

УДК 621.315.592

*Светлой памяти пионеров аморфных полупроводников  
Б.Т. Коломийца и Н.А. Горюновой посвящается*

## **Халькогенидные стеклообразные полупроводники в устройствах памяти и обработки информации (Обзор)**

© А.В. Колобов<sup>1,2</sup>, П.И. Лазаренко<sup>3,2</sup>

<sup>1</sup> Институт физики, Российский государственный педагогический университет им. А.И. Герцена,  
191186 Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> НИИ физических исследований, Российский государственный педагогический университет им. А.И. Герцена,  
191186 Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> Лаборатория „Материалы и устройства активной фотоники“,  
Национальный исследовательский университет МИЭТ,  
124498 Москва, Зеленоград, Россия

E-mail: akolobov@herzen.spb.ru

Поступила в Редакцию 9 ноября 2025 г.

В окончательной редакции 17 ноября 2025 г.

Принята к публикации 17 ноября 2025 г.

Открытие в 1955 году Б.Т. Коломийцем и Н.А. Горюновой полупроводниковых свойств халькогенидных стекол положило начало эре аморфных полупроводников. Настоящий обзор посвящен фазопеременным халькогенидам, которые в настоящее время нашли широкое применение в устройствах записи и обработки информации. После исторического введения рассматриваются структура и свойства этих материалов, а также современные взгляды на механизм обратимого фазового перехода между аморфным и кристаллическим состояниями и природу формирования контраста свойств между ними. Далее следует описание коммерческих устройств оптической и электронной энергонезависимой памяти. В конце обзора обсуждаются современные тенденции исследований и применений фазопеременных халькогенидов, в частности, в устройствах 3D XPoint памяти на основе порогового переключателя Овшинского, а также в электронных и фотонных нейроморфных сетях.

**Ключевые слова:** халькогенидные стеклообразные полупроводники, фазопеременные материалы, эффект памяти, пороговый переключатель Овшинского, оптические диски, электронная энергонезависимая память, 3D XPoint память, нейроморфные сети.

DOI: 10.61011/FTP.2025.09.62222.8784

### **1. Введение**

В 2025 году исполнилось 70 лет со дня обнаружения сотрудниками Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе АН СССР Б.Т. Коломийцем и Н.А. Горюновой (рис. 1) полупроводниковых свойств халькогенидных стекол [1]. Это открытие ознаменовало собой переосмысление представлений о природе запрещенной зоны в полупроводниках и послужило началом эры аморфных полупроводников. Класс стекол, обладающих полупроводниковыми свойствами, был назван халькогенидными стеклообразными полупроводниками (ХСП). Около 20 лет спустя сэр Невилл Мотт (sir N.F. Mott), получивший за свои исследования в области аморфных полупроводников Нобелевскую премию, отмечал в своей нобелевской речи, что „запрещенная зона — сложное квантово-механическое понятие, оно было введено для твердых тел в 1930-х годах в пионерской работе Блоха, Пайерлса и Вильсона. Теория основана на предположе-

нии, что материал является кристаллом. . . Наш интерес был стимулирован исследованиями ленинградской школы под руководством Коломийца“ [2].

Последующие эксперименты показали, что ХСП являются полупроводниками *p*-типа и практически не поддаются легированию [3], вследствие чего практический интерес к этим материалам, как материалам современной и будущей электроники, несколько снизился, уступив другому аморфному полупроводнику — гидрогенизированному аморфному кремнию. В те годы трудно было представить себе, что спустя полвека ХСП займут одну из верхних строчек в списке материалов, используемых в устройствах памяти и активно исследуемых для применений в нейроморфных сетях.

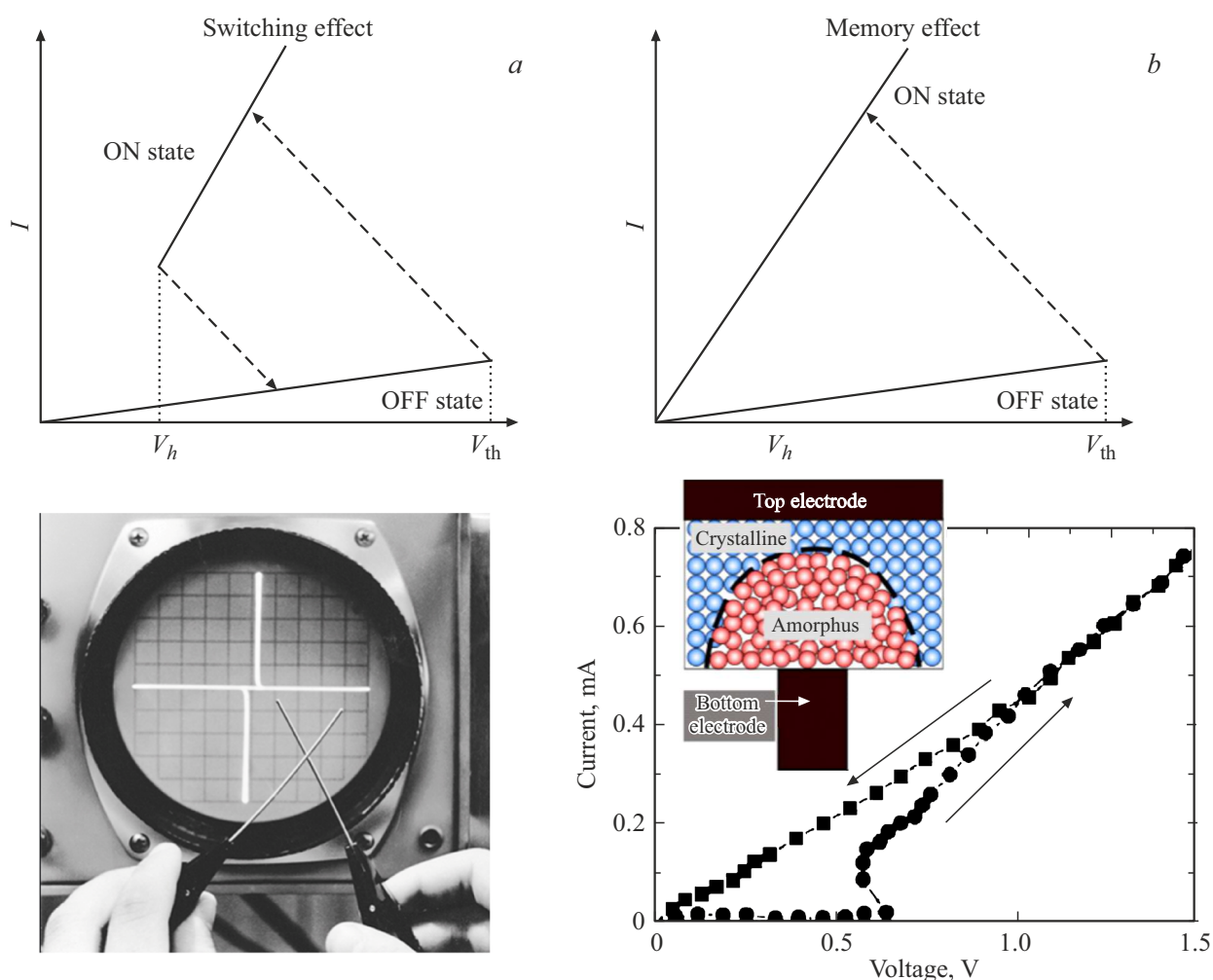
Вторым после открытия полупроводниковых свойств ХСП краеугольным камнем в становлении аморфных халькогенидов явились результаты исследований Стэнфорда Овшинского (S.R. Ovshinsky) (рис. 2). Овшинский обнаружил, что халькогенидные стекла определенного



**Рис. 1.** Б.Т. Коломиец и Н.А. Горюнова — первооткрыватели аморфных полупроводников.



**Рис. 2.** S.R. Ovshinsky, пионерская работа которого привела к бурному развитию элементов памяти на аморфных халькогенидах, в кабинете своего Института аморфных исследований за несколько дней до своего 90-летия.



**Рис. 3.** Эффект переключения (а) и памяти (b). Слева внизу — фотография оригинального эксперимента Овшинского, справа — вольт-амперная характеристика ячейки памяти.

состава обладают эффектом переключения, а именно при приложении электрического поля определенной величины происходит их скачкообразный переход из высокоомного состояния в низкоомное. После уменьшения приложенного напряжения ниже некоторой величины материал возвращается в исходное состояние. Схематически этот процесс, известный в настоящее время как пороговое переключение Овшинского (Ovshinsky threshold switch, OTS), представлен на рис. 3, а. В то же время стекла некоторых других составов после перехода в низкоомное состояние оставались в этом состоянии даже после полного снятия напряжения (рис. 3, b), т.е. обладали эффектом памяти. Последующие эксперименты показали, что при переходе в низкоомное состояние в материалах с эффектом памяти имеет место кристаллизация материала. Позже этот класс халькогенидов получил название фазопеременных материалов (Phase-Change Materials, PCMs).

