

НЕОРГАНИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ  
И НАНОМАТЕРИАЛЫ

УДК 54-161.6;54-03;538.911

ХИМИЧЕСКОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ФАЗОВОЙ  
ПАМЯТИ НА ОСНОВЕ СЛОЖНЫХ ХАЛЬКОГЕНИДОВ

© 2021 г. С. А. Козюхин\*

Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Ленинский пр-т, 31, Москва, 119991 Россия

\*e-mail: sergkoz@igic.ras.ru

Поступила в редакцию 06.05.2020 г.

После доработки 26.05.2020 г.

Принята к публикации 27.05.2020 г.

Рассмотрено применение методов химической модификации для аморфных тонких пленок материалов фазовой памяти на примере халькогенидного соединения  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  для управления функциональными характеристиками данных материалов. В качестве легирующих элементов предложены висмут и олово, в качестве способов получения аморфных пленок – методы термического напыления в вакууме и магнетронного распыления мишени с последующей ионной имплантацией легирующей примеси. В результате комплексных исследований модифицированных тонких пленок, включающих в себя структурные, оптические, электрические и термические измерения, установлено, что оптимизация функциональных свойств материалов для устройств фазовой памяти является многофакторным процессом, в основе которого лежит выявление базовых корреляций состав–структура ближнего порядка–свойство.

*Ключевые слова:* халькогениды, тонкие пленки, кристаллизация, легирование

DOI: 10.31857/S0044457X21020100

ВВЕДЕНИЕ

Открытие в 1955 г. халькогенидных стеклообразных полупроводников (ХСП) показало, что некристаллические материалы с размерами областей упорядочения атомной структуры (области ближнего порядка в расположении атомов)  $<1$  нм обладают полупроводниковыми свойствами [1, 2]. Это открытие позволило создавать различные полупроводниковые приборы на основе ХСП, но также выявило, что изменения электронной структуры при переходе от монокристаллических к неупорядоченным полупроводникам влияют не только на свойства материала, но и на эффективность методов управления этими свойствами [3]. Причина явления заключается в том, что из-за отсутствия дальнего порядка и мягкой структурной сетки происходит релаксация структуры стекла и примесные атомы становятся электрически неактивными. Кроме того, даже если при легировании расплава образовалось некоторое количество электрически активных атомов примеси, например доноров, то перестройка структуры ХСП приводит к изменению соотношения между положительно и отрицательно заряженными собственными дефектами, концентрация которых достаточно высока и составляет  $\sim 10^{17}–10^{18}$   $\text{см}^{-3}$  [4, 5]. Сложность управления свойствами ХСП путем легирования донорными и акцепторными приме-

сями явилась серьезным тормозом в вопросах создания приборов на основе этих материалов, и одним из путей решения данной проблемы стало развитие метода химической модификации свойств.

К настоящему времени в данном методе сформировались два основных направления: 1) поиск эффективных легирующих элементов (примером могут служить работы по влиянию кислорода на электрические и оптические свойства целого ряда ХСП, таких как Se,  $\text{As}_2\text{Se}_3$ ,  $\text{As}_2\text{S}_3$ , стекла в системе La–Ga–S и др. [6–8]) и 2) направление, которое условно можно назвать “технологическим”, связанное с выявлением наиболее эффективных препаративных методов легирования. При этом надо учитывать, что высокая плотность собственных состояний в запрещенной зоне остается, поэтому количество вводимой примеси должно быть существенно больше, чем при легировании кристаллических полупроводников; это десятки доли либо даже единицы процентов. На этих принципах в [9] был разработан и введен в практику метод химической модификации пленок ХСП, а наилучшие результаты были получены при применении таких методов, как сораспыление халькогенидного соединения и примеси на холодную подложку, а также ионная имплантация атомов примеси в аморфную пленку. В частности, инте-

ресные результаты были получены при легировании ХСП такими металлами, как Ni, Cu, Bi и др. [10–13].

В последнее время одним из наиболее востребованных и перспективных направлений исследований в области функциональных неупорядоченных халькогенидных полупроводников является получение материалов, получивших название “материалы фазовой памяти” (Phase Change Memory (PCM) materials) и демонстрирующих стабильный эффект электронного переключения. Данное явление в аморфных тонких пленках (ТП) ХСП сложного состава, открытое в начале 60-х годов практически одновременно в США А.Д. Пирсоном с соавт. [14] и в СССР Б.Т. Коломойцем и Э.А. Лебедевым [15], в настоящее время нашло широкое применение не только в устройствах оптической и электрической памяти [16, 17], но и в таких компонентах нанопотоники и оптоэлектроники, как кольцевые резонаторы, интерферометры Маха–Цендера и т.д. (например, обзор и соответствующая литература в [18]). Феноменологически эффект выглядит достаточно просто: под действием низкоэнергетического воздействия (электрический импульс или монохроматический свет) материал реверсивным образом может переходить из аморфного в кристаллическое состояние и наоборот. Данные фазовые переходы сопровождаются заметным изменением физико-химических свойств, что можно трактовать как наличие двух логических состояний материала: “0” и “1”.

