

08

Формирование нанокристаллов и аморфных нанокластеров германия в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ с использованием электронно-пучкового отжига

© В.О. Константинов,¹ Е.А. Баранов,¹ Zhang Fan,^{2,3} В.Г. Щукин,¹ А.О. Замчий,^{1,2} В.А. Володин^{2,3}

¹Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия

²Новосибирский государственный университет,
630090 Новосибирск, Россия

³Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
630090 Новосибирск, Россия
e-mail: konstantinov@itp.nsc.ru

Поступило в Редакцию 9 февраля 2022 г.

В окончательной редакции 13 мая 2022 г.

Принято к публикации 17 мая 2022 г.

Проведены электронно-пучковые отжиги для формирования аморфных и кристаллических кластеров германия в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$, осажденных на подложках из кварца и монокристаллического кремния. С помощью электронной микроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света и спектроскопии пропускания и отражения света были исследованы структурные трансформации пленок и их оптические свойства. Показано, что аморфные нанокластеры германия присутствуют в исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}]$, а в исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ они не наблюдаются. Найдены режимы электронно-пучкового отжига, необходимые для формирования нанокристаллов германия в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$. Показано, что при одинаковых параметрах отжига доля кристаллической фазы германия в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}]$ меньше, чем в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$. Обнаружено, что доля кристаллической фазы при одинаковых параметрах отжига больше для пленок на подложке из кварца, чем на подложке из монокристаллического кремния. Были определены размеры нанокристаллов германия, сформированных в результате электронно-пучковых отжигов.

Ключевые слова: пленки нестехиометрического германосиликатного стекла, отжиг электронным пучком, нанокластеры и нанокристаллы германия.

DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52932.28-22

Введение

Диэлектрические пленки, содержащие аморфные нанокластеры и нанокристаллы германия (НК-Ge, в англоязычном обозначении NC-Ge), интересны с фундаментальной точки зрения [1], а также перспективны для нано- и оптоэлектроники [1,2]. Например, пленки GeO_x применяются в качестве просветляющего покрытия в солнечных элементах [3]. Актуальность использования германосиликатных пленок в наноэлектронике обусловлена их особенными электрическими свойствами. Известно, что подвижность электронов и дырок в германии больше, чем в кремнии [4], но пробивные напряжения диоксида германия (GeO_2) меньше, чем у диоксида кремния. К тому же GeO_2 химически нестойко, и, как пример, достаточно хорошо растворяется в воде. Поэтому для создания МДП-транзисторов на основе германия используют пленки оксинитрида германия [5] либо пленки с высокой диэлектрической проницаемостью (high- k диэлектрики) [6]. В качестве переходного слоя между Ge и пленкой high- k диэлектрика выступают слои GeO_x либо GeSiO_x [7]. Кроме того, пленки нестехиометрических оксидов германия весьма перспективны для применения

в составе аккумуляторных батарей с увеличенным количеством циклов перезарядки [8]. Помимо аморфных оксидов германия, оксиды GeSiO_x , содержащие нанокристаллы Ge, Si и их твердых растворов, применяются в фоточувствительных детекторах [9].

Известно, что аморфные пленки GeO_x и GeSiO_x метастабильны, и при повышении температуры в них протекают реакции диспропорционирования $2\text{GeO} \rightarrow \text{Ge} + \text{GeO}_2$ [9,10] (в случае пленок GeO_1); $\text{GeO} + \text{SiO} \rightarrow \text{Ge} + \text{SiO}_2$ (в случае пленок GeSiO_2); $2\text{GeO} + 2\text{SiO}_2 \rightarrow \text{Ge} + 3\text{Ge}_{1/3}\text{Si}_{2/3}\text{O}_2$ (в случае пленок GeSiO_3) [11]. Обычно для диспропорционирования и формирования аморфных нанокластеров и NC-Ge используются печные отжиги [9–11]. Однако использование радиационных воздействий имеет ряд преимуществ, например, позволяет создавать аморфные нанокластеры и нанокластеры (NC) в локальных областях тонких пленок, минимизируя термическое воздействие на подложку. Ранее исследователи [12] использовали ионно-пучковые отжиги тонких пленок GeO_x ионами Ag^+ с энергией 150 MeV, что приводило к формированию NC-Ge с размером до 30 nm. К настоящему времени было выполнено несколько

работ, посвященных электронно-пучковому отжигу аморфных пленок германия [13,14], и только одна работа, посвященная электронно-пучковому отжигу нестехиометрических германосиликатных стекол [15]. В настоящей работе электронно-пучковые отжиги (electron beam annealing, EBA) были использованы для формирования аморфных кластеров германия и их кристаллизации в пленках $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$.