Приведенные выше результаты были описаны в основополагающей статье Овшинского, опубликованной в

Physical Review Letters в 1968 году [4]. Эта статья, входящая в топ-5 самых цитируемых статей Physical Review Letters, имеет интересную историю. Спустя месяц после ее отправки Овшинский получил письмо от редактора, в котором говорилось, что статья была отправлена на рецензирование и оба рецензента рекомендовали ее отклонить. Но, писал далее редактор, „мне работа понравилась, и я принял решение ее опубликовать“ [5]. Так было преодолено первое препятствие на пути к широкому практическому применению фазопеременных материалов.

Овшинский ожидал, что его открытие будет встречено с энтузиазмом коллегами-физиками, однако все было с точностью до наоборот. Вот что рассказывал об этом на торжестве, посвященном 90-летию Овшинского, проф. Хельмут Фришце — друг и сподвижник Овшинского, возглавлявший долгие годы департамент физики Чикагского университета. „Какое разочарование! Открытия Стэна были раскритикованы и атакованы ведущими физиками... Поскольку его враги были пред-





**Рис. 4.** Один из авторов (А.В. Колобов) настоящего обзора в Институте аморфных полупроводников Стэнфорда Овшинского.

ставителями ведущих исследовательских институтов, им удалось полностью перекрыть федеральное финансирование...“ [6]. Так непросто все начиналось...

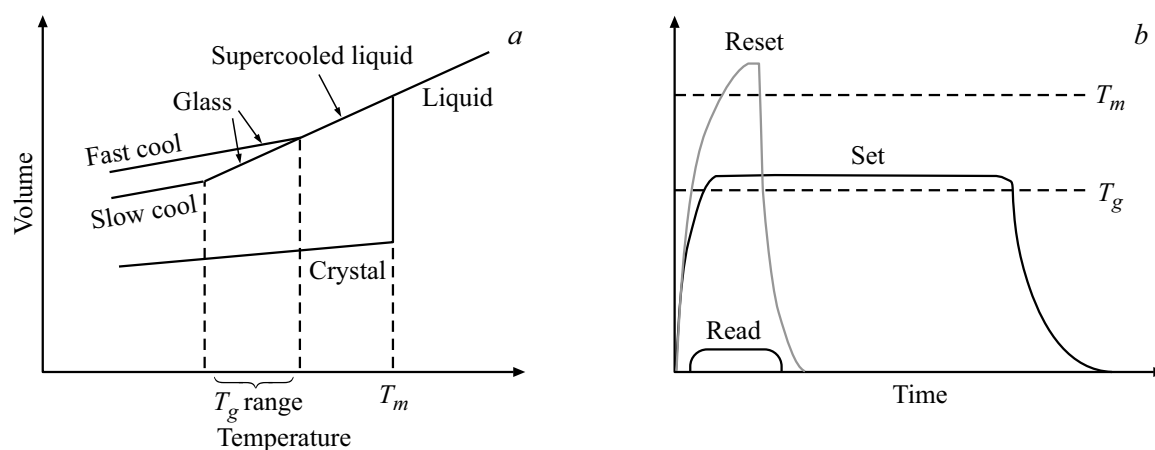
Для продолжения исследований Овшинским на собственные средства был создан институт аморфных исследований, гостями которого в разное время были такие известные ученые и нобелевские лауреаты, как сэр Невил Мотт, Исидор Раби, Роберт Уилсон, Эдвард Теллер, Лайнус Полинг. Несколько раз посетить этот институт посчастливилось и одному из авторов настоящего обзора (рис. 4). За годы, последовавшие за публикацией пионерской статьи Овшинского, был достигнут существенный прогресс в понимании обратимого процесса кристаллизации-аморфизации фазопеременных халькогенидов и его практическом применении [7–9]. В то же время процесс переключения OTS исследовался значительно менее интенсивно и окончательного понимания физики этого процесса до сих пор нет. Однако в последние несколько лет исследование эффекта переключения получило новый импульс.

В данном обзоре представлен современный взгляд на структуру и структурные превращения, происходящие в результате различных воздействий в фазопеременных полупроводниках — наиболее динамично развиваемом

классе халькогенидных стеклообразных полупроводников, а также освещены последние достижения в области применения фазопеременных материалов, в том числе в области электрических и оптических устройств хранения и обработки информации.

## **2. Структура фазопеременных халькогенидов и механизм фазовых превращений**

Фазопеременные материалы работают по следующему принципу. Структура материала в твердой фазе зависит от скорости охлаждения расплава. В случае медленного охлаждения расплава, при котором атомы в процессе охлаждения успевают занять положения, соответствующие минимуму энергии, получается кристалл. При быстром охлаждении в какой-то момент времени вязкость расплава повышается настолько, что атомные положения „замораживаются“ и в итоге получается переохлажденная жидкость и затем стеклообразная (аморфная) фаза. С другой стороны, если аморфную фазу нагреть до температуры кристаллизации, то происходит переход в упорядоченное (кристаллическое) состояние. Таким об-



**Рис. 5.** Схема получения кристаллического и аморфного состояний при охлаждении расплава (а). Перевод фазопеременного материала в аморфное (RESET) и кристаллическое (SET) состояния импульсами разной интенсивности (б).

разом, варьируя длительность и температуру нагрева и последующего охлаждения, можно обратимым образом переводить материал из аморфной фазы в кристаллическую и обратно (рис. 5, а).

В приборных структурах нагрев осуществляется за счет лазерных импульсов или импульсов тока (за счет джоулевого нагрева). Короткий мощный импульс приводит к плавлению материала и его последующей закалке в аморфную фазу (состояние RESET). Высокие скорости охлаждения обеспечиваются структурой устройства, в частности в оптических дисках наличием металлического слоя, обеспечивающего эффективный теплоотвод. Импульс меньшей интенсивности, но большей длительности, позволяет закристаллизовать аморфную область (состояние SET). И наконец, для считывания используются импульсы малой интенсивности, не приводящие к существенному повышению температуры в программируемой области (рис. 5, б).

В то время как описанные выше процессы гипотетически могут быть реализованы во многих материалах, для их практического использования в ячейках памяти материал должен одновременно обладать целым набором свойств: (i) существенным контрастом свойств между аморфным и кристаллическим состояниями, (ii) стабильностью обоих состояний, (iii) быстрым переходом из одного состояния в другое и обратно, (iv) достаточно большим количеством циклов переключения и рядом других свойств. Материалы, удовлетворяющие этим требованиям, как отмечалось выше, принято называть фазопеременными.

Очевидно, что второе из этих требований подразумевает высокий энергетический барьер между двумя состояниями, в то время как для реализации третьего требования нужен, наоборот, низкий барьер. Исследования показали, что этим условиям отвечают стекла, получаемые при охлаждении так называемых „хрупких“ жидкостей, у которых энергия активации вязкости зависит от температуры. В работе [10] с использованием дифферен-

циальной сканирующей калориметрии со сверхвысокими скоростями охлаждения было продемонстрировано, что фазопеременные халькогениды относятся именно к этой категории.

Первым реальным прорывом в практическом применении ХСП в качестве материалов памяти стала разработка фирмой Matsushita перезаписываемых оптических дисков. В результате многолетних поисков оптимальными материалами были признаны соединения системы Ge—Sb—Te (GST), в том числе находящиеся на линии квазибинарного разреза GeTe—Sb<sub>2</sub>Te<sub>3</sub> [11,12], и в 2000 году на рынок вышли перезаписываемые оптические компакт-диски DVD-RAM на их основе. Примерно в это же время был использован альтернативный фазопеременный материал Ag—In—Sb—Te (AIST), предложенный фирмой Ricoh [13] и используемый в дисках CD-RW. С точки зрения пользователя, особой разницы между дисками RAM и RW нет. С материаловедческой точки зрения различие заключается в том, что скорость кристаллизации GST определяется скоростью зародышеобразования, а AIST — скоростью роста кристаллических зародышей.

Почему именно эти материалы оказались оптимальными? Как известно, свойства материала определяются его структурой, о чем более чем ясно говорит название одного из недавних обзоров „Хотите понять функциональность — изучайте структуру“ [14]. Естественно, в первую очередь исследователями была изучена структура кристаллической фазы.

