

03,04,10,16

## Управление краем собственного поглощения тонких пленок $\text{GeO}_x$ с помощью термического отжига

© К.Н. Астанкова<sup>1</sup>, Н.А. Кислухин<sup>1,2</sup>, А.Д. Самусь<sup>3</sup>, А.А. Мацынин<sup>3,4</sup>,  
С.В. Комогорцев<sup>3,4</sup>, И.А. Азаров<sup>1,5</sup>, В.А. Володин<sup>1,5</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,  
Новосибирск, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный технический университет,  
Новосибирск, Россия

<sup>3</sup> Сибирский государственный университет науки и технологий им. М.Ф. Решетнева,  
Красноярск, Россия

<sup>4</sup> Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН,  
Красноярск, Россия

<sup>5</sup> Новосибирский государственный университет,  
Новосибирск, Россия

E-mail: astankova-kn@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 12 февраля 2026 г.

В окончательной редакции 18 февраля 2026 г.

Принята к публикации 18 февраля 2026 г.

Представлены результаты исследования по изменению оптических свойств пленок  $\text{GeO}_x$ , подвергнутых термическому отжигу в диапазоне температур 280–400 °С на воздухе. Пленки  $\text{GeO}_x$  были получены термическим испарением в вакууме гранул монооксида германия и осаждением паров на холодную подложку из стекла. По данным спектроскопии комбинационного рассеяния света установлено, что нагрев пленок монооксида германия до температуры 280 °С приводит к формированию наночастиц аморфного Ge, а при 380 °С начинается процесс их кристаллизации. Из полученных оптических спектров пропускания и отражения тонких пленок  $\text{GeO}_x$  до и после отжигов рассчитаны дисперсионные кривые для показателей преломления и поглощения, а из анализа спектральной зависимости коэффициента поглощения в координатах Тауца — величины оптической щели пленок  $\text{GeO}_x$ . Установлено, что, варьируя температуру отжига, можно управлять краем собственного поглощения в тонких пленках  $\text{GeO}_x$ .

**Ключевые слова:** монооксид германия, комбинационное рассеяние света, спектроскопия пропускания и отражения, модель Тауца, край собственного поглощения.

DOI: 10.61011/FTT.2026.02.62716.8833

### 1. Введение

Оксиды германия находят практическое применение при изготовлении линз, волноводов, фотодетекторов и окон, прозрачных в инфракрасном диапазоне, так как обладают хорошим сочетанием оптических и механических характеристик [1,2]. Кроме кристаллических и аморфных модификаций диоксида германия в твердом состоянии известен также аморфный монооксид германия. Некоторые исследования показывают потенциальную возможность применения  $\text{GeO}_x$  в качестве антиотражающих покрытий в солнечных элементах [3], а также в составе многослойных интерференционных фильтров [4,5]. Назаров и др. обнаружили в пленках  $\text{GeO}_x$  эффект фотостимулированного изменения показателя преломления и толщины, который позволяет получать на их основе голографические решетки [6].

Отдельный интерес представляет метастабильность монооксида германия. Пленки аморфного монооксида германия при нагреве выше 200 °С претерпевают диспропорционирование по реакции

$2\text{GeO}_x \rightarrow (1 - x/2)\text{Ge} + x/2\text{GeO}_2$ . Выделяющиеся в матрице оксида кластеры германия могут быть электроактивными, выступая в качестве глубоких ловушек для носителей заряда. Благодаря этому в пленках  $\text{GeO}_x$  после отжига могут возникать сигналы фото- и катодolumинесценции при комнатной температуре в видимом и ИК диапазоне [7,8]. Путем нагрева можно контролировать концентрацию, размер и фазу Ge кластеров в пленках  $\text{GeO}_x$  (глубину диспропорционирования). Такие структурные модификации должны приводить к изменению их оптических характеристик. Данная работа посвящена изучению эволюции спектров оптического пропускания и отражения в тонких пленках  $\text{GeO}_x$  на стекле при отжиге, расчету их оптических констант с помощью моделирования и определению края собственного поглощения по модели Тауца.