1. Описание эксперимента

Тонкие пленки $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ были получены путем одновременного испарения порошков GeO_2 и SiO (либо GeO_2 и SiO_2) с помощью электронных пучков в высоком вакууме (10^{-6} Pa). Мощность электронных пучков, которые испаряли мишени, была подобрана таким образом, чтобы скорость осаждения обоих компонент была одинаковой. При этом ранее было получено [9], что при испарении мишени GeO_2 на подложку осаждается слой GeO_x со стехиометрическим параметром $x \sim 1$. Согласно стехиометрическому составу, который был исследован в работе [16], пленки будут обозначаться как $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ (состав GeSiO_3) и $\text{GeO}[\text{SiO}]$ (состав GeSiO_2). Пленки осаждались при температуре 100°C на подложки из плавленого кварца и *c*-Si (100). Толщина пленок составляла ~ 400 nm. Пленки покрывали защитным слоем SiO_2 толщиной 10 nm, чтобы избежать испарения монооксида германия в процессе отжига [17].

Далее исходные пленки были подвергнуты электронно-пучковому отжигу с помощью электронной пушки на основе разряда с полым катодом [18]. Плотность тока электронного пучка была 20 mA/cm^2 при ускоряющем напряжении 2000 V. Выбор параметров режима отжига обусловлен результатами из статьи [19], где показано, что для пучка электронов с ускоряющим напряжением 1000 V и током 100 mA даже при времени отжига 600 s не произошло формирования поликремния, а воздействие пучка электронов с ускоряющим напряжением 3000 V и аналогичным током привело к испарению тонкой пленки $\alpha\text{-SiO}_2\text{:H}$ за 60 s. Площадь обработки поверхности образца электронным пучком составляла 0.3 cm^2 . Образцы размещались перпендикулярно электронному пучку в вакуумной камере с давлением 10^{-2} Pa. Время отжига составляло 60 s и регулировалось включением и выключением электронной пушки.

Для анализа структуры пленок применялся метод электронной микроскопии. Использовался микроскоп JEM-2200FS с ускоряющим напряжением 200 kV в режиме просвечивающей высокоразрешающей электронной микроскопии (High resolution transmission electron microscope, HRTEM). Подготовка образцов для исследования HRTEM в поперечном сечении (cross-section) заключалась в следующем: данные образцы на подложке *c*-Si (100) утоняли механической полировкой с использованием микроскопа Leica EM TXP с последующим

финальным утонением ионным пучком. Элементный состав пленок анализировался в ходе микроскопических исследований с использованием метода энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (Energy-dispersive X-ray spectroscopy, EDX, EDRS или EDS).

Для анализа структуры пленок применялась спектроскопия комбинационного рассеяния света (КРС). Спектры КРС регистрировались в геометрии обратного рассеяния, источником возбуждения являлся Ar^+ -лазер ($\lambda = 514.5 \text{ nm}$). Использовался спектрометр T64000 (Horiba Jobin Yvon), спектральное разрешение было не хуже 2 cm^{-1} . Все спектры были измерены при комнатной температуре, при регистрации спектров не происходило локального разогрева пленок лазерным излучением.

Спектры пропускания и отражения пленок исследовались с применением спектрофотометра СФ-56 („ЛОМО-Спектр“, Санкт-Петербург). Спектральное разрешение составляло 2 nm, диапазон измерений от 190 до 1100 nm. Для регистрации спектров отражения использовалась приставка для зеркального отражения, угол падения составлял 9° от нормали. В качестве опорного спектра использовался спектр отражения от кремния с естественным окислом толщиной 3 nm, спектр отражения исследуемой пленки умножался на опорный спектр.

2. Результаты и обсуждение

Согласно анализу, проведенному методом EDS, пленки содержат германий, кремний и кислород. Результаты распределения германия по толщине пленок представлены на рис. 1. В исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}]$ атомы германия распределены практически однородно по толщине пленки (рис. 1, *a*), а в пленке после отжига наблюдается некоторое увеличение концентрации германия в слое толщиной 100 nm, граничащем с подложкой кремния (рис. 1, *b*). Отжиг привел к увеличению концентрации германия в данном слое на 15%. Подобный эффект дрейфа германия к подложке наблюдался ранее при печных отжигах многослойных структур GeO/SiO_2 [20].

Формирование NC-Ge в пленке $\text{GeO}[\text{SiO}]$ после EBA было обнаружено прямым методом электронной микроскопии. На рис. 2 приведены изображения HRTEM пленки $\text{GeO}[\text{SiO}]$ на подложках Si после EBA. На изображениях можно наблюдать NC-Ge, аморфные кластеры германия и стекловидную матрицу. Средний размер NC-Ge составляет примерно 5.5 nm, а средний размер аморфных нанокластеров составляет примерно 6 nm. Ранее было показано, что исходные пленки не содержали NC-Ge [21].