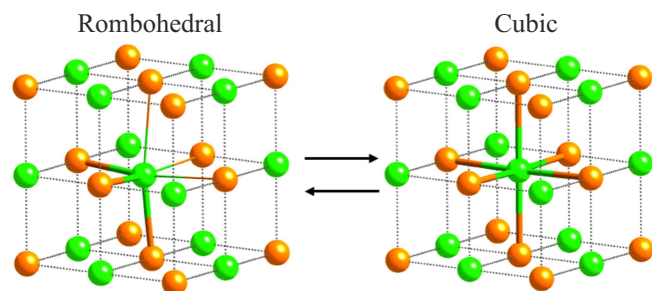
## 2.1. Кристаллическая фаза

Структуру кристаллических материалов обычно исследуют методом дифракции, когда, исходя из положения и интенсивности брэгговских пиков, определяются межплоскостные расстояния в кристалле и далее его атомная структура. Применяя этот подход к материалу Ge<sub>2</sub>Sb<sub>2</sub>Te<sub>5</sub> (GST225), был сделан вывод о том, что

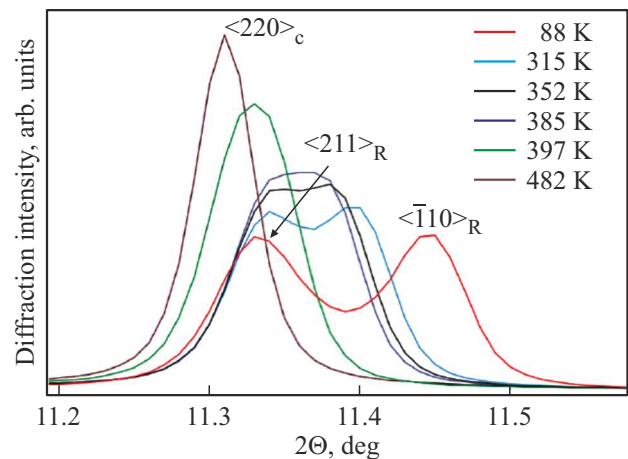
кристаллическая фаза имеет решетку типа поваренной соли с параметром решетки  $6.02 \text{ \AA}$ , в которой 20 % катионных узлов вакантны [15,16].

Следует, однако, иметь в виду, что традиционный рентгеноструктурный анализ является усредняющим методом и, как следствие, нечувствителен к локальным искажениям структуры [17,18], что было наглядно продемонстрировано при исследовании одной из конечных фаз квазибинарного разреза — GeTe. Будучи композиционно очень простым материалом, GeTe является крайне многофункциональным. Это и полупроводник, и сверхпроводник при высоком давлении [19], и сегнетоэлектрик, в элементарной ячейке которого находятся всего два атома [20], и материал с рекордно большим эффектом Рашбы [21,22], и один из лучших термоэлектриков [23]. Однако обсуждение такой многофункциональности теллурида германия выходит за рамки настоящего обзора и здесь мы рассмотрим только те его особенности, которые важны для его применения в качестве фазопеременного материала.

В интересующей нас области температур GeTe имеет ромбоэдрическую структуру (пространственная группа  $R\bar{3}m$ ) [24], которую можно себе представить как искаженную решетку типа поваренной соли, в которой существуют три короткие ( $\sim 2.83 \text{ \AA}$ ) и три длинные ( $\sim 2.15 \text{ \AA}$ ) связи Ge—Te, и валентные углы несколько отличаются от  $90^\circ$ . Интересно также отметить, что, хотя для описания этого состава используется стехиометрическая формула GeTe, подразумевающая одинаковое количество катионов и анионов, состав реальных кристаллов практически всегда смещен в сторону теллура и имеет  $\sim 5\%$  вакансий в узлах германия, даже в случае кристаллизации аморфной пленки стереометрического состава [25]. Наличие вакансий германия обусловлено низкой энергией образования таких дефектов и может быть причиной  $p$ -типа проводимости теллурида германия [26]. При повышении температуры GeTe переходит в параэлектрическую фазу, структура которой, исходя из экспериментов по дифракции нейтронов [27], была определена как кубическая решетка типа поваренной соли (рис. 6). Аналогичный результат был получен и при использовании рентгеновского излучения. Несмотря на то



**Рис. 6.** Структура сегнетоэлектрического (ромбоэдрического) GeTe (слева) и предложенная кубическая структура (справа) для параэлектрической фазы.



**Рис. 7.** Температурная эволюция дифракционных пиков  $\text{Ge}_8\text{Sb}_2\text{Te}_{11}$ , интерпретация которой предлагает переход материала из ромбоэдрической фазы в кубическую [28].

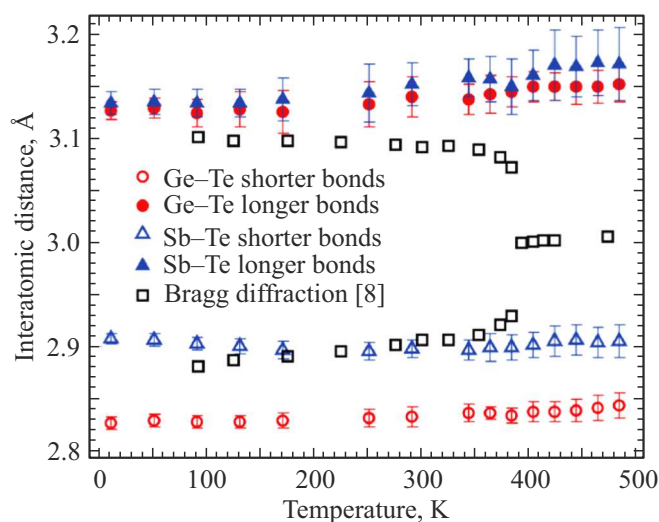
что этот результат является хорошо известным и часто цитируемым, ситуация оказалась несколько сложнее, что показали исследования локальной структуры [28–30].

Для исследования локальной структуры чаще всего используются методы спектроскопии рентгеновского поглощения (X-ray absorption fine structure (XAFS) spectroscopy) и анализ дифрактограмм с учетом информации, заключенной между брэгговскими пиками, так называемый pair-distribution function (pdf) analysis [31]. В связи со сказанным выше заметим, что при традиционном анализе дифрактограмм информация между брэгговскими пиками считается фоном (background) и вычитается из спектра до проведения основного анализа.

Суть метода XAFS в самых общих терминах заключается в следующем. При поглощении кванта рентгеновского облучения с энергией выше края поглощения генерируется фотоэлектронная волна. Распространяясь по твердому телу, эта волна рассеивается на атомах ближайшего окружения. Рассеянная волна интерферирует с бегущей, в результате чего в спектре поглощения выше края поглощения возникают осцилляции. Эти осцилляции называются протяженной тонкой структурой рентгеновского поглощения (extended X-ray absorption fine structure, EXAFS) [32].

Из анализа спектров EXAFS получают полную информацию о локальной структуре вокруг атомов определенного типа (край поглощений которых исследуется), а именно химическую природу ближайших соседей, их количество (координационное число), расстояния до ближайших соседей и степень беспорядка в длинах связей. Последнюю величину по аналогии с анализом спектров рентгеновской дифракции иногда называют фактором Дебая–Валлера. Главным преимуществом метода является его одинаковая применимость как к упорядоченным (кристаллическим), так и к разупорядоченным (аморфным) веществам. Исследования краев поглоще-