Несмотря на кажущуюся простоту эффекта, потребовалось не одно десятилетие интенсивных исследований многих материаловедческих научных групп, чтобы найти халькогенидные составы с соответствующим набором характеристик, позволивших использовать данные материалы для коммерческого применения. Реально известно не так много составов, которые являются не просто “перспективными”, а нашли практическое применение, и в первую очередь здесь нужно отметить PCM-материалы тройной системы Ge–Sb–Te (GST), обладающие не только высокими, но и стабильными функциональными характеристиками [19, 20]. Эти сплавы демонстрируют большой оптический контраст в широком диапазоне длин волн, хорошую цикличность и очень маленькое время кристаллизации. В совокупности это дало мощный толчок для развития оптических систем хранения информации (оптических дисков) – в 1998 г. Matsushita Electric (Panasonic Corporation) выпустила перезаписываемые диски формата DVDs-RW, а в 2003 г. на рынок вышел формат Blu-Ray. И в настоящее время большинство устройств фазовой памяти использует в качестве функционального материала сплавы, лежащие на линии квазибинарного разреза GeTe–Sb<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>, преж-

де всего состав Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> (GST225). Этот состав является также модельным соединением для PCM-материалов. Следует упомянуть еще один класс материалов фазовой памяти – легированный Sb<sub>2</sub>Te<sub>3</sub>, в котором в качестве допантов часто применяют In и Ag [21].

Помимо оптических дисков и устройств электрической фазовой памяти с произвольным доступом ТП GST, благодаря высокой скорости фазовых превращений (<16 нс), большой величине оптического контраста и возможности формирования более десяти состояний с различной степенью кристалличности, вызывают активный интерес исследователей в связи с поиском новых областей их применения. За последние пять лет предложены варианты реализации тонкопленочных отражающих дисплеев [22], активных антенн среднего ИК-диапазона [23], теплового камуфляжа [24], устройств нанопотоники [25].

Несмотря на достигнутые коммерческие успехи и очевидные перспективы дальнейшего развития, при изготовлении и исследовании устройств на основе GST225 возникает ряд проблем, требующих решения. К таким проблемам относятся: структурно-релаксационные процессы и дрейф ключевых параметров функциональных областей тонких пленок PCM-материалов в аморфном состоянии; относительно высокое энергопотребление; сбои при операциях записи/стирания информации вследствие недостаточной изученности структурных преобразований и, как следствие, проблемы в подборе программируемых импульсов; недостаточно высокая скорость записи информации (длительность протекания процесса кристаллизации Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> составляет ~50 нс) по сравнению с устройствами типа DRAM, в которых переход 1Т–1С занимает ~10 нс. При этом требует улучшения контрастность свойств между аморфным и кристаллическим состояниями, непосредственно влияющая на соотношение сигнал–шум, а также возможность дальнейшего увеличения количества логических состояний, которые могут быть записаны в одной ячейке.

Следует отметить, что перечисленные проблемы разрабатываемых устройств зависят от многих факторов, которые зачастую могут противоречить друг другу. Например, достичь уменьшения энергопотребления можно за счет снижения энергии, необходимой для записи информации, что соответствует кристаллизации аморфной фазы, но в то же время это может привести к уменьшению стабильности аморфного состояния и повышению вероятности спонтанной кристаллизации при эксплуатационных температурах, т.е. к потере информации.

Таким образом, необходимо оптимизировать не просто какой-то один определенный пара-