На рис. 3 показаны спектры КРС пленок $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$, осажденных на кремниевой подложке, до и после отжига. Чтобы наблюдать за структурными трансформациями пленок после EBA, сначала были зарегистрированы спектры исходных пленок (черные кривые на рис. 3). В спектрах исходных пленок присутствует

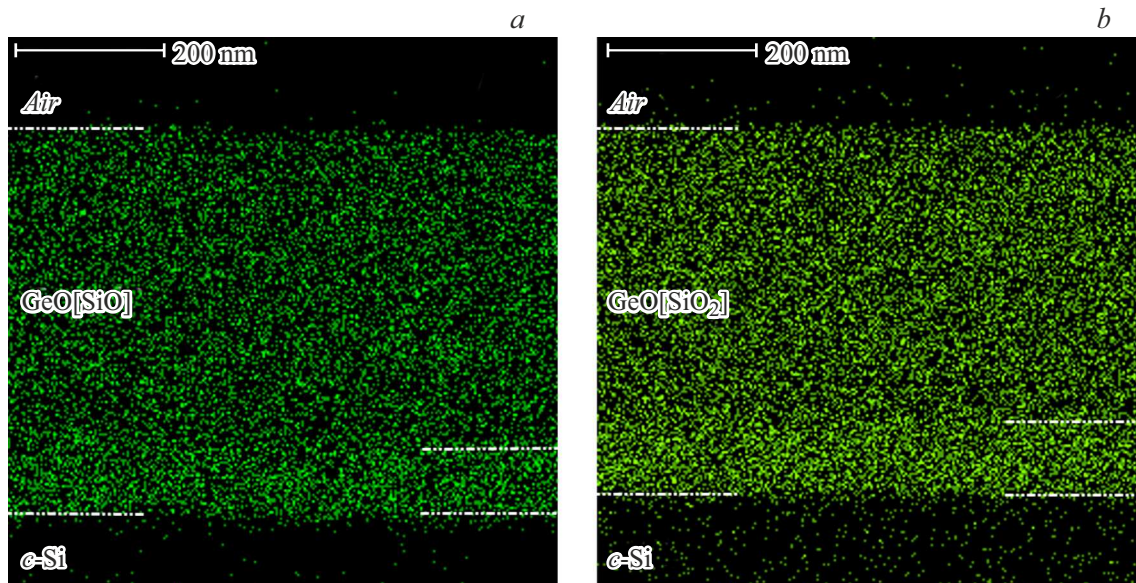


Рис. 1. Распределение германия в пленке $\text{GeO}[\text{SiO}]$ на подложке из кремния, полученное из анализа данных EDS: *a* — исходная пленка, *b* — пленка после ЕВА.

интенсивный узкий пик $\sim 520.5 \text{ cm}^{-1}$, связанный с рассеянием на длинноволновых оптических фонах от подложки *c*-Si. В спектре исходной пленки на рис. 3, *b* присутствует также очень слабая особенность $\sim 305 \text{ cm}^{-1}$, связанная с двухфонным рассеянием на поперечных акустических фонах в подложке кремния. Это говорит о том, что пленки полупрозрачны для зеленого света. В спектре исходной пленки $\text{GeO}[\text{SiO}]$ (рис. 3, *a*) виден широкий пик $\sim 275 \text{ cm}^{-1}$, он связан с наличием кластеров аморфного германия, это рассеяние на локальных колебаниях связей Ge-Ge в аморфном германии [22]. Это связано с тем, что при осаждении пленок при температуре 100°C происходит окислительно-восстановительная реакция $\text{GeO} + \text{SiO} \rightarrow \text{SiO}_2 + \text{Ge}$ (аморфный) [23]. Видно, что после ЕВА аморфные кластеры германия частично кристаллизовались (красная кривая (в онлайн версии), рис. 3, *a*). При разложении спектра на кривые Гаусса было получено, что положение „нанокристаллического“ пика составляет $\sim 299.9 \text{ cm}^{-1}$, а в спектре остается широкий „аморфный“ пик.

В спектре исходной пленки $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ не обнаружено ни „аморфного“, ни „нанокристаллического“ пиков германия. Скорее всего, в данной пленке не содержится достаточно крупных кластеров германия. Видно, что после ЕВА в спектре доминирует узкий пик с положением $\sim 300.0 \text{ cm}^{-1}$ (красная кривая (в онлайн версии), рис. 3, *b*), однако разложение на пики показало, что присутствует еще и „аморфный“ пик, т.е. присутствуют и кристаллическая и аморфная фазы германия.

Перейдем к анализу спектров КРС пленок $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ на подложках из кварца (рис. 4). Как видно, в спектре КРС исходной пленки $\text{GeO}[\text{SiO}]$ на кварце (черная кривая, рис. 4, *a*) присутствует сигнал от аморфных кластеров германия (выше упоминавшийся

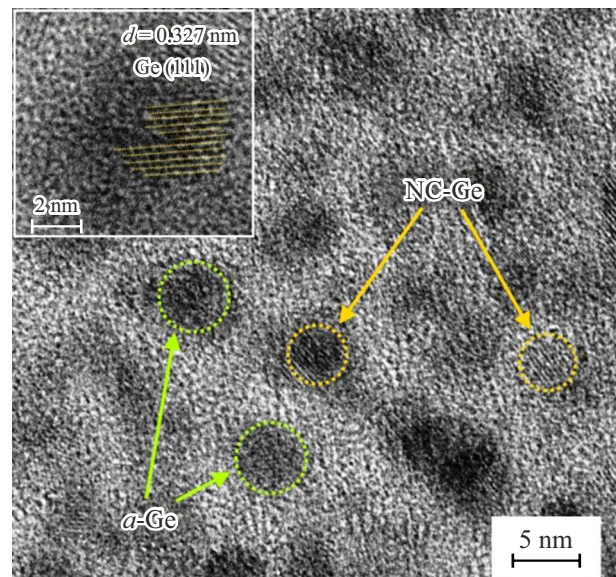


Рис. 2. Темнопольные HRTEM изображения пленки $\text{GeO}[\text{SiO}]$ на подложке *c*-Si (001) после ЕВА.

пик при $\sim 275 \text{ cm}^{-1}$). Для анализа влияния однородности плотности тока в электронном пучке после ЕВА были зарегистрированы несколько спектров. Точка p_1 — это точка в центре пучка, а точка p_5 — на краю пучка, точки $p_2 - p_4$ — это промежуточные точки, находящиеся на равном расстоянии друг от друга. Напомним, что диаметр пучка составлял 6 мм, а его радиус составлял соответственно 3 мм. Видно, что ЕВА в центре пучка (точка p_1) привел к практически полной кристаллизации кластеров аморфного германия с формированием NC-Ge, при этом положение „нанокристаллического“ пи-

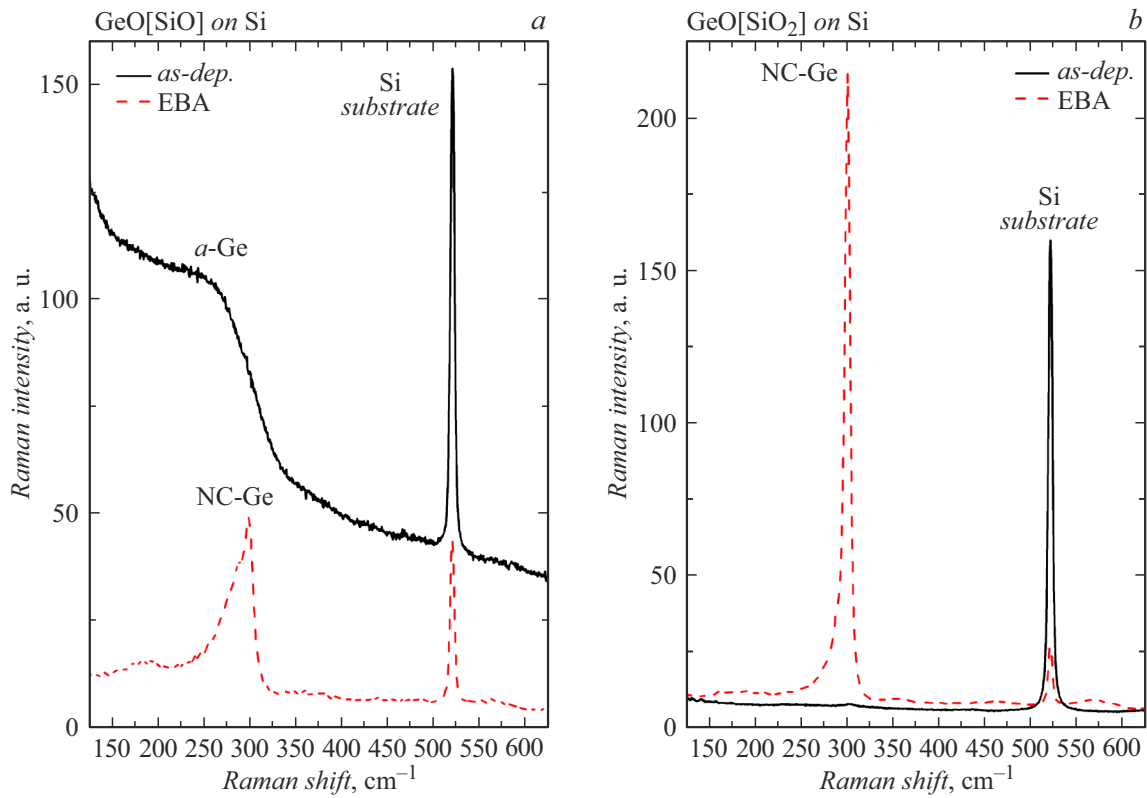


Рис. 3. Спектры КРС пленок на кремниевых подложках: *a* — GeO[SiO], *b* — GeO[SiO₂].

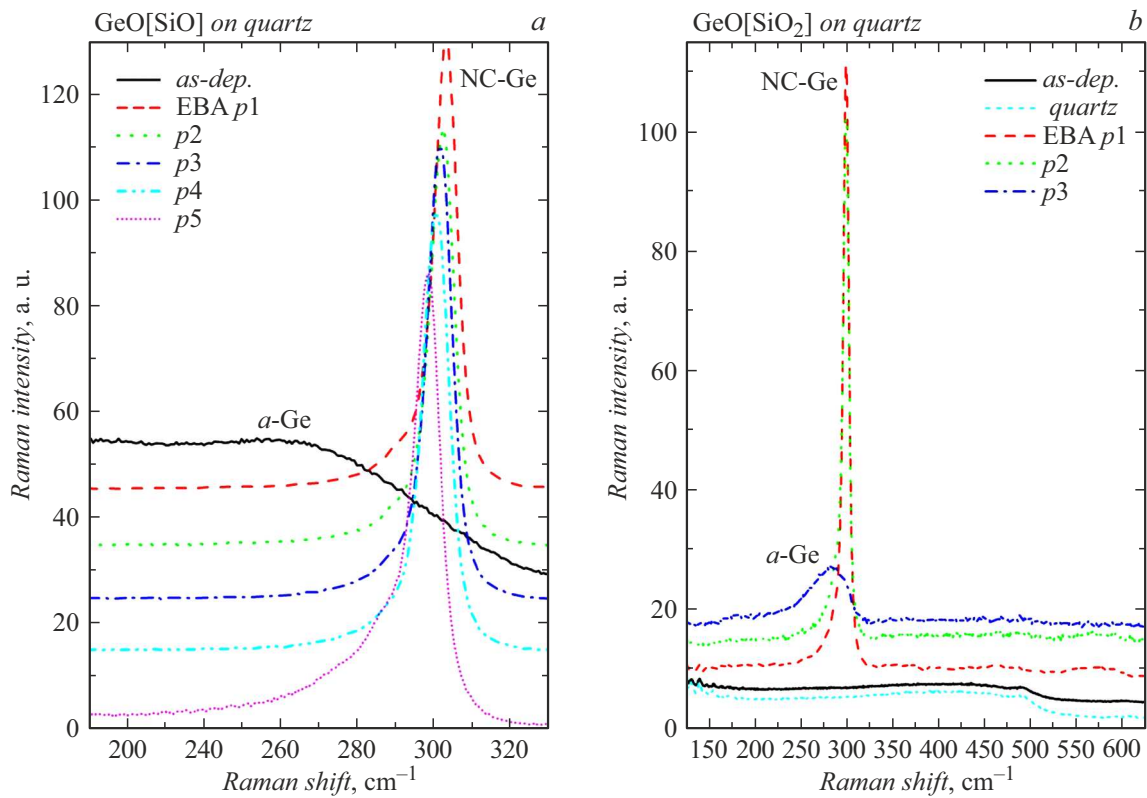


Рис. 4. Спектры КРС пленок на подложках из кварца: *a* — GeO[SiO], *b* — GeO[SiO₂].

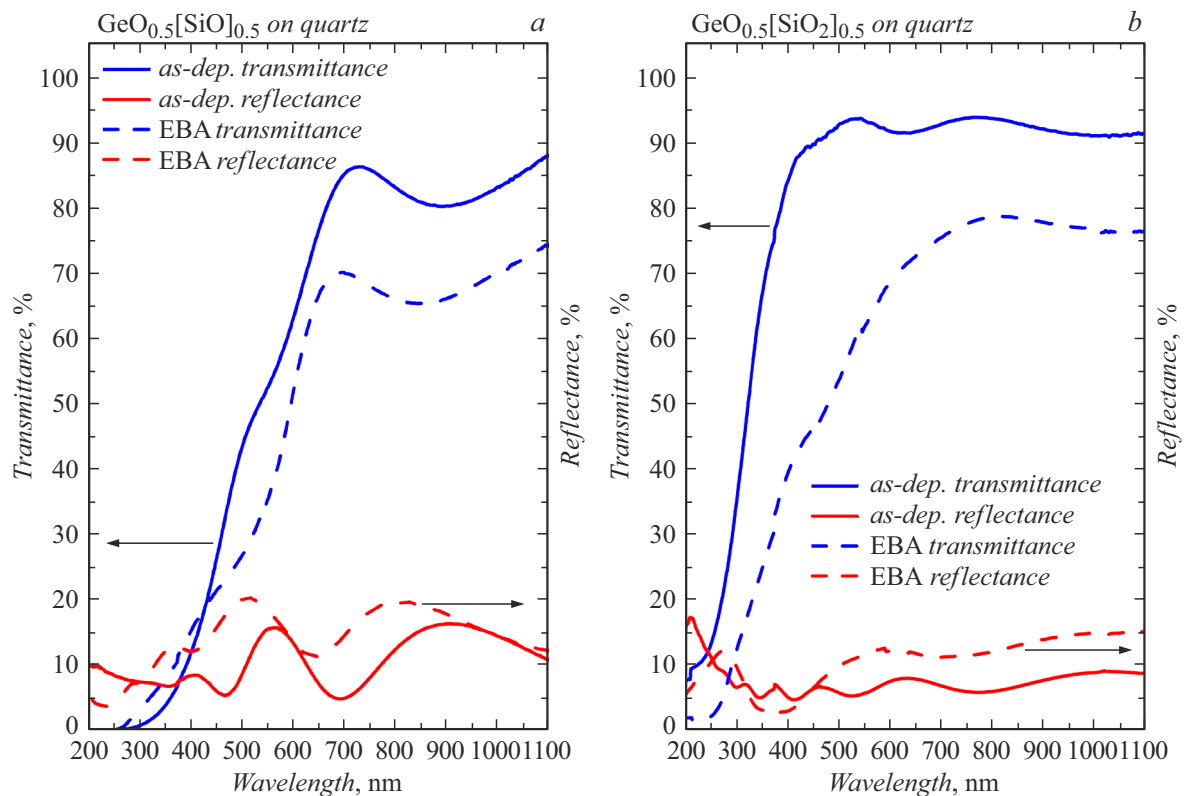


Рис. 5. Спектры пропускания и отражения пленок на кварцевых подложках: *a* — $\text{GeO}[\text{SiO}]$, *b* — $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$.

ка составило $\sim 303.8 \text{ cm}^{-1}$ (красная кривая (в онлайн версии), рис. 4, *a*). При смещении от центра пучка наблюдается смещение положения пика в сторону меньших частот, при этом в спектрах появляется „аморфная“ составляющая, особенно это заметно в спектре, зарегистрированном вблизи края электронного пучка (точка p_5 — фиолетовая кривая, рис. 4, *a*).

В спектре исходной пленки $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ (рис. 4, *b*) присутствуют особенности, связанные с сигналом от кварцевой подложки (широкая полоса от 250 до 550 cm^{-1} и особенность при $\sim 495 \text{ cm}^{-1}$). Как уже отмечалось, это обусловлено тем, что данная пленка полупрозрачна на длине волны излучения лазера (т.е. свет лазера доходит до подложки). Таким образом, показано, что в исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ на подложке из кварца также отсутствуют кластеры аморфного и кристаллического германия.

Из анализа спектра от точки p_1 (красная кривая (в онлайн версии), рис. 4, *b*) видно, что EBA в центре пучка привел к образованию NC-Ge в пленке $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ на подложке из кварца. При разложении спектров на кривые Гаусса было получено положение пика от NC-Ge, которое составляет 299.3 cm^{-1} , при этом „аморфная“ составляющая пика незначительна. Также был проведен анализ влияния однородности плотности тока в электронном пучке. Видно, что в точке p_2 (зеленая кривая (в онлайн версии), рис. 4, *b*), расположенной посередине между центром пучка и его краем, спектр КРС почти

не отличим от спектра в точке p_1 (центр пучка). А в спектре от точки p_3 (край пучка, синяя кривая (в онлайн версии), рис. 4, *b*), доминирует „аморфный“ пик. Очевидно, что наблюдаемые результаты обусловлены спаданием плотности тока в электронном пучке от его центра к краю.

На рис. 5 показаны спектры пропускания и отражения пленок $\text{GeO}[\text{SiO}]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ до и после EBA.

Видно, что EBA привел к уменьшению прозрачности пленок, особенно это видно по сдвигу края поглощения для пленки $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$. Это связано с формированием в пленках аморфных кластеров и NC-Ge, которые обуславливают поглощение видимого и ИК излучения [11].

3. Анализ полученных результатов

Ранее авторами было показано, что в исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}]$ присутствуют аморфные нанокластеры германия со средним размером $\sim 3 \text{ nm}$ [21]. EBA привел к формированию в данной пленке NC-Ge. В исходной пленке $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ отсутствовали кластеры германия, после EBA в ней также сформировались NC-Ge. В таблице приведены средние размеры NC-Ge и объемная доля кристаллической фазы, которые были определены из анализа данных КРС.

Из сравнения пленок $\text{GeO}[\text{SiO}_2]$ и $\text{GeO}[\text{SiO}]$ после отжига видно, что доля кристаллической фазы в пленке

Фазовый состав нанокластеров германия и средний размер NC-Ge

Образец	Отжиг		Разница положения НК пика и пика от монокристаллического Ge, cm^{-1}	Средний размер НК, nm	Доля кристаллической фазы, %
GeO[SiO]	Исходный		–	–	0
	EBA	Кварц, точка 1	–1.78	–	100
		Кварц, точка 2	–0.9	–	100
		Кварц, точка 3	–0.21	–	100
		Кварц, точка 4	0.77	8	55
		Кварц, точка 5	2.84	4.5	55
Si	1.51	6.2	10		
GeO[SiO ₂]	Исходный		–	–	–
	EBA	Кварц, точка 1	2.13	5.3	53
		Кварц, точка 2	2.28	5.1	100
		Кварц, точка 3	–	–	0
		Si	1.42	6.4	50

GeO[SiO₂] выше. Ранее авторами было обнаружено, что в случае печных отжигов таких пленок NC-Ge германия начинают формироваться в пленке GeO[SiO₂] уже при получасовом отжиге 550°C, тогда как для начала кристаллизации кластеров аморфного германия в пленке GeO[SiO] требовался отжиг той же длительности при температуре 680°C [11]. Это обусловлено тем, что размеры кластеров аморфного германия в исходной пленке GeO[SiO] меньше, чем размеры кластеров аморфного германия, возникающих в пленке GeO[SiO₂], вследствие реакции диспропорционирования $2\text{GeO} + 2\text{SiO}_2 \rightarrow \text{Ge} + 3\text{Ge}_{1/3}\text{Si}_2/3\text{O}_2$ в результате отжига [21]. Известно, что кристаллизация больших аморфных кластеров в тугоплавкой матрице происходит с более высокой скоростью, чем кристаллизация маленьких кластеров.

Стоит отметить, что в случае подложки из кварца кристаллизация происходит при меньших параметрах отжига, чем в случае подложки из монокристаллического кремния. Скорее всего, это связано с различной теплопроводностью этих материалов. Этот факт говорит о том, что EBA приводит к тепловому воздействию, это очевидно, так как для радиационных воздействий энергия электронов слишком мала.

Установлена некоторая разница между размерами NC-Ge, полученными из анализа данных КРС (см. таблицу),

и из анализа HRTEM-изображения, которая может быть следствием механических напряжений в NC-Ge. Напряжения сжатия приводят к увеличению частот фононов. Согласно модели локализации фононов [24], при среднем размере NC-Ge 5.5 nm (размер из данных HRTEM) разница положения пиков от NC-Ge и *c*-Ge должна составлять 1.96 cm^{-1} , тогда как по данным эксперимента она составляет 1.51 cm^{-1} . Разница в 0.45 cm^{-1} может быть вызвана напряжениями сжатия в 200–300 МПа [25]. Необходимо также отметить, что для пленки GeO[SiO] на кварце после EBA (точки 1–3), частота пика от NC-Ge больше, чем от *c*-Ge. В этом случае NC-Ge явно подвергнуты механическому сжатию, и их размеры из анализа спектров КРС определить невозможно. Возникновение механических напряжений сжатия уже обнаруживалось после полной кристаллизации пленок SiO_x с применением EBA [19]. Причины возникновения таких напряжений и их влияние на кинетику кристаллизации пока не установлено и будет являться предметом дальнейших исследований.

Предложенный подход формирования нанокластеров аморфного германия и NC-Ge с применением электронного пучка может быть использован для создания упорядоченных в слое аморфных нанокластеров и NC-Ge. Однако для этого необходимо применять электронный пучок более высокой энергии, т.е. использовать

не термические, а радиационные эффекты для структурных трансформаций в пленках. Для нанометрового разрешения необходимо использовать сфокусированный пучок электронов, например, как в электронно-пучковом нанолитографе. Для создания периодических массивов аморфных нанокластеров и NC-Ge, можно использовать интерференцию монохроматических когерентных пучков электронов, как предложено в работе [15].

Заключение

Анализ спектров КРС показал, что аморфные нанокластеры германия присутствуют в исходной пленке GeO[SiO], а в исходной пленке GeO[SiO₂] они не наблюдаются. Обнаружено, что использование электронно-пучкового отжига приводит к формированию аморфных и кристаллических нанокластеров германия в данных пленках. Исследованы эффекты по влиянию подложки (кварц или кремний), а также состава пленок, на размеры нанокристаллов германия и долю кристаллической фазы (в случае неполной кристаллизации кластеров германия) в результате электронно-пучковых отжигов. Исследовано влияние однородности тока в электронном пучке на структурные трансформации.

Благодарности

Авторы выражают благодарность Кривякину Г.К. за ПВРЭМ измерения, а также ЦКП „ВТАН“ НГУ за предоставленное оборудование для регистрации спектров КРС и получение ПВРЭМ изображений. Авторы благодарны профессору Michel Vergnat (Université de Lorraine, France) за помощь в росте исходных пленок нестехиометрических германосиликатных пленок.