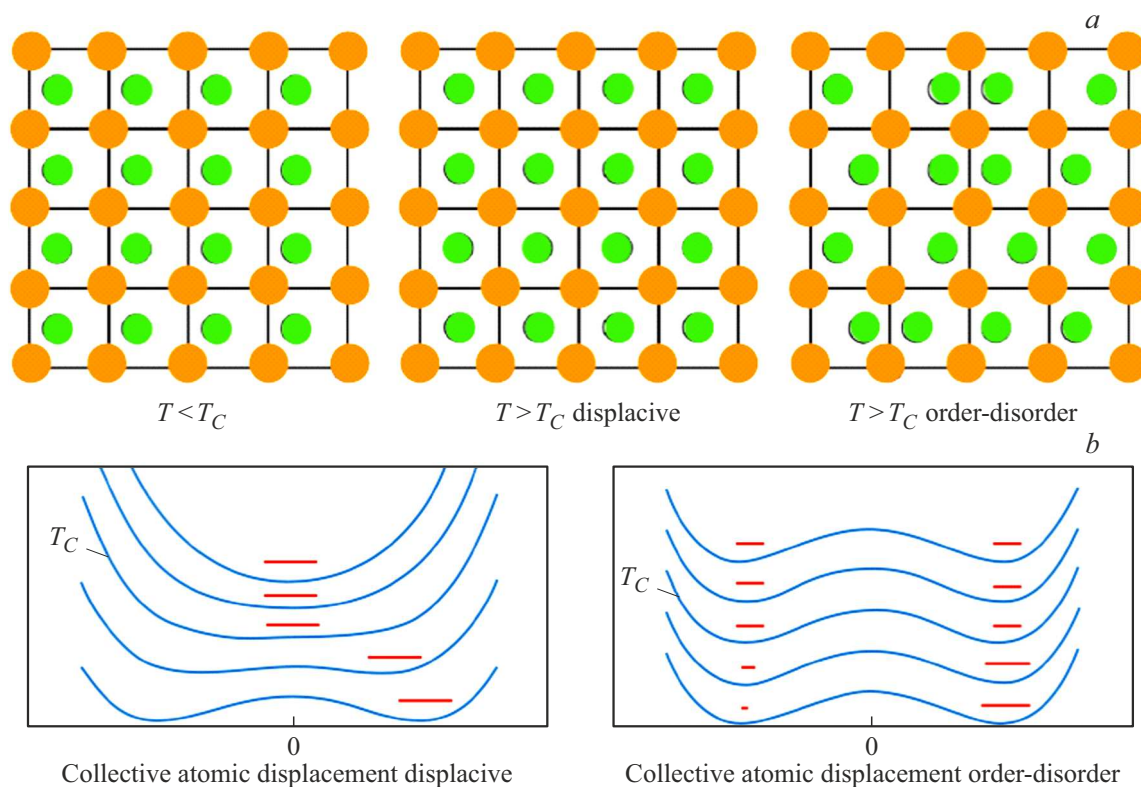


**Рис. 8.** Температурная зависимость длин связей Ge–Te в  $\text{Ge}_8\text{Sb}_2\text{Te}_{11}$ , полученная из анализа брэгговской дифракции и спектров EXAFS. В области перехода сегнетоэлектрик–параэлектрик длинные и короткие связи Ge–Te сохраняются, т.е. локально материал сохраняет характеристики ромбоэдрической структуры [28].

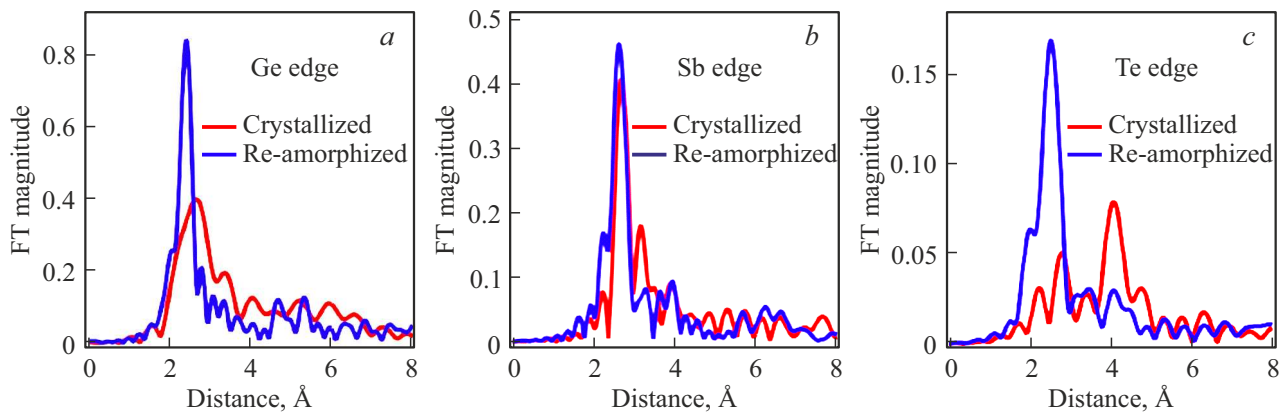
ния различных элементов, входящих в материал, с последующим синхронным анализом позволяют получить полную информацию о его локальной структуре.

На рис. 7 показаны рентгенограммы, полученные при разных температурах для кристаллической фазы  $\text{Ge}_8\text{Sb}_2\text{Te}_{11}$  (материал, используемый в Blu-ray дисках), из которых видно, что расщепление дифракционных пиков, характерное для ромбоэдрической фазы, исчезает при повышении температуры, что логично интерпретировать как переход в кубическую фазу [28].

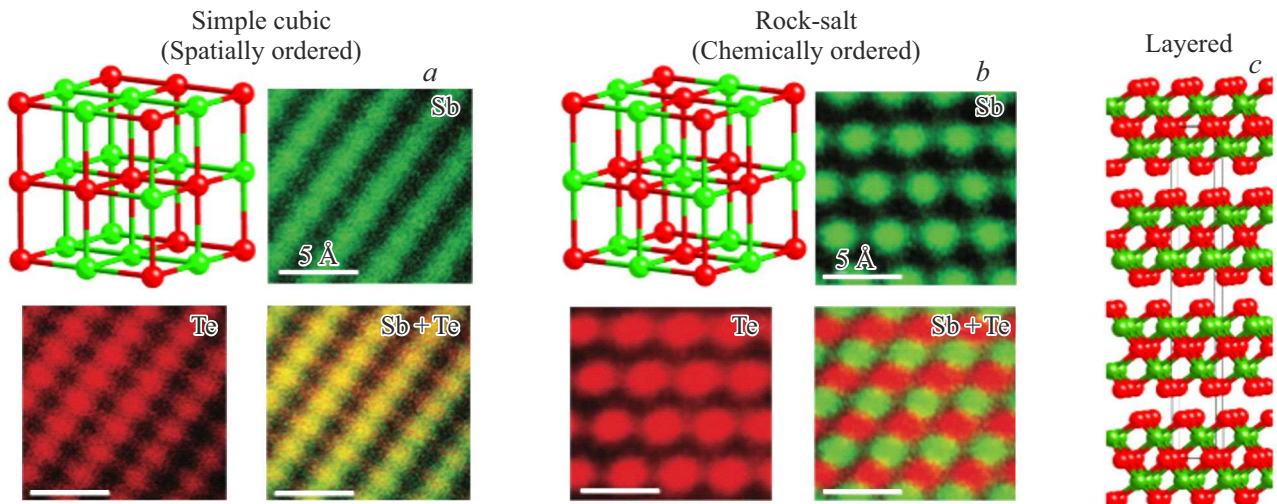
В то же время исследование структуры GeTe и обогащенного германием GST методом EXAFS однозначно продемонстрировало, что при переходе из сегнетоэлектрической фазы в парамагнитную короткие и длинные связи сохраняются (рис. 8), т.е. локально материал сохраняет характеристики ромбоэдрической структуры [28,29]. Этот вывод был также подтвержден экспериментами с применением анализа функции парного распределения [30]. Полученные результаты позволили сделать вывод о том, что переход сегнетоэлектрик–параэлектрик является переходом типа „порядок–беспорядок“, когда распределение коротких и длинных связей из упорядоченного становится стохастическим (рис. 9). При этом брэгговская дифракция должна соответствовать кубическому (в среднем) кристаллу.



**Рис. 9.** Схематическое изображение перехода с образованием кубической решетки (displacive transition) и перехода „порядок–беспорядок“, проиллюстрированный в рамках двумерной квазикубической решетки (a) с использованием конфигурационной диаграммы (b).



**Рис. 10.** Фурье-образы EXAFS-спектров, измеренных на  $K$ -краях поглощения Ge, Sb и Te для кристаллической и аморфной (реаморфизованной) пленки  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  [33].



**Рис. 11.** Метастабильные простая кубическая (a) и химически упорядоченная (b) решетки  $\text{Sb}_2\text{Te}_3$  [37]; стабильная слоистая фаза  $\text{Sb}_2\text{Te}_3$  (c).

Исследования классического фазопеременного GST225 методом EXAFS показали, что в области рабочих температур кристаллическая фаза не является кубической, как предполагалось на основе ранних экспериментов по исследованию брэгговской дифракции. Было показано, что ближайшие расстояния Ge—Te оказываются  $\sim 2.83 \text{ \AA}$ , т.е. такие же, как в бинарном GeTe и существенно больше, чем сумма ковалентных радиусов элементов ( $R_{\text{Ge}} = 1.20 \text{ \AA}$ ,  $R_{\text{Te}} = 1.38 \text{ \AA}$ ), участвующих в образовании связей, что свидетельствует о том, что связи Ge—Te (и Sb—Te) в кристаллической фазе не являются чисто ковалентными [33].