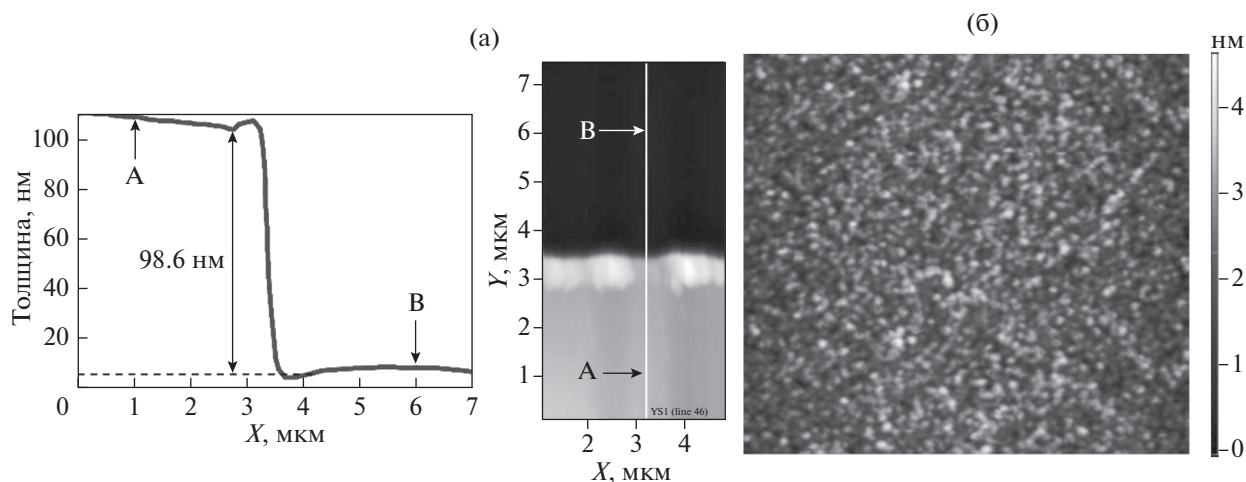


Рис. 1. Определение толщины (а) и морфологии поверхности (б) аморфной ТП  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  (I) с помощью атомно-силовой микроскопии.

метр, а целый комплекс физико-химических характеристик, что требует разработки эффективного метода управления свойствами РСМ-материалов. Один из подходов для решения указанной задачи состоит в применении методов химической модификации, и в настоящей работе на примере соединения  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  продемонстрировано влияние примесей висмута и олова на физико-химические свойства тонких пленок, критичные для функционирования устройств фазовой памяти.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В работе исследовали ТП состава  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  двух типов: 1) пленки, сформированные методом магнетронного распыления поликристаллической мишени (степень чистоты 99.999%, ACI Alloys Inc.) при давлении аргона во время напыления  $5.7 \times 10^{-1}$  Па и мощности 100 Вт (I); 2) пленки, полученные вакуумным термическим испарением порошка из предварительно синтезированного соединения (II). В последнем случае применяли кварцевую ячейку Кнудсена и многоступенчатый нагрев с максимальной температурой  $750^\circ\text{C}$ , это позволило получить аморфные пленки удовлетворительного качества. Выбор подложки определялся последующим экспериментом с ТП, поэтому использовали подложки монокристаллического Si (100) (с-Si), окисленного кремния (с-Si +  $\text{SiO}_2$ ), с подслоем металла (с-Si + W) и подложки из оптического стекла К8 или кварца. Вакуумный синтез объемного соединения  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  выполняли из реактивов полупроводниковой степени чистоты (4N) по методике, описанной в [26].

Контроль морфологии поверхности и толщины (рис. 1) исходных образцов с применением атомно-силовой микроскопии (Solver P47-Pro)

выявил, что при толщине исследуемых пленок  $\sim 100$  нм средняя арифметическая шероховатость не превышала 1 нм.

Результаты исследований на просвечивающем электронном микроскопе FEI Titan Themis 200-80 с использованием метода рентгеновского энергодисперсионного микроанализа показали, что аморфные ТП I обладают равномерным распределением основных компонентов по толщине и соотношением, близким к стехиометрическому  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ . В случае аморфных ТП II интегрально элементный состав соответствует соединению  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ , но при этом существуют отклонения по составу на интерфейсах толщиной  $\sim 10$  нм, что было выявлено методом Оже-спектроскопии на приборе Perkin Elmer PHI-660 (рис. 2). Причина отклонения заключается в существенной разнице давлений паров теллурида германия и теллурида сурьмы, что оказывает влияние при термическом напылении.

Структура ТП GST225 исследована методом рентгенофазового анализа ( $2\theta$ -scan Rigaku Smart Lab.,  $\text{CuK}\alpha$ ,  $\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$ ). Результаты анализа показали, что на рентгенограммах исходных аморфных ТП  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  имеется широкое аморфное гало, свидетельствующее о некристаллической фазе пленок. Отжиг аморфных ТП при  $t = 250^\circ\text{C}$  приводит к появлению рефлексов, положение которых характерно для  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ , обладающего кубической структурой типа NaCl [27]. Для структурного исследования аморфных ТП был также использован метод комбинационного рассеяния света (КРС) (Horiba LabRAM HR Evolution); возбуждение  $\lambda = 514.5$  нм (аргоновый лазер), мощность возбуждающего излучения была ограничена величиной 0.1 мВт для исключения кристаллизации аморфной пленки вследствие термического нагрева.

