толщиной 200 nm, выращенного на подложке Si (100) (b). Значение полуширины кривой качания составляет 3'.

мозаичный монокристалл в состоянии, близком к полной релаксации упругих напряжений. Ширина кривой качания на половине высоты для буферных слоев Ge на подложках Si (111) и (100), а также разориентированных на 5° от (100) к (110) не превышает $6'$. Следует отметить, что обычно этот параметр имеет более высокое значение. Так, в работе [10], где также исследовался низкотемпературный рост слоя Ge толщиной ~ 200 nm на Si (100), данный параметр имел величину $18'$.

Для выявления прорастающих дислокаций в слое Ge проводили его селективное травление в йодистом травителе и с помощью микроскопа LEIKA DM 4000M подсчитывали плотность дислокационных ямок травления. Выявленное таким образом значение плотности прорастающих дислокаций составило $(3-6) \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Заметим, что столь низкие значения достигнуты в слое Ge толщиной 200 nm без использования толстого градиентного буферного слоя. Полученные слои Ge имеют однородную, зеркально-гладкую поверхность. На рис. 3 приведены изображения поверхности слоев Ge толщиной 200 nm, выращенных на подложке Si ориентаций (100) и (111), полученных с применением атомно-силовой (рис. 3, *a*) и оптической (рис. 3, *b*) микроскопии. Установлено, что среднеквадратичная шероховатость поверхности слоев Ge лежит в пределах 0.55–0.8 nm. Данные значения шероховатости являются одними из наиболее низких для таких слоев из представленных в литературе [11].

Таким образом, в работе найдены условия получения методом НВ-CVD при низкой температуре (350°C) тонких слоев Ge на 2-дюймовых подложках Si ориентаций (111) и (100), а также разориентированных на 5° от (100) к (110). Слои Ge толщиной 200 nm имеют структуру эпитаксиального мозаичного монокристалла при практически полной релаксации упругих напряжений. Значение полуширины кривой РД качания для слоев Ge не превышает $6'$, при этом средняя плотность прорастающих дислокаций лежит в пределах $(3-6) \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Поверхность слоев однородная, зеркально-гладкая, а величина ее среднеквадратичной шероховатости не выше 0.8 nm.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (соглашение от 27 августа 2013 г. № 02.В.49.21.0003 между МОН РФ и ННГУ), программы фундаментальных исследований ОФН РАН „Физика новых материалов и структур“, Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 13-02-01459, № 13-02-97077 и № 14-02-31370 мол_а).

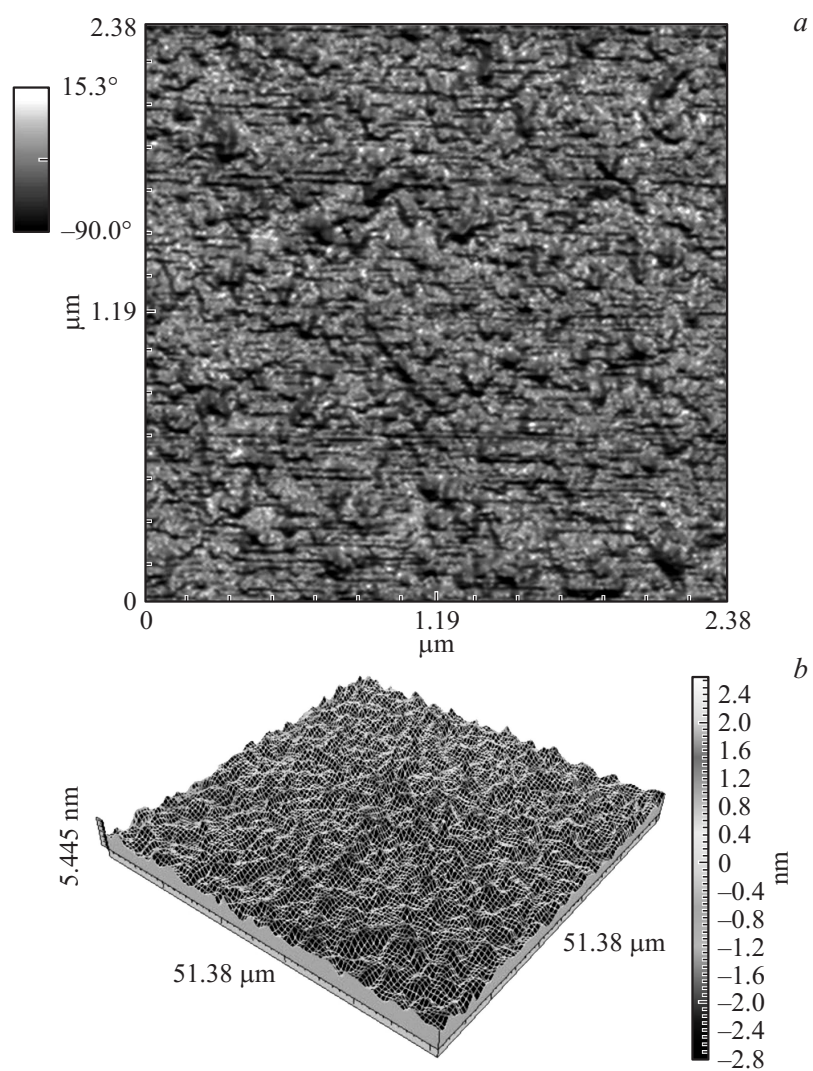


Рис. 3. Вид поверхности слоев Ge толщиной 200 nm на подложках Si: *a* — Ge/Si(100) (атомно-силовой микроскоп), *b* — Ge/Si(111) (оптический микроскоп).

При выполнении исследований применялось оборудование Центра коллективного пользования ИФМ РАН.

Список литературы

- [1] *Kvam E.P., Maher D.M., Humphreys C.J.J.* // *Mater. Res.* 1990. V. 5. P. 1900.
- [2] *Luan H.-C., Lim D.R., Lee K.K., Chen K.M., Sandland J.G., Wada K., Kimerling L.C.* // *Appl. Phys. Lett.* 1999. V. 75. P. 2909.
- [3] *Michel J.Liu, Kimerling L.C.* // *Nat. Photonics.* 2010. V. 4. P. 527.
- [4] *Currie M.T., Samavedam S.B., Langdo T.A., Leitz C.W., Fitzgerald E.A.* // *Appl. Phys. Lett.* 1998. V. 72. P. 1718.
- [5] *Samavedam S.B., Currie M.T., Langdo T.A., Fitzgerald E.A.* // *Appl. Phys. Lett.* 1998. V. 73. P. 2125.
- [6] *Nakamura Y., Murayama A., Ichikawa M.* // *Cryst. Growth Des.* 2011. V. 11. P. 3301.
- [7] *Shklyayev A., Romanyuk K., Latyshev A.* // *J. Surface Engineered Materials and Advanced Technology.* 2013. V. 3. P. 195.
- [8] *Светлов С.П., Шенгуров В.Г., Толмасов В.А., Горшенин Г.Н., Чалков В.Ю.* // *Приборы и техника эксперимента.* 2001. № 5. С. 137.
- [9] *Дроздов М.Н., Дроздов Ю.Н., Лобанов Д.Н., Новиков А.В., Юрасов Д.В.* // *ФТП.* 2010. Т. 44. В. 3. С. 418.
- [10] *Sorianello V., Colace L.* et al. // *Optical Material Express.* 2011. V. 1. P. 856.
- [11] *Bolkhovityanov Yu.B.* et al. // *J. Cryst. Growth.* 2006. V. 297. P. 57.