На рис. 10 приведены фурье-образы EXAFS-спектров, измеренных на  $K$ -краях поглощения германия, сурьмы и теллура, являющиеся некоторыми аналогами функции радиального распределения. Из фурье-образов EXAFS-спектров кристаллической фазы видно, что в спектре, измеренном на  $K$ -крае поглощения Te, отчетливо выражен второй координационный пик, соответствующий рас-

стояниям Te—Te, что свидетельствует о существовании упорядоченной гранецентрированной (ГЦК) подрешетки теллура. В то же время в спектре германия наблюдается только один пик. Такая ситуация характерна для разупорядоченных материалов и указывает на то, что подрешетка германия является разупорядоченной. Иными словами, структуру материала можно представить себе как упорядоченную ГЦК-решетку Te, в которой стохастическим образом расположены смещенные от центра атомы германия, по аналогии с параэлектрической фазой бинарного GeTe.

Вторая конечная фаза,  $\text{Sb}_2\text{Te}_3$ , является ван-дер-ваальсовым кристаллом и имеет слоистую структуру, в которой пятислойники (quintuple layers) с последовательностью слоев Te-Sb-Te-Sb-Te связаны между собой слабыми ван-дер-ваальсовыми связями (рис. 11, c). Заметим, что этот материал является классическим топологическим изолятором [34] и, так же как и GeTe, одним из лучших термоэлектриков [35].



В случае твердотельной кристаллизации  $\text{Sb}_2\text{Te}_3$  из аморфной фазы сначала образуется простая кубическая решетка со стохастическим заполнением узлов атомами сурьмы и теллура (рис. 11, *a*), из которой в дальнейшем в результате химического упорядочения формируется структура типа поваренной соли (рис. 11, *b*) [36,37]. При этом, так как количество катионов и анионов различны, в материале необходимым образом образуются катионные вакансии, случайным образом распределенные в пространстве. При дальнейшем повышении температуры происходит упорядочение вакансий, приводящее в итоге к образованию слоистого кристалла.

## 2.2. Аморфная фаза

Исследования структуры аморфной фазы оказались более сложными и неоднозначными. Так, атомы Ge в большинстве соединений являются  $sp^3$ -гибридизованными и, соответственно, тетраэдрически координированными, в то время как обычная координация атомов халькогена равна двум, классическим примером чего являются кристаллы  $\text{GeSe}_2$ . Логично при этом ожидать, что в аморфной фазе атомы германия и теллура реализуют эти свои валентные требования. Однако экспериментальные данные на этот счет являются противоречивыми: в работах [38,39] методами рентгеноструктурного анализа и спектроскопии комбинационного рассеяния света координационные числа были определены как  $\text{Ge}(4):\text{Te}(2)$ , в то время как эксперименты по EXAFS и рассеянию нейтронов [40,41] свидетельствуют о координационном числе  $\text{Ge}(3)$ .

В ранних работах предполагалось, что в процессе аморфизации исчезает дальний кристаллический порядок при сохранении ближнего порядка. Экспериментальные исследования методом EXAFS [33] показали, что ситуация гораздо сложнее. Заметим, что в этой работе исследовалась не аморфная фаза, полученная сразу после формирования пленки (*as-deposited phase*), а аморфная фаза, полученная обратимым образом с помощью лазерного воздействия, как в случае переключения в оптическом диске.

При сравнении спектров, полученных для кристаллического и аморфного состояний, прежде всего бросаются в глаза несколько особенностей спектра, полученного на  $K$ -крае германия. Во-первых, спектр гораздо интенсивнее и уже для аморфной фазы, что крайне необычно, так как аморфизация должна приводить к более широкому распределению межатомных расстояний. Во-вторых, пик, соответствующий первой координационной сфере, смещен в аморфной фазе в сторону меньших расстояний, что также необычно. Как правило, из-за ангармоничности межатомных потенциалов аморфизация сопровождается увеличением длин связей.

Таким образом, уже из визуального анализа спектров EXAFS однозначно следует, что процесс аморфизации GST не является просто потерей дальнего порядка, а

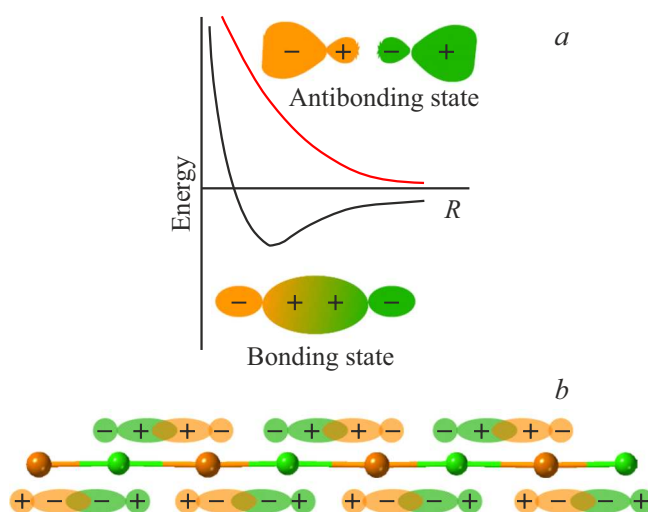
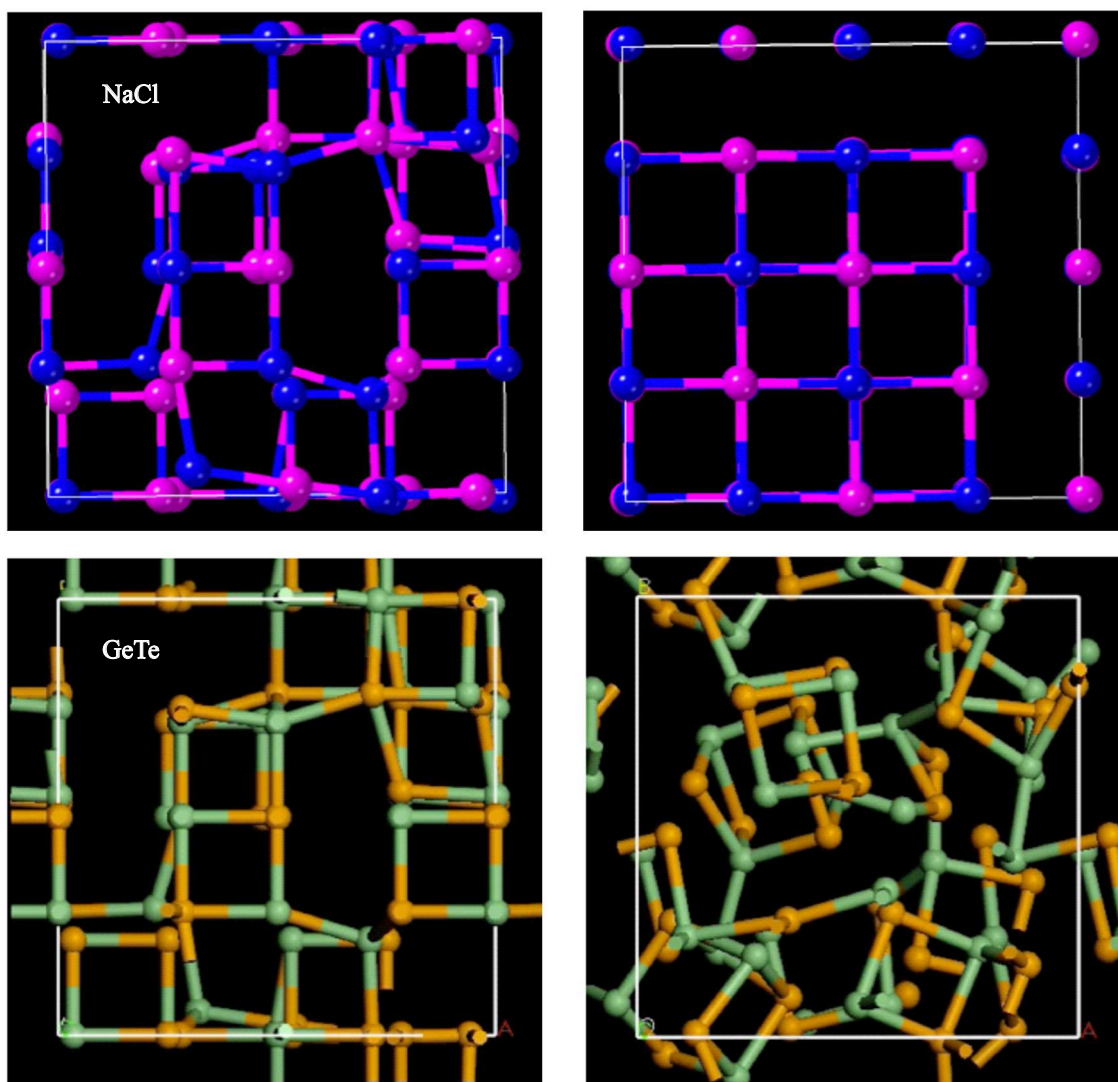


Рис. 12. Схематическое образование ковалентной связи за счет  $p$ -орбиталей (*a*) и варианты попарного связывания атомов Ge и Te в структуре типа поваренной соли (*b*).