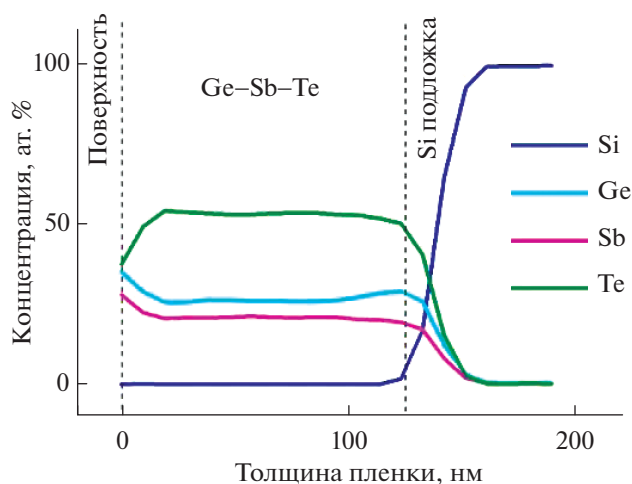


Рис. 2. Распределение основных компонентов по толщине аморфной ТП  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  (II) по данным Ожэ-спектроскопии.

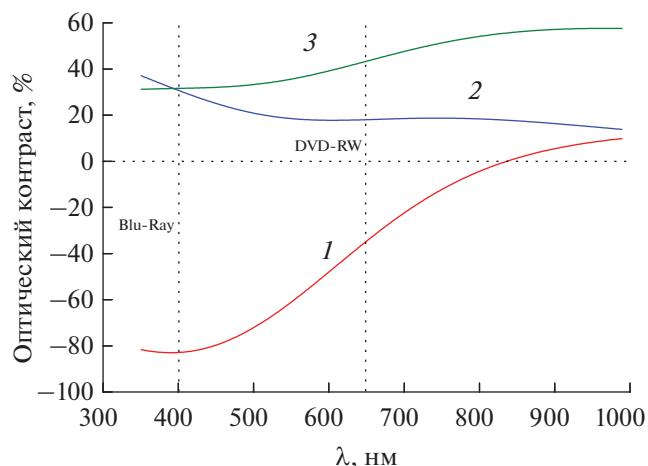


Рис. 3. Оптический контраст аморфных ТП GST225 (II) с разным содержанием Bi: 1 – 0.024, 2 – 0.053, 3 – 0.14 ат. % Bi.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

### Модифицирование ТП $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ висмутом

Выбор висмута в качестве модифицирующего элемента был обусловлен следующими причинами. Во-первых, Bi является изоморфным и изоэлектронным аналогом одного из основных компонентов – сурьмы и имеет близкие параметры: примерно одинаковые ковалентные радиусы ( $R_{\text{Sb}} = 1.39 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Bi}} = 1.48 \text{ \AA}$ ), но при этом энергия химической связи Bi–Te меньше, чем энергия связи Sb–Te (232 и 277.4 кДж/моль соответственно [28]). Следовательно, можно предположить, что висмут будет встраиваться в решетку GST225, замещая позиции сурьмы, но не внося при этом сильных искажений. Во-вторых, висмут является единственным химическим элементом, введение которого в ХСП позволило поменять тип проводимости с *p*-типа на *n*-тип [29].

В настоящем исследовании изучали аморфные ТП GST225 (I), модифицированные с применением ионной имплантации (ионы  $\text{Bi}^+$  и  $\text{Bi}^{2+}$ , ускоряющее напряжение 80 кВ, дозы облучения 96 и 560 мкКл/см<sup>2</sup>, что соответствовало концентрации ионов висмута 0.024 и 0.14 ат. %); ТП GST225 (II), полученные методом термического осаждения легированных поликристаллических соединений. В последнем случае, согласно данным обратного резерфордского рассеяния [30], концентрация висмута в аморфных ТП соответствовала значениям 0.024, 0.053 и 0.14 ат. %. На рис. 3 показаны зависимости оптического контраста в видимом диапазоне длин волн для аморфных ТП с разным содержанием висмута. Оптический контраст – показатель, определяющий эффективность считывания информации в оптических устройствах памяти и рассчитывае-

мый на основе экспериментальных данных о дисперсии оптических констант ТП.

Как видно из рис. 3, введение висмута позволяет существенно улучшить оптический контраст (кривые 2 и 3), эффект достигает ~40% при длине волны 650 нм, соответствующей области функционирования оптических дисков формата DVDs-RW, и обусловлен увеличением коэффициента экстинкции при введении такого тяжелого элемента, как Bi. Однако, как указывалось выше, функциональные параметры PCM-материалов определяются совокупностью ряда свойств материала. Поэтому термические свойства ТП были определены методом ДСК (DSC-50, Shimadzu) и установлено, что введение висмута в концентрации  $N_{\text{Bi}} = 0.14$  ат. % увеличивает время кристаллизации (рис. 4) и способствует росту температуры начала кристаллизации с 139.4 до 173.8°C [30].