### 2. Методика эксперимента

Пленки монооксида германия получали методом термической сублимации в вакууме ( $\sim 10^{-3}$  Па) гранул

GeO<sub>x</sub>, нагретых в тигле конической формы из вольфрамовой проволоки до температуры  $\sim 2400$  К в течение 1.5 min [9]. Подложки размещали на столике непосредственно под испарителем на расстоянии 9 см. В качестве подложек для осаждения служили покровные стекла (марки Minimed) размером  $25 \times 25 \times 0.17$  mm, прошедшие ультразвуковую очистку в мыльном растворе и перекиси водорода. Полученные пленки GeO<sub>x</sub> имели толщину  $\sim 150$ – $200$  nm. По данным рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии стехиометрический параметр  $x$  в исследуемых пленках GeO<sub>x</sub> составил 1.04 [9].

Термообработки образцов с пленками GeO<sub>x</sub> проводили в температурном диапазоне  $280$ – $400$  °С в течение 2 min на воздухе. Нагрев осуществлялся путем подачи управляемого переменного напряжения на керамический нагреватель. Сверху на нагревателе размещалась алюминиевая пластина, на которой проводились отжиги образцов.

Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) регистрировали с помощью спектрометра T64000 Horiba Jobin Yvon при комнатной температуре в геометрии обратного рассеяния. В качестве возбуждающего излучения применялся волоконный лазер с длиной волны 514.5 nm. Спектральное разрешение было не хуже, чем  $2$  cm<sup>-1</sup>. Диаметр лазерного пятна на поверхности образца составлял  $\sim 30$  μm, а мощность пучка была 1 mW. Это не приводило к значительному локальному нагреву области образца под пятном лазера и диспропорционированию пленок GeO<sub>x</sub> в процессе измерения. Спектры пропускания пленок GeO<sub>x</sub> регистрировались с применением спектрофотометра СФ-56 в диапазоне длин волн от 0.19 до 1.1 μm с шагом 0.001 μm. Спектральное разрешение составляло 0.002 μm. Для регистрации спектров зеркального отражения использовалась приставка ПЗО-9 с углом падения света к нормали 9°. В качестве эталонного зеркала служила полированная Si пластина. Измеренный спектр был нормирован на спектр отражения эталона. Аппроксимация экспериментальных спектров пропускания и отражения пленок GeO<sub>x</sub> и расчет реальной и мнимой частей коэффициента преломления проводились с использованием программы для ЭВМ № 2022668094 от 04.10.2022: Егоров Д.А., Азаров И.А., Володин В.А. „Программа для моделирования спектров пропускания и отражения слоистых структур на толстой подложке с учетом интерференции в слоях“.

### 3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены спектры КРС пленок GeO<sub>x</sub> до и после серии отжигов при различных температурах. В спектре КРС исходной пленки GeO<sub>x</sub> на стекле не обнаружено каких-либо особенностей (рис. 1, спектр 1). После отжига пленки при  $T = 280$  °С в течение 2 min в спектре появляется слабая широкая полоса вблизи  $275$ – $280$  cm<sup>-1</sup>. В аморфных материалах отсутствует трансляционная симметрия и, следовательно, не вы-

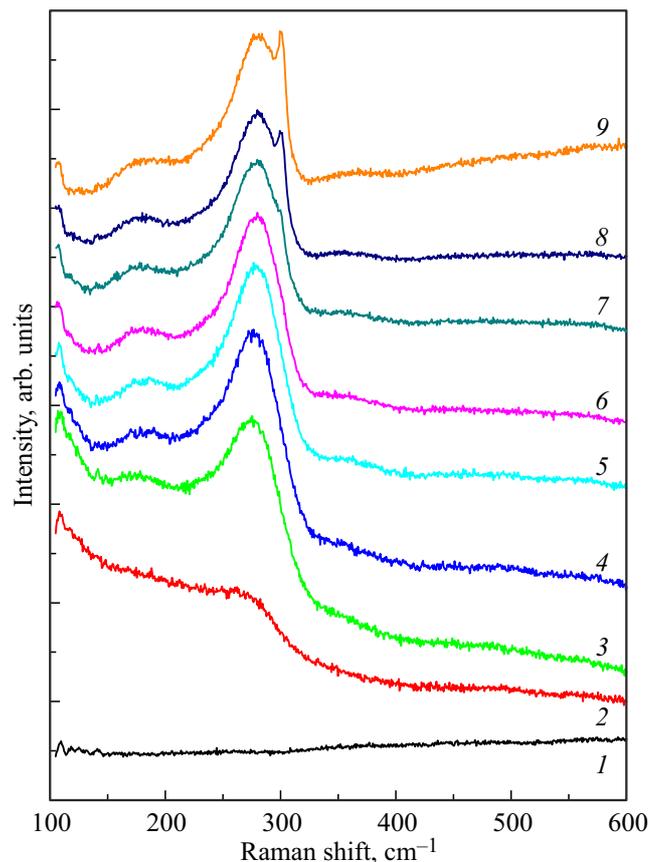
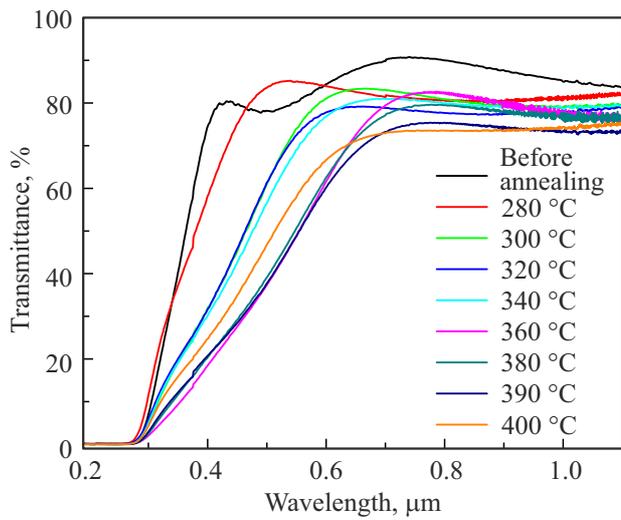