происходят существенные изменения в структуре ближнего порядка. Интересным оказалось то обстоятельство, что в аморфной фазе длины связей Ge–Te ( $2.61 \text{ \AA}$ ) и Sb–Te ( $2.85 \text{ \AA}$ ) практически равны сумме ковалентных радиусов [33]. Иными словами, аморфная фаза представляет собой ковалентное стекло. Кроме того, на основании анализа спектров XANES (*X-ray absorption near-edge spectra*) кристаллической и аморфной фаз авторами было высказано предположение, что атомы германия в аморфном материале оказываются тетраэдрически координированными.

На особенности химических связей в кристаллическом GeTe впервые внимание было обращено в работе [42]. Валентных электронов у атомов Ge и Te достаточно для образования трех ковалентных связей. В то же время в структуре типа поваренной соли у каждого атома таких связей шесть. Понять это противоречие можно, рассмотрев механизм образования ковалентной связи за счет  $p$ -орбиталей (рис. 12, *a*). В зависимости от симметрии волновых функций, схематично обозначенных на рисунке символами „+“ и „–“, образуются связывающие или антисвязывающие состояния. Можно предположить, что ковалентные связи образуются между парами атомов (рис. 12, *b*). При этом симметрия волновых функций между такими парами (между обратными лепестками  $p$ -орбиталей) в решетке типа поваренной соли также оказывается одинаковой, а значит, возможно образование ковалентных связей между другими парами атомов. Поскольку энергии этих двух конфигураций одинаковые, возможен резонанс между ними.

Позже эта идея была развита в работе [43] и стала известной большинству исследователей благодаря именно этой статье. В дальнейшем авторы предложили использовать для описания связей в GeTe и родственных мате-



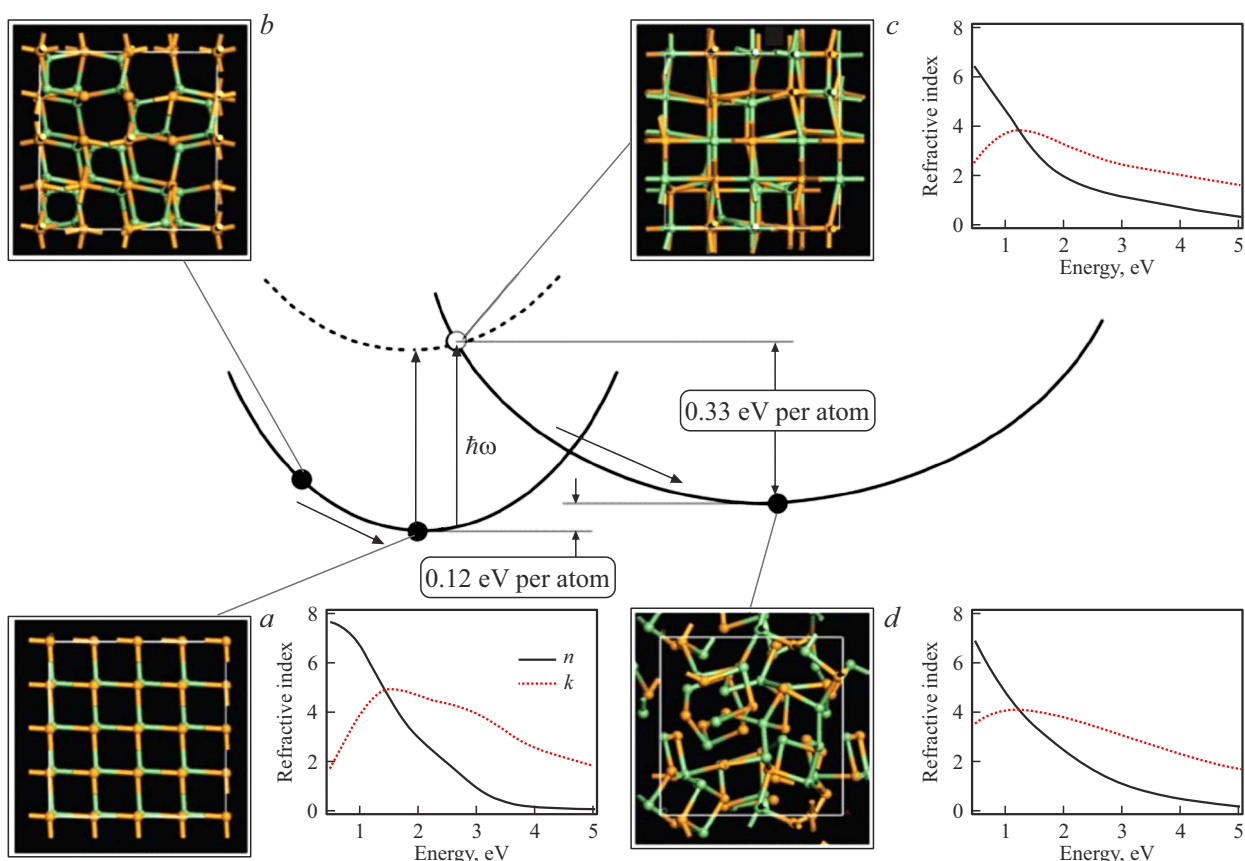
**Рис. 13.** Искорванная вследствие возбуждения (слева) и отрелаксировавшая после снятия возбуждения (справа) структура NaCl (верхние панели) и GeTe (нижние панели).

риалах термин „метавалентная связь“ [44]. Здесь следует отметить, что концепция метавалентных связей, хотя и широко применяется, не стала общепринятой. Так, в недавней статье с названием „The myth of ‘metavalency’ in phase-change materials“, говорящем само за себя [45], утверждается, что межатомная связь, существующая в GeTe, не является новой и по сути это хорошо известная химикам гипервалентная связь. Чтобы избежать неоднозначностей, связанных с терминологией, мы будем называть короткие (сильные) связи, образованные при участии  $p$ -орбиталей, первичными, а длинные (слабые) связи, обусловленные взаимодействием „обратных“ лепестков (back-lobes)  $p$ -орбиталей — вторичными.

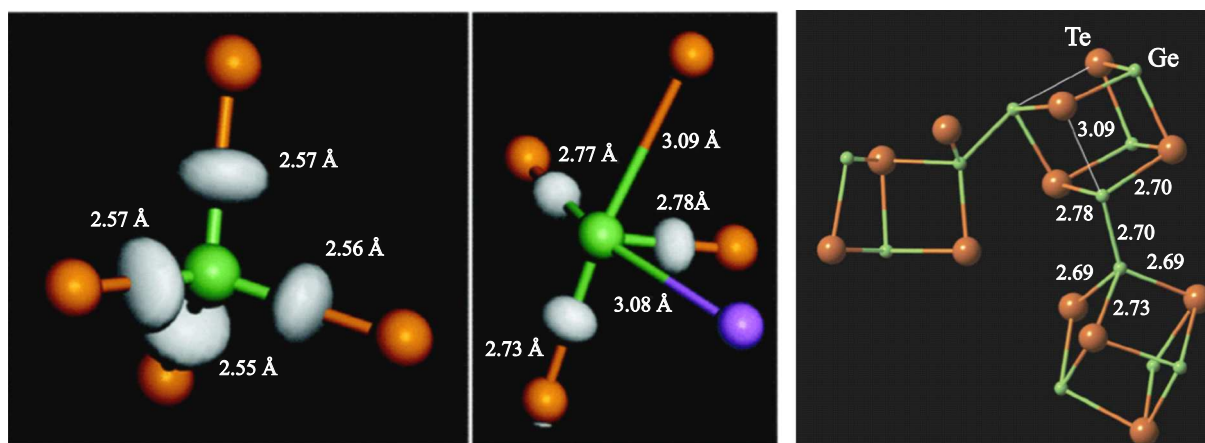
Существование энергетической иерархии связей в материале является фундаментальной характеристикой фазопеременных материалов, и именно она обеспечивает их функционирование. В работе [46] было показано, что именно разрыв вторичных связей при искажениях

структуры, обусловленных атомными смещениями в результате возбуждения системы, приводит к аморфизации (потере дальнего порядка) (рис. 13). Как видно из рисунка, в случае ненаправленной ионной связи искаженная структура NaCl, например вследствие воздействия импульса света или тока, возвращается к идеальной. В то же время аналогичным образом искаженная кристаллическая решетка GeTe после снятия возбуждения разваливается с потерей дальнего порядка. В этой же работе было показано, что именно разрыв вторичных связей, а не последующее разупорядочение структуры, является ответственным за контраст оптических свойств между двумя фазами (рис. 14).