Финансирование работы

Исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации. Работы по проведению электронно-пучковых отжигов выполнены по государственному заданию ИТ СО РАН, проект № 121031800218-5. Работы по исследованию структуры пленок выполнены по государственному заданию ИФП СО РАН, проект № FWGW-2022-0011.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] E.G. Barbagniovanni, D.J. Lockwood, P.J. Simpson, L.V. Goncharova. *Appl. Phys. Rev.*, **1**, 011302 (2014). DOI: 10.1063/1.4835095
- [2] D. Carolan. *Prog. Mater. Sci.*, **90**, 128 (2017). DOI: 10.1016/J.PMATSCI.2017.07.005
- [3] V.G. Dyskin, M.U. Dzhanlych. *Appl. Sol. Energy*, **57**, 252 (2021). DOI: 10.3103/S0003701X2103004X
- [4] S.M. Sze. *Physics of Semiconductor Devices*, 2nd ed. (Wiley, NY., 1981), p. 789.
- [5] Y. Minoura, A. Kasuya, T. Hosoi, T. Shimura, H. Watanabe. *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 033502 (2013). DOI: 10.1063/1.4813829
- [6] Y. Kamata. *Mater. Today*, **11**, 30 (2008). DOI: 10.1016/S1369-7021(07)70350-4
- [7] M. Shang, X. Chen, B. Li, J. Niu. *ACS Nano*, **14**, 3678 (2020). DOI: 10.1021/acsnano.0c00556
- [8] I. Stavarache, C. Logofatu, M.T. Sultan, A. Manolescu, H.G. Svavarsson, V.S. Teodorescu, M.L. Ciurea. *Sci. Rep.*, **10**, 3252 (2020). DOI: 10.1038/s41598-020-60000-x
- [9] M. Ardyanian, H. Rinnert, M. Vergnat. *J. Appl. Phys.*, **100**, 113106 (2006). DOI: 10.1063/1.2400090
- [10] S.K. Wang, H. Liu, A. Toriumi. *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 2 (2012). DOI: 10.1063/1.4738892
- [11] Ф. Чжан, С.А. Кочубей, М. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat, В.А. Володин. *ФТП*, **54** (3), 251 (2020). DOI: 10.21883/FTP.2020.03.49029.9309 [F. Zhang, S.A. Kochubey, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat, V.A. Volodin. *Semiconductors*, **54** (3), 322 (2020). DOI: 10.1134/S1063782620030070]
- [12] Sh. Rath, D. Kabiraj, D.K. Avasthi, A. Tripathi, K.P. Jain, Manoj Kumar, H.S. Mavi, A.K. Shukla. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. Sect. B*, **263**, 419 (2007). DOI: 10.1016/j.nimb.2007.07.018
- [13] M. Okugawa, R. Nakamura, H. Numakura, M. Ishimaru, H. Yasuda. *J. Appl. Phys.*, **120**, 134308 (2016). DOI: 10.1063/1.4964332
- [14] R. Nakamura, A. Matsumoto, M. Ishimaru. *J. Appl. Phys.*, **129**, 215301 (2021). DOI: 10.1063/5.0052142
- [15] F. Zhang, V.A. Volodin, E.A. Baranov, V.O. Konstantinov, V.G. Shchukin, A.O. Zamchiy, M. Vergnat. *Vacuum*, **197**, 110796 (2022). DOI: 10.1016/j.vacuum.2021.110796
- [16] V.A. Volodin, P. Geydt, G.N. Kamaev, A.A. Gismatulina, G.K. Krivyakin, I.P. Prosvirin, I.A. Azarov, F. Zhang, M. Vergnat. *Electron MDPI*, **9**, 2103 (2020). DOI: 10.3390/electronics9122103
- [17] S.R.M. da Silva, G.K. Rolim, G.V. Soares, I.J.R. Baumvol, C. Krug, L. Miotti, F.L. Freire, Jr., M.E.H.M. da Costa, C. Radtke. *Appl. Phys. Lett.*, **100**, 191907 (2012). DOI: 10.1063/1.4712619
- [18] В.Г. Щукин, В.О. Константинов, В.С. Морозов. *ЖТФ*, **88** (6), 914 (2018). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52932.28-22 [V.G. Shchukin, V.O. Konstantinov, V.S. Morozov. *Tech. Phys.*, **63** (6), 888 (2018). DOI: 10.1134/S1063784218060191]
- [19] Е.А. Баранов, В.О. Константинов, В.Г. Щукин, А.О. Замчий, И.Е. Меркулова, Н.А. Лунев, В.А. Володин. *Письма в ЖТФ*, **47** (6), 26 (2021). DOI: 10.21883/JTF.2022.09.52932.28-22 [E.A. Baranov, V.O. Konstantinov, V.G. Shchukin, A.O. Zamchiy, I.E. Merkulova, N.A. Lunev, V.A. Volodin. *Tech. Phys. Lett.*, **47**, 287 (2021). DOI: 10.1134/S1063785021030172]
- [20] V.A. Volodin, M.P. Gambaryan, A.G. Cherkov, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat. *Mater. Res. Express*, **3**, 085019 (2016). DOI: 10.1088/2053-1591/3/8/085019

- [21] М.П. Гамбарян, Г.К. Кривякин, С.Г. Черкова, М.Stoffel, H.Rinnert, M.Vergnat, В.А. Володин. ФТТ, **62** (3), 434 (2020). DOI: 10.21883/ЖТФ.2022.09.52932.28-22 [M.P. Gambaryan, G.K. Krivyakin, S.G. Cherkova, M. Stoffel, H. Rinnert, M. Vergnat, V.A. Volodin Phys. Solid State, **62** (3), 492 (2020). DOI: 10.1134/S1063783420030105]
- [22] W. Wihl, M. Cardona, J. Tauc. J. Non-Cryst. Solids, **8–10**, 172 (1972). DOI: 10.1016/0022-3093(72)90132-9
- [23] V.A. Volodin, G.N. Kamaev, V.A. Gritsenko, A.A. Gismatulin, A. Chin, M. Vergnat. Appl. Phys. Lett., **114**, 233104 (2019). DOI: 10.1063/1.5079690
- [24] V.A. Volodin, D.V. Marin, V.A. Sachkov, E.B. Gorokhov, H. Rinnert, M. Vergnat. ЖЭТФ, **145**, 77 (2014). DOI: 10.7868/S0044451014010076
- [25] F. Cerdeira, C.J. Buchenauer, F.H. Pollak, M. Cardona. Phys. Rev. B, **5**, 580 (1972). DOI: 10.1103/PhysRevB.5.580