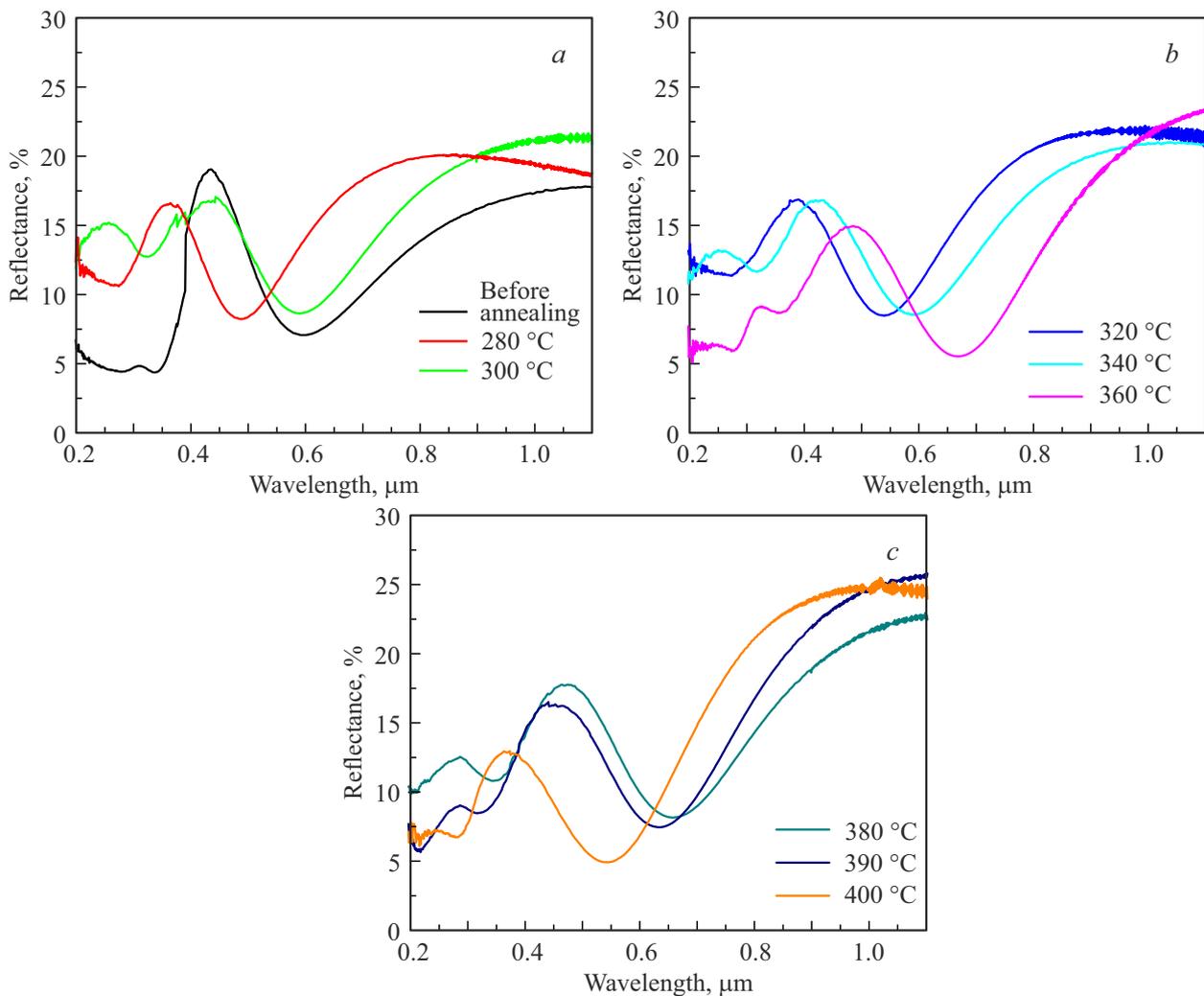
Рис. 1. Спектры КРС пленок GeO<sub>x</sub> до (1) и после серии отжигов в течение 2 min при температуре  $T$ , °С: 2 — 280, 3 — 300, 4 — 320, 5 — 340, 6 — 360, 7 — 380, 8 — 390, 9 — 400.