Что касается структуры аморфной фазы, то толчком к ее активному исследованию послужила пионерская работа [33], в которой было продемонстрировано существенное различие ближнего порядка между кристаллической и аморфной фазами и высказано предположение



**Рис. 14.** Природа возникновения оптического контраста между кристаллической и аморфной фазами GeTe. Видно, что оптические свойства изменяются сразу после исчезновения вторичных связей. Последующее разупорядочение структуры не приводит к заметным изменениям оптических параметров [46].



**Рис. 15.** Локальная структура атомов Ge в аморфной фазе: *a* — тетраэдрический фрагмент; *b* — нарушенный октаэдрический фрагмент; *c* — образование связей Ge–Ge.

о том, что в аморфной фазе атомы Ge являются тетраэдрически координированными. В серии работ разных авторов расчеты с применением теории функционала плотности показали, что в аморфной фазе часть атомов германия является тетраэдрически координированной (в разных работах от 30 % [47,48] до 65 % [49]), что

находится в согласии с выводом, сделанным в работе [33]. При этом оставшаяся часть атомов германия сохраняет локальную структуру, близкую к таковой в кристаллической фазе, а именно имеют от 3 до 6 соседей и валентные углы, близкие к  $90^\circ$  (рис. 15). *In silico* исследования кристаллизации позволили сделать вывод



о том, что этот процесс заключается в упорядочении блоков ABAB ( $A = \text{Ge, Sb}$ ;  $B = \text{Te}$ ), напоминающих структуру кристаллической фазы [47,50] (рис. 16).

Интересным свойством аморфной фазы является постепенное увеличение ее сопротивления со временем (рис. 17) [51–53], хотя если допустить, что это связано с начальной стадией процесса кристаллизации, следовало бы ожидать уменьшения сопротивления. Это вредное с точки зрения практического применения явление, связанное со структурной релаксацией и называемое дрейфом, будет рассмотрено подробнее в следующем разделе.

Фазопеременный AIST, используемый в оптических дисках  $\pm\text{RW}$ , имеет структуру A7 (рис. 18) [54], близкую к структуре висмута. Интересно отметить, что, так же как и в структуре GeTe и GST, в структуре

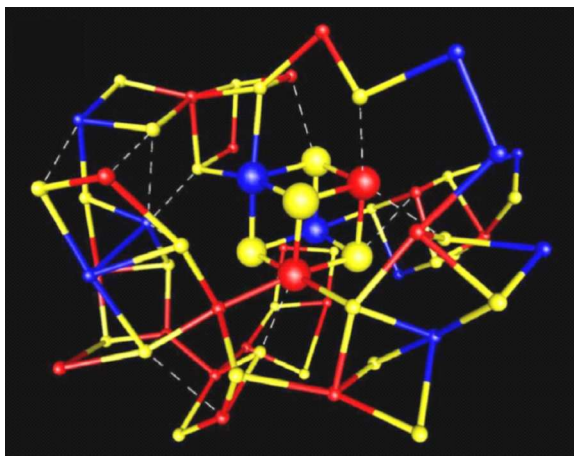


Рис. 16. „Кубические“ фрагменты в аморфной фазе [47].

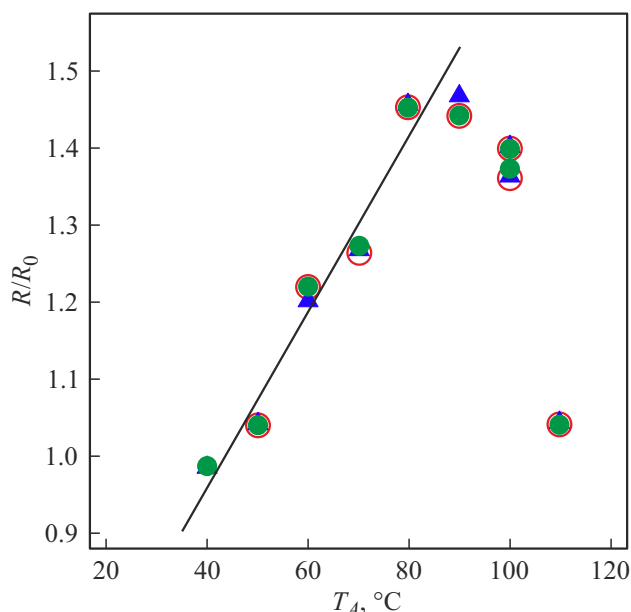


Рис. 17. Дрейф проводимости в аморфной фазе [52].

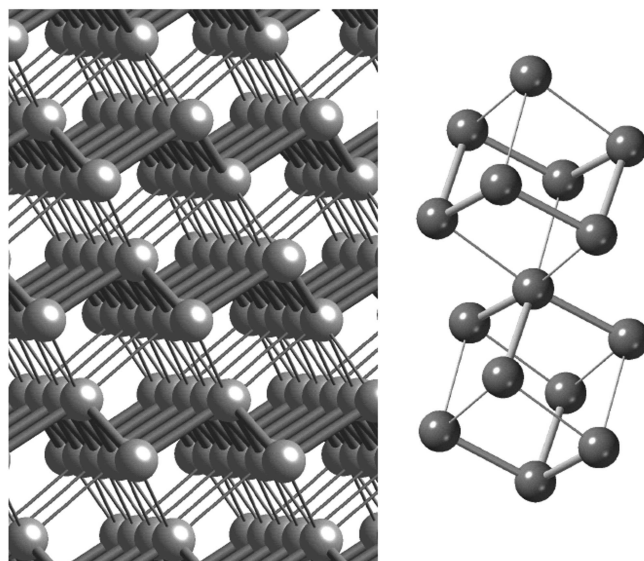


Рис. 18. Кристаллическая структура (A7) фазопеременного Ag–In–Sb–Te (a). В рамках этой структуры можно выделить кубические фрагменты (b) с короткими и длинными связями, изображенными в виде толстых и тонких линий.

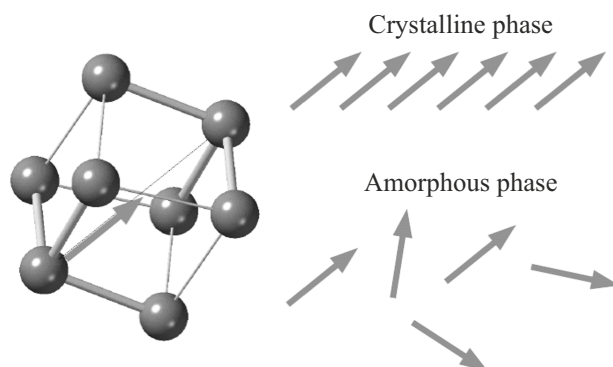


Рис. 19. Схематическое изображение процесса аморфизации AIST.

AIST существуют короткие и длинные связи. В качестве механизма фазового превращения в AIST был предложен процесс „порядок-беспорядок“, аналогичный процессу формирования параэлектрической фазы GeTe из сегнетоэлектрической фазы (рис. 19), когда структурные фрагменты, сформированные длинными и короткими связями, из упорядоченного состояния переходят в разупорядоченное [54].