Как следует из анализа данных на рис. 3 и 4, оптимальной концентрацией висмута является значение 0.053 ат. %, поскольку при этом значении улучшается оптический контраст и практически не меняются кристаллизационные характеристики относительно нелегированного GST225. Изучение аморфных ТП методом КРС показало, что при  $N_{\text{Bi}} = 0.053$  и 0.14 ат. % спектры практически не отличаются от спектра нелегированной ТП: имеются два типичных для GST225 пика при  $125 \pm 1$  и  $151 \pm 2 \text{ см}^{-1}$ , которые приписываются соответственно моде  $A_1$  колебаний тетраэдров  $\text{GeTe}_{4-n}\text{Ge}_n$  ( $n = 1, 2$ ) и колебаниям связи Sb–Te в структурных единицах  $\text{SbTe}_{3/2}$  [31]. Можно предположить, что висмут встраивается в подрешетку теллурида германия, не вызывая сильных искажений в структуре ближнего порядка аморфной матрицы, но при этом меняя плотность состояний в запрещенной зоне, что отражается на оптических

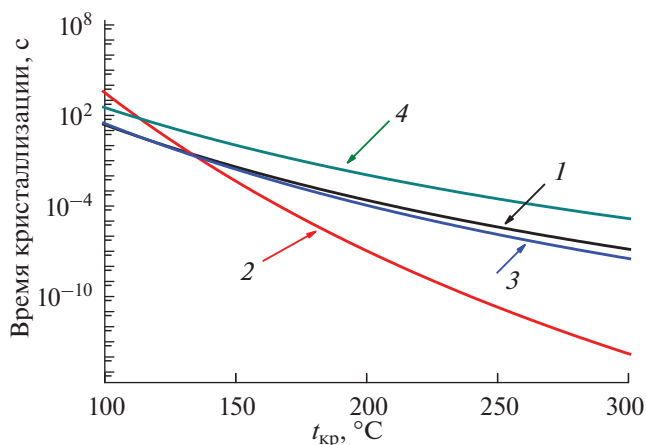
(рис. 3) и электрических свойствах ТП. В последнем случае меняется удельная проводимость ( $\rho$ ) и энергия активации проводимости аморфной фазы ( $E_a$ ), что показано в табл. 1. При оптимальной концентрации  $N_{\text{Bi}} = 0.053$  ат. % существенно возрастает отношение  $\rho_{\text{ам}}/\rho_{\text{кр}}$ , что является положительным результатом для функционирования данного состава в устройствах электрической памяти.

*Модифицирование ТП Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> оловом*

Выбор олова в качестве модифицирующей добавки для аморфных ТП Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> обусловлен тем обстоятельством, что он, в отличие от висмута, который встраивается в подрешетку теллурида сурьмы, предположительно, может встраиваться в подрешетку теллурида германия, замещая позиции германия. Радиус олова имеет несколько большие размеры по сравнению с германием ( $R_{\text{Sn}} = 1.62 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Ge}} = 1.22 \text{ \AA}$  [32]), но при этом энергия химической связи Sn–Te заметно меньше, чем энергия связи Ge–Te (319.2 и 402 кДж/моль соответственно [28]), т.е. мотивация в выборе легирующей добавки такая же, как и в случае с висмутом, но изменились следующие параметры, в частности тип подрешетки, в которую, предположительно, будет встраиваться атом примеси, а также концентрация примеси: она составляла 0.006, 0.009 и 0.04 ат. % для аморфных ТП GST225 (II). Для аморфных ТП GST225 (I), полученных при имплантации ионов, концентрация олова, согласно расчетам и экспериментальному профилю ионного пучка, составляла 0.1, 0.5, 1, 2 и 5 ат. % [33].

На рис. 5 представлены спектры КРС для аморфных ТП GST225 (II) с различной концентрацией олова.

Анализ полученных спектров выявил, что характеристические для аморфных ТП GST225 пики В и С смещаются в низкоэнергетическую область по сравнению с нелегированной пленкой. В случае  $N_{\text{Sn}} = 0.006$  ат. % полосы наблюдаются при  $\sim 117$  и  $145 \text{ см}^{-1}$ , а при  $N_{\text{Sn}} = 0.04$  ат. % пики В и С фиксируются при  $108$  и  $140 \text{ см}^{-1}$  соответственно. Смещение полосы В в низкоэнергетическую область можно объяснить тем, что легирование происходит по принципу замещения Ge на Sn и появлением в матрице наряду со структурными единицами GeTe<sub>4-n</sub>Ge<sub>n</sub> ( $n = 1, 2$ ) и фрагментов SnTe. Смещение пика С в низкочастотную область обусловлено возможным замещением атома Sb на Sn, в результате этого в подрешетке Sb<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> появляются фрагменты SnTe, поскольку известно, что полоса при  $130 \text{ см}^{-1}$  является одним из интенсивных пиков в спектре КРС теллурида олова [34]. Таким образом, из сравнения спектров КРС аморфных ТП GST225 (II) следует, что механизмы внедрения висмута и олова различаются: атомы олова встраиваются не только в позиции гер-



**Рис. 4.** Зависимость времени кристаллизации аморфных ТП GST225 (II) с разным содержанием Bi: 1 – 0, 2 – 0.024, 3 – 0.053, 4 – 0.14 ат. % Bi.

мания, но и могут замещать сурьму. При этом обе подрешетки претерпевают более сильные искажения, несмотря на существенно меньшую концентрацию примеси, что может быть обусловлено большей разницей в ковалентных радиусах олова и основных компонентов – германия и сурьмы. Какое влияние будет оказывать подобное модифицирование на оптические или термические характеристики аморфных ТП GST225, т.е. на те свойства, которые, как отмечалось выше, критичны для РСМ-материалов?

На рис. 6 показаны спектральные зависимости оптического контраста для ТП с различной концентрацией олова.

Как видно из данных зависимостей, наибольший положительный эффект наблюдается при минимальной концентрации примеси. Увеличение содержания олова (кривые 2 и 3) приводит либо к минимальному эффекту, либо даже к снижению оптического контраста, это можно объяснить искажением структуры ближнего порядка в расположении атомов, что не наблюдалось в случае висмута.

Кристаллизационные характеристики, не столь чувствительные к изменению ближнего порядка, а в большей степени “реагирующие” на энергию химических связей, так как сам процесс

**Таблица 1.** Электрические параметры ТП GST225 (II)

$N_{\text{Bi}}$ , ат. %	$\rho_{\text{ам}}$ , Ом см	$\rho_{\text{кр}}$ , Ом см	$\rho_{\text{ам}}/\rho_{\text{кр}}$	$E_a$ , эВ
0	$2.8 \times 10^4$	1.0	$2.8 \times 10^4$	0.32
0.024	$2.5 \times 10^5$	0.8	$1.4 \times 10^5$	0.25
0.053	$8.9 \times 10^4$	1.0	$8.9 \times 10^4$	0.28
0.14	$8.3 \times 10^4$	0.9	$9.1 \times 10^4$	0.28

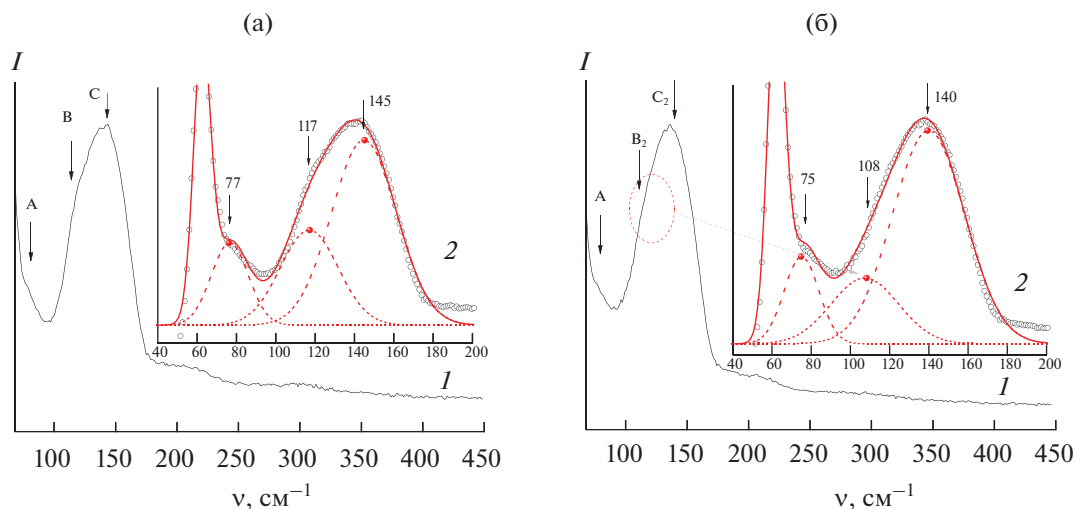


Рис. 5. Спектры КРС аморфных ТП GST225 (II) с  $N_{\text{Sn}} = 0.006$  ат. % (а) и  $N_{\text{Sn}} = 0.04$  ат. % (б): 1 – эксперимент, 2 – после аппроксимации распределением Гаусса.

кристаллизации происходит за счет их переключения, при введении олова меняются заметным образом, что подтверждает полученные ранее результаты о снижении температуры кристаллизации аморфных ТП GST225 при легировании оловом [35]. На рис. 7 показаны зависимости параметра, определяемого как порог кристаллизации, от числа импульсов лазера фемтосекундной длительности ( $\lambda = 1030$  нм,  $\tau = 180$  фс) для аморфных ТП GST225 (I) и аналогичной пленки после имплантации в нее олова. Порог кристаллизации – величина, соответствующая плотности лазерного излучения, которая вызывает кристаллизацию аморфной пленки, все подробности определения параметра описаны в работе [33].

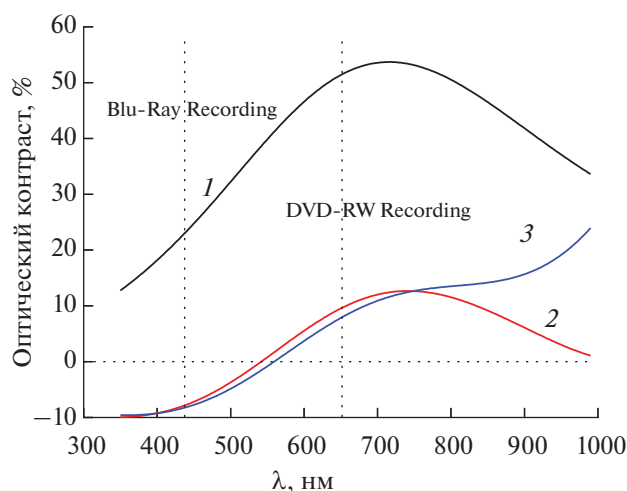


Рис. 6. Оптический контраст для аморфных ТП GST225 (II) с разным содержанием Sn: 1 – 0.006, 2 – 0.009, 3 – 0.04 ат. %.

Как видно из рис. 7, введение олова существенно ускоряет кристаллизационные процессы в аморфной ТП GST225. Известно, что аморфные пленки состава SnTe кристаллизуются при температуре ниже комнатной (для сравнения для аморфных ТП GST225 температура кристаллизации лежит в районе  $140^\circ\text{C}$ ), что обусловлено большой ионной составляющей связи Sn–Te [36]. Соответственно, если в аморфной матрице GST225 имеются фрагменты SnTe (рис. 5), то при кристаллизации в первую очередь именно они будут центрами зародышеобразования и последующего роста кристаллов, что и обеспечит ускоренную кристаллизацию с меньшими энергетическими затратами.

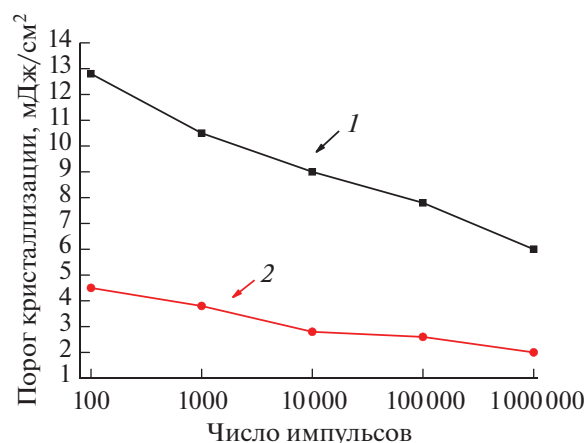


Рис. 7. Зависимости порога кристаллизации аморфной ТП GST225 (I) от числа лазерных импульсов до (I) и после имплантации олова (2),  $N_{\text{Sn}} = 2$  ат. %.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Показано, что химическое модифицирование аморфных тонких пленок материалов фазовой памяти состава  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  позволяет управлять функциональными характеристиками данных материалов. На примере модифицирующих примесей висмута и олова установлено, что оптимизация свойств материалов для устройств фазовой памяти является многофакторным процессом, в основе которого лежит выявление базовых корреляций состав–структура ближнего порядка–свойство.

## ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Часть работы по синтезу материалов фазовой памяти выполнена в рамках государственного задания ИОНХ РАН в области фундаментальных научных исследований. Оптические характеристики и морфология поверхности тонких пленок исследованы при поддержке РФФИ (проект № 20-03-00379).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Коломиец Б.Т., Горюнова Н.А. // ЖТФ. 1955. Т. 25. № 6. С. 984.
2. Коломиец Б.Т., Горюнова Н.А. // ЖТФ. 1955. Т. 25. № 12. С. 2069.
3. Мотт Н., Дэвис Э. Электронные процессы в некристаллических веществах. М.: Мир, 1982. 663 с.
4. Фельц А. Аморфные и стеклообразные неорганические твердые тела. М.: Мир, 1986. 556 с.
5. Дембовский С.А., Четкина Е.А. Стеклообразование. М.: Наука, 1990. 277 с.
6. Чурбанов М.Ф., Ширяев В.С., Сметанин С.В. и др. // Неорган. материалы. 2001. Т. 37. № 11. С. 1389.
7. Twanddell V.A., Lacourse W.C., Mackenzie J.D. // J. Non-Cryst. Solids. 1972. V. 8–10. P. 831.
8. Seddon A.B., Furniss D., Iovu M.S. et al. // J. Non-Cryst. Solids. V. 326–327. 2003. P. 278.
9. Ovshinsky S.R. // Proc. 7th Int. Conf. Amorf. and Liq. Semicond. Edinburgh, 1977. P. 519.
10. Васильев В.А. // Физика и химия стекла. 1983. Т. 9. № 5. С. 584.
11. Turnbull D.A., Bishop S.G. // J. Non-Cryst. Solids. 1997. V. 213–214. P. 288.
12. Elliott S.R., Steel A.T. // Phys. Rev. Lett. 1986. V. 57. P. 1316.  
<https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.57.1316>
13. Okano S., Suzuki M. // Jpn. J. Appl. Phys. 1981. V. 20. P. 1635.
14. Pearson A.D., Northover W.R., Dewald J.F., Peck Jr. W. // Adv. Glass Tech., N.Y.: Plenum Press, 1962. P. 357.
15. Коломиец Б.Т., Лебедев Э.А. // Радиотехника и электроника. 1963. № 8. С. 2097.
16. Phase Change Materials. Science and Applications / Ed. Wuttig M., Raoux S. Springer, 2009.
17. Phase Change Memory. Device Physics, Reliability and Applications / Ed. Redaelli A. Springer International Publ. AG, 2018.
18. Wuttig M., Bhaskaran H., Taubner T. // Nature Photonics. 2017. V. 11. P. 465.
19. Yamada N., Ohno E., Nishiuchi K., Akahira N. // J. Appl. Phys. 1991. V. 69. P. 2849.
20. Yamada N. // MRS Bulletin. 1996. V. 21. № 9. P. 48.
21. Wuttig M., Yamada N. // Nature Mater. 2007. V. 6. P. 824.
22. Raeis-Hosseini N., Rho J. // Materials. 2017. V. 10. P. 1046.  
<https://doi.org/10.3390/ma10091046>
23. Qu Y., Li Q., Cai L. et al. // Light Sci. Appl. 2018. V. 27. P. 26.  
<https://doi.org/10.1038/s41377-018-0038-5>
24. Michel Ann-Katrin U., Chigrin Dmitry N., Maß Tobias W.W. et al. // Nano Lett. 2013. V. 13. P. 3470.  
<https://doi.org/10.1021/nl4006194>
25. Tseng Ming Lun, Chen Jie, Wu Pin Chieh et al. // Laser Photonics Rev. 2016. V. 10. № 6. P. 1600106.  
<https://doi.org/10.1002/lpor.201600106>
26. Абрикосов Н.Х., Данилова-Добрякова Г.Т. // Изв. АН СССР. Неорган. материалы. 1965. Т. 1. № 2. С. 204.
27. Matsunaga T., Yamada, Kubota Yosh // Acta Crystallogr., Sect. B. 60. 2004. P. 685.
28. CRC Handbook Chemistry and Physics, 90th ed. / Ed. Lide D.R. Boca Raton, Fla.: CRC Press, Taylor and Francis Group, 2009.
29. Vikhrov S., Nagels P., Bhat P. // Recent Developments in Condensed Matter Physics. New York: Plenum, 1981. V. 2. P. 333.
30. Kozuyukhin S., Sherchenkov A., Babich A. et al. // Can. J. Phys. 2014. V. 92. № 7/8. P. 684.  
<https://doi.org/10.1139/cjp-2013-0607>
31. Kozuyukhin S., Veres M., Nguyen H.P. et al. // Phys. Procedia. 2013. V. 44. P. 82.  
<https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.04.011>
32. Kelly A., Groves G.W. Crystallography and Crystal Defects. Addison-Wesley. Reading. Mass., 1970.
33. Seleznev D., Kozlov A., Kulevoy T. et al. // Rev. Sci. Instrum. 2019. V. 90. P. 123313.  
<https://doi.org/10.1063/1.5128561>
34. Chandrasekhar H.R., Humphreys R. G., Zwick U., Cardona M. // Phys. Rev. B. 1977. V. 15. P. 2177.
35. Kojima R., Yamada N. // Jpn. J. Appl. Phys. 2001. V. 40. № 10. P. 5930.
36. Lencer D., Salinga M., Grabowski B. et al. // Nature Mater. 2008. V. 7. P. 972.  
<https://doi.org/10.1038/nmat2330>