полняется закон сохранения квазиимпульса, поэтому спектр КРС определяется эффективной (с поправкой на фактор Бозе–Эйнштейна) плотностью колебательных состояний. Вследствие этого в спектре КРС аморфного германия присутствует полоса, соответствующая максимуму плотности состояний при частотах  $275$ – $280$  cm<sup>-1</sup>, которая связана с неупругим рассеянием света на локальных ТО-образных колебаниях Ge–Ge связей (рис. 1, спектр 2) [10]. Таким образом пленка GeO<sub>x</sub> в процессе начала диспропорционирования трансформируется в композитную систему с нанокластерами Ge в матрице оксида германия. Также в спектре 2 наблюдается фон, нарастающий в области низких частот. Вероятно, это связано с широким бозонным пиком, который часто присутствует в КРС-спектрах стеклообразных материалов при частотах  $< 100$  cm<sup>-1</sup> [11,12]. Отжиги пленки GeO<sub>x</sub> при более высоких температурах приводят к появлению в спектре КРС особенности (плеча) вблизи  $180$  cm<sup>-1</sup>, связанной с неупругим рассеянием света на локальных LO-образных колебаниях Ge–Ge связей (рис. 1, спектр 3). Интенсивность этой полосы гораздо меньше, чем интенсивность полосы при  $275$ – $280$  cm<sup>-1</sup>, поэтому она появляется тогда, когда интенсивность КРС, от кластеров аморфного германия становится заметно боль-

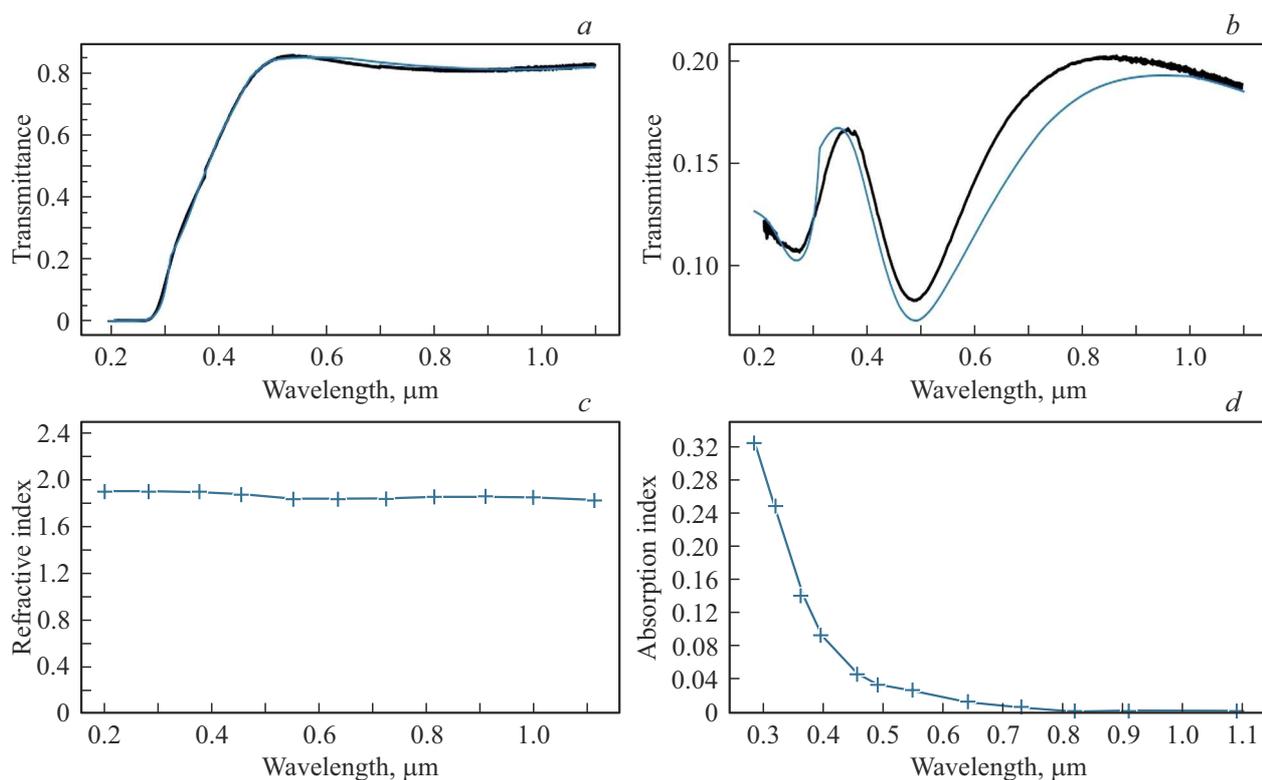


**Рис. 2.** Спектры пропускания пленок  $\text{GeO}_x$  до и после серии отжигов в течение 2 min.

шой. При этом растет интенсивность основной полосы КРС вблизи  $280\text{ cm}^{-1}$ , так как при повышении температуры отжига увеличивается глубина диспропорционирования пленки  $\text{GeO}_x$  (возрастает количество выделившегося германия). Стоит отметить, что отжиги пленок  $\text{GeO}_x$  при температурах  $380\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 2 min приводят к частичной кристаллизации кластеров Ge, на что указывает плечо при  $300.2\text{ cm}^{-1}$  (рис. 1, спектр 7) и узкие пики вблизи  $301\text{ cm}^{-1}$  (рис. 1, спектры 8 и 9). В кристаллическом германии выполняется закон сохранения квазиимпульса, и так как импульс фотона очень мал, то фотоны неупруго рассеиваются только на длинноволновых фононах. Частота этих фононов составляет  $\sim 301.5\text{ cm}^{-1}$  [13]. Сдвиг частоты фононов обусловлен их локализацией в нанокристаллах Ge. Применяя улучшенную модель локализации фононов в Ge нанокристаллах [14], по положению узкого пика КРС можно определить, что их средний диаметр составляет  $\sim 6\text{--}7\text{ nm}$  (после отжига пленки  $\text{GeO}_x$  при температуре



**Рис. 3.** Спектры отражения пленок  $\text{GeO}_x$  до и после серии отжигов в течение 2 min.



**Рис. 4.** Пример моделирования спектров пропускания (а) и отражения (b) пленок  $\text{GeO}_x$  после отжига при  $280^\circ\text{C}$ : черные кривые — экспериментальные данные, синие кривые — результаты моделирования и расчет дисперсионных кривых для показателя преломления  $n$ (c) и показателя поглощения  $k$ (d). Синие крестики были установлены вручную так, чтобы добиться наилучшего совпадения экспериментальных и расчетных спектров пропускания и отражения, при этом значения  $n$  и  $k$  между крестиками аппроксимировались линейно программой.

$380^\circ\text{C}$ ) и  $\sim 9\text{--}10\text{ nm}$  (при температурах отжига  $390$  и  $400^\circ\text{C}$ ). Температура начала процесса кристаллизации ( $T_c$ ) кластеров германия в изучаемых пленках  $\text{GeO}_x$  ( $380^\circ\text{C}$ ) оказалась значительно ниже, чем величина  $T_c$  в пленках  $\text{GeO}_x$  другого состава ( $500\text{--}550^\circ\text{C}$ ) [15–17]. Впервые подобное наблюдали при отжиге пленок состава  $\text{GeO}_{1.07}$  толщиной  $\sim 15\text{ nm}$  [18]. Причина этого пока не ясна и является предметом дальнейших исследований.

Для исследования края оптического поглощения были записаны спектры пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  до и после отжигов (рис. 2 и 3). Во всех спектрах наблюдается интерференция в области длин волн, где поглощение является слабым. Резкое падение пропускания при длинах волн меньше  $0.3\text{ }\mu\text{m}$  обусловлено поглощением света в стеклянной подложке. Наличие интерференции не позволяет точно определить край поглощения в пленках  $\text{GeO}_x$ . Для количественного анализа показателя поглощения и преломления спектры пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  были аппроксимированы с помощью программы, упомянутой в разделе „Методика эксперимента“.

На рис. 4 приведен пример аппроксимации экспериментальных спектров пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  после отжига при температуре  $280^\circ\text{C}$ . В процессе моделирования подбирали показатель преломления ( $n$ )

и поглощения ( $k$ ), а также толщину пленки так, чтобы добиться совпадения экспериментальных и расчетных спектров пропускания и отражения. В результате были получены дисперсионные кривые для оптических констант  $n$  и  $k$ .

Из зависимости показателя поглощения ( $k$ ) от длины волны ( $\lambda$ ) можно рассчитать спектральную зависимость коэффициента поглощения ( $\alpha$ ) по формуле  $\alpha(\text{cm}^{-1}) = 4\pi \cdot 10^4 \cdot k/\lambda(\text{ }\mu\text{m})$ . Эти данные в дальнейшем были использованы для расчета оптической щели по модели Тауца. В аморфных материалах отсутствует трансляционная симметрия, поэтому появляются энергетические области с высокой и низкой плотностью состояний. Собственное поглощение определяется плотностью состояний, а край поглощения определяется провалом в плотности состояний. Для процесса поглощения не обязательно участие фононов, т. к. не действует правило сохранения квазиимпульса. Для нахождения края поглощения можно воспользоваться уравнением [19,20]:

$$\alpha = B \cdot (E_{\text{ph}} - E_{\text{opt}})^2 / E_{\text{ph}},$$

где  $B$  — это константа,  $E_{\text{ph}}$  — энергия фотона,  $E_{\text{opt}}$  — оптическая щель. Если построить зависимость  $(\alpha E_{\text{ph}})^{1/2}$  от энергии фотона, то путем экстраполяции линейной

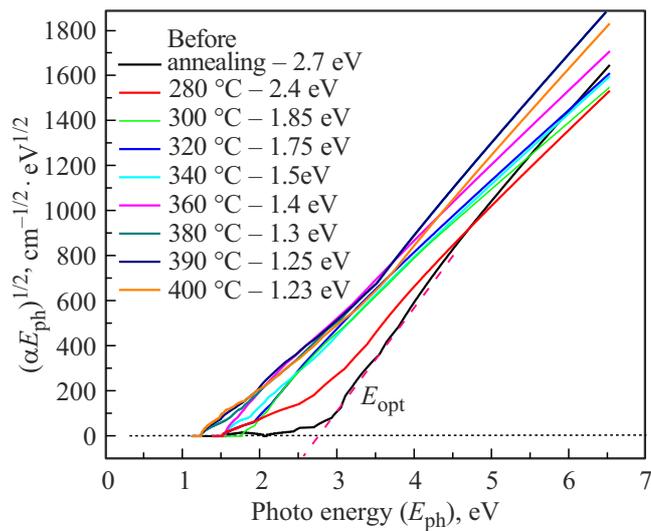


Рис. 5. Эволюция края собственного поглощения пленки  $\text{GeO}_x$  до и после серии отжигов в течение 2 min.

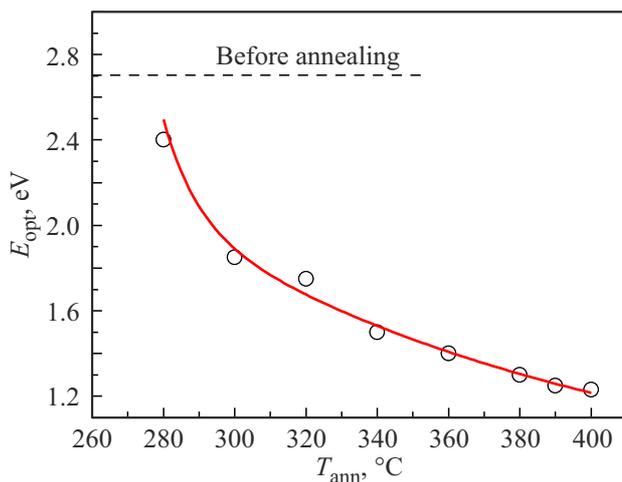


Рис. 6. Изменение величины оптической щели ( $E_{\text{opt}}$ ) пленки  $\text{GeO}_x$  в зависимости от температуры отжига ( $T_{\text{ann}}$ ).

части графика на ось абсцисс получаем величину оптической щели ( $E_{\text{opt}}$ ) пленки  $\text{GeO}_x$ . На рис. 5 пунктирной линией показан пример экстраполяции графика для исходной пленки  $\text{GeO}_x$ . Край собственного поглощения пленки монооксида германия до отжига составил 2.7 eV. Аналогичным образом  $E_{\text{opt}}$  определялась при разных температурах отжига пленки. Из рис. 5 видно, что поглощение также присутствует при энергии фотона меньше, чем  $E_{\text{opt}}$ , что связано с наличием так называемых „хвостов“ Урбаха на краю щели плотности состояний [21]. При увеличении температуры отжига  $E_{\text{opt}}$  смещается в сторону меньших энергий (до 1.23 eV). Это связано с появлением в объеме пленки не связанного с кислородом Ge в виде нанокластеров, образовавшихся за счет диспропорционирования  $\text{GeO}_x$ , а также их ростом, что подтверждают данные спектроскопии КРС. Отметим,

что если бы происходило окисление пленки  $\text{GeO}_x$  в процессе отжига, то  $E_{\text{opt}}$ , напротив, смещалась бы в сторону больших энергий [22]. Оптическая щель для пленки  $\text{GeO}_{1.04}$  оказалась несколько больше, чем описано в литературе (2.4–2.5 eV) [6,9,23]. Очевидно, что эта величина зависит от состава, толщины и структуры пленки монооксида германия. Из рис. 6 видно, что величина оптической щели ( $E_{\text{opt}}$ ) для пленки  $\text{GeO}_{1.04}$  в зависимости от температуры отжига ( $T_{\text{ann}}$ ) убывает по экспоненциальному закону. Таким образом, с помощью отжигов можно управлять краем собственного поглощения пленок  $\text{GeO}_x$  за счет вариации глубины диспропорционирования и получать структуры с требуемыми оптическими характеристиками.

#### 4. Заключение

По данным спектроскопии КРС установлено, что в пленке  $\text{GeO}_{1.04}$  толщиной  $\sim 150\text{--}200\text{ nm}$  при температуре отжига 280 °C начинается процесс диспропорционирования. Обнаружено, что температура начала процесса кристаллизации кластеров Ge (380 °C) в исследуемой пленке ниже, чем описано в литературе. Из анализа спектров пропускания и поглощения в спектральном диапазоне 0.19–1.1  $\mu\text{m}$  рассчитаны дисперсионные зависимости для показателя преломления и поглощения пленок  $\text{GeO}_x$  до и после серии отжигов. Определен край собственного поглощения для пленки  $\text{GeO}_{1.04}$ , который составил 2.7 eV. Установлено, что отжиги приводят к длинноволновому сдвигу края поглощения, что связано с появлением и увеличением размеров нанокластеров Ge.

#### Благодарности

Авторы выражают благодарность ЦКП „ВТАН“ НГУ за предоставленное оборудование для записи спектров комбинационного рассеяния света.

#### Финансирование работы

Работа по приготовлению и термической обработке пленок проводилась в рамках выполнения государственного задания № FWES-2024-0002. Работа по регистрации и анализу спектров пропускания и отражения пленок  $\text{GeO}_x$  на стекле проводилась в рамках выполнения государственного задания № FWGW-2025-0014. Работа по записи спектров КРС пленок  $\text{GeO}_x$  проводилась в рамках выполнения государственного задания № FWGW-2025-0023.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] A. Choudhury, A. Dalal, S.M. Manohar Dhar Dwivedi, A. Ghosh, N. Halder, S. Das, A. Mondal. *Mater. Res. Bull.* **142**, 111397 (2021).  
<https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2021.111397>
- [2] A. Chiasera, C. Macchi, S. Mariazzi, S. Valligatla, L. Lunelli, C. Pederzoli, D.N. Rao, A. Somoza, R.S. Brusa, M. Ferrari. *Opt. Mater. Express* **3**, 9, 1561 (2013).  
<https://doi.org/10.1364/OME.3.001561>
- [3] V.G. Dyskin, M.U. Dzhanklych. *Appl. Solar Energy* **57**, 252 (2021). <https://doi.org/10.3103/s0003701x2103004x>.
- [4] V.F. Zinchenko, V.P. Sobol, I.R. Magunov, O.V. Mozgova. *Voprosy khimii i khimicheskoi tekhnologii* **6**, 29 (2018).  
<https://doi.org/10.32434/0321-4095-2018-121-6-29-33>
- [5] K.N. Astankova, A.N. Aksenov, E.B. Gorokhov, I.A. Azarov, D.V. Marin, V.A. Volodin. *Proc. Int. Symp. „Nanostructures: Physics and Technology“* (Ekaterinburg, Russia, 2011) p. 87.
- [6] Ф.А. Назаренков, Н.А. Растрененко. *Оптика и спектроскопия* **46**, 5, 1013 (1979)
- [7] Е.Б. Горохов, В.А. Володин, Д.В. Марин, Д.А. Орехов, А.Г. Черков, А.К. Гутаковский, В.А. Швец, А.Г. Борисов, М.Д. Ефремов. *ФТП* **39**, 10, 1210 (2005).
- [8] К.Н. Астанкова, Е.Б. Горохов, В.А. Володин, Д.В. Марин, И.А. Азаров, А.В. Латышев. *PH* **11**, 5–6, 59 (2016).
- [9] G. Hamoud, A. Samus, A. Matsynin, S. Komogortsev, V. Zhandun, I. Prosvirin, K. Astankova, I. Azarov, P. Geydt, I. Milekhin, V. Volodin. *Thin Solid Films* **836**, 140869 (2026).  
<https://doi.org/10.1016/j.tsf.2026.140869>
- [10] M. Wihl, M. Cardona, J. Tauc. *J. Non-Cryst. Solids* **8–10**, 172 (1972)
- [11] Д. Арсова, Я. Булметис, К. Раггис, В. Памукчиева, Е. Скордева. *ФТП* **39**, 8, 995 (2005).  
<https://doi.org/10.1134/1.2010693>
- [12] J. Schroeder, W. Wu, J.L. Apkarian, M. Lee, L.-G. Hwa, C.T. Moynihan. *J. Non-Cryst. Solids* **349**, 88 (2004).  
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2004.08.265>
- [13] J.H. Parker, D.W. Feldman, M. Ashkin. *Phys. Rev.* **155**, 3, 712 (1967)
- [14] V.A. Volodin, D.V. Marin, V.A. Sachkov, E.B. Gorokhov, H. Rinnet, M. Vergnat. *JETP* **118**, 1, 65 (2014).  
<https://doi.org/10.1134/S1063776114010208>
- [15] K. Vijayarangamuthu, S. Rath, D. Kabiraj, D.K. Avasthi, P.K. Kulriya, V.N. Singh, B.R. Mehta. *J. Vac. Sci. Technol. A* **27**, 731 (2009). <http://dx.doi.org/10.1116/1.3155402>
- [16] F. Zhang, V.A. Volodin, K.N. Astankova, G.N. Kamaev, I.A. Azarov, I.P. Prosvirin, M. Vergnat. *Results in Chem.* **4**, 100461 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.rechem.2022.100461>
- [17] Ю. Чен, В.А. Володин. Тезисы докладов Школы молодых ученых „Физика и технология квантовых систем“ (Новосибирск, Россия, 2024) с. 50-51.
- [18] К.Н. Астанкова, Н.А. Кислухин, И.А. Азаров, И.П. Проsvирин, В.А. Володин. *ФТТ* **66**, 9, 1585 (2024).  
<http://dx.doi.org/10.61011/FTT.2024.09.58784.181>
- [19] B.P. Rai. *Phys. Status Solidi A* **100**, K189 (1987).
- [20] J. Tauc, R. Grigorovici, A. Vanou. *Phys. Status Solidi* **15**, 627 (1966).
- [21] F. Urbach. *Phys. Rev.* **92**, 1324 (1953)
- [22] J. Beynon, M.M.A.G. El-Samanoudy, S.K.J. Al-Ani. *J. Mater. Sci. Lett.* **8**, 786 (1988).
- [23] E.B. Gorokhov, T. Easwarakhantan, D.V. Marin, V.A. Volodin, K.N. Astankova, I.A. Azarov, M. Vergnat. *Proc. Int. Symp. „Nanostructures: Physics and Technology“* (St. Petersburg, Russia, 2010) p. 329.

Редактор А.Н. Смирнов