### 2.3. Вклад электронного возбуждения в процесс аморфизации

Перейдем теперь к рассмотрению роли электронного возбуждения в процессе аморфизации. Несмотря на то, что общепринятым консенсусом является аморфизация структуры за счет ее плавления в результате

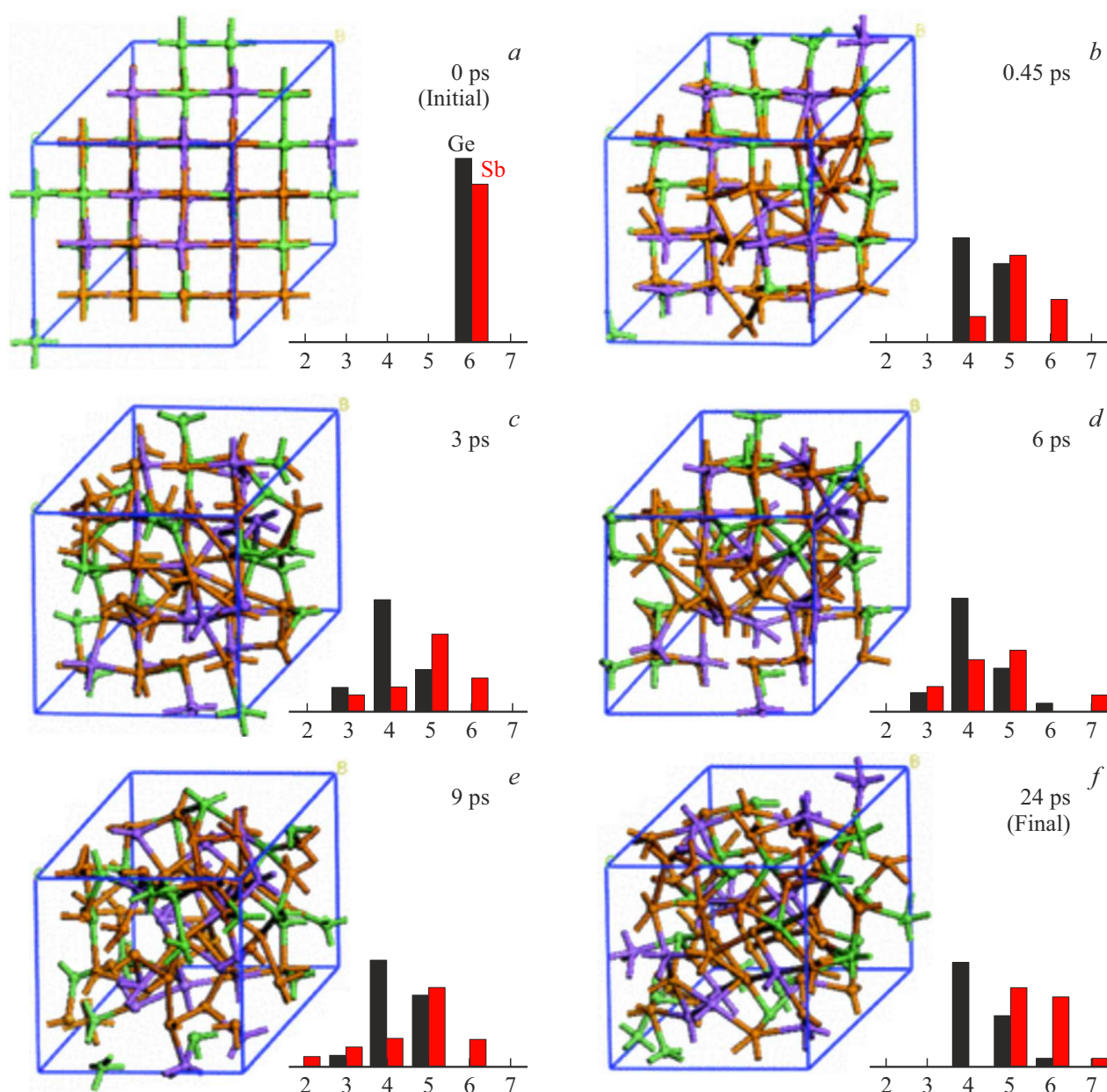
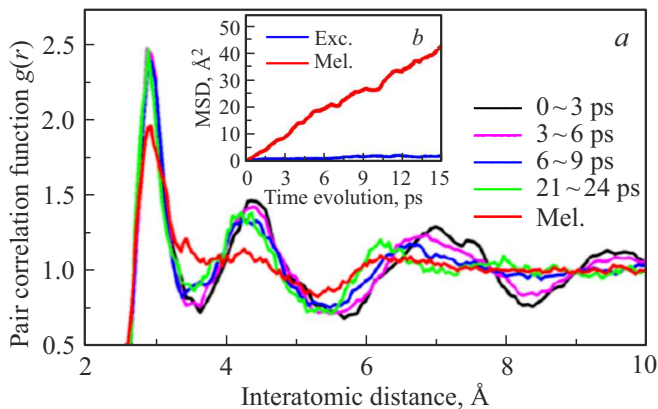


Рис. 20. Эволюция (аморфизация) структуры  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  в возбужденном состоянии [57].

нагрева при оптическом возбуждении или выделения джоулевого тепла при воздействии импульсов тока, к такому подходу следует относиться с осторожностью. В самом деле, если энергия оптического импульса настолько велика, что безызлучательная рекомбинация неравновесных носителей, сопровождающаяся повышением температуры, приводит к плавлению материала, то, значит, в процессе возбуждения генерируется достаточно высокая концентрация неравновесных носителей, наличие которых не может не отразиться на межатомном взаимодействии по аналогии с известным явлением оптического плавления полупроводников [55,56]. Имеются как теоретические, так и экспериментальные работы, подтверждающие существенную

роль электронного возбуждения в процессе аморфизации.

Наиболее ярко и впервые это было продемонстрировано в работе [57]. Методом расчетов на основе теории функционала плотности с ограничениями (constrained DFT) авторами показано, что после возбуждения 9 % электронов валентной зоны, что близко к концентрации возбужденных электронов при воздействии фемтосекундных импульсов в аналогичных экспериментах, кристаллическая структура разваливается, превращаясь в аморфную при температурах, существенно ниже температуры обычного плавления (рис. 20). Более того, было продемонстрировано, что функция радиального распределения на разных этапах процесса аморфиза-



**Рис. 21.** *a* — эволюция корреляционной функции  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  в возбужденном состоянии в сравнении с таковой для расплава (Mel.); *b* — атомные смещения атомов при аморфизации в возбужденном состоянии (Exc.) и расплаве (Mel.) [57].

ции существенно отличается от таковой для расплава (рис. 21). Оказалось также, что длины диффузии атомов в расплаве оказываются существенно больше, чем при аморфизации в возбужденном состоянии. Полученные результаты однозначно свидетельствуют о том, что электронное возбуждение (во всяком случае при высоких плотностях возбуждения в случае пико- и фемтосекундных импульсов) играет, если не определяющую, то весьма значимую роль. Похожие результаты были позже получены и для других фазопеременных материалов [58,59].

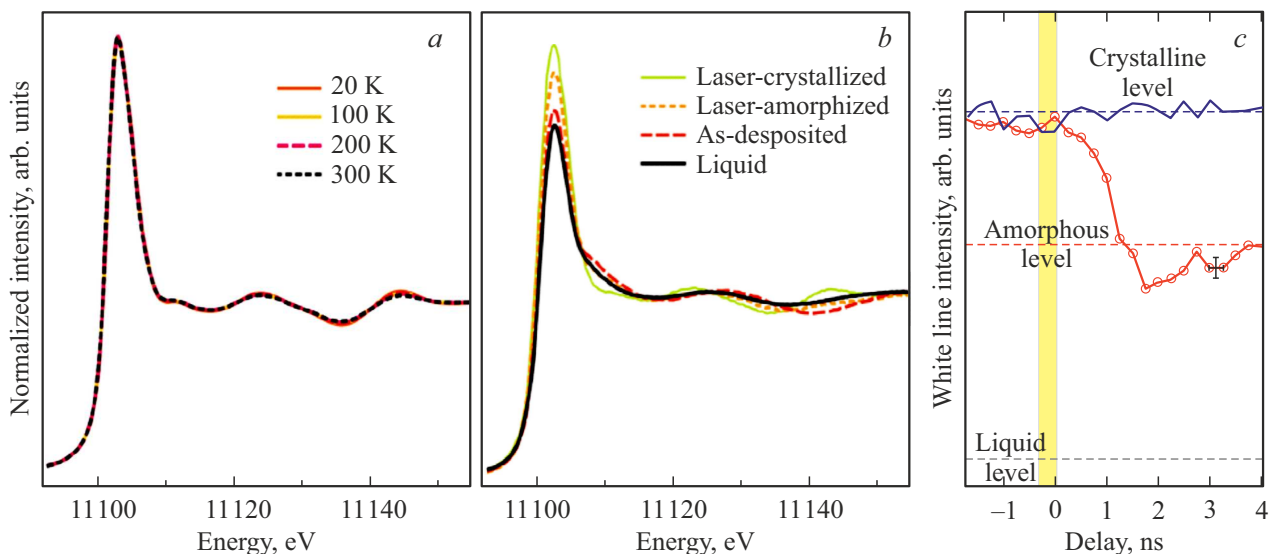
Изложенные выше расчетные результаты находятся в хорошем согласии с экспериментом. В работе [60] процесс аморфизации при возбуждении пикосекундными импульсами был исследован методом pump-probe с при-

менением спектроскопии рентгеновского поглощения (исследовались спектры XANES — X-ray absorption near-edge spectra). Авторы использовали то обстоятельство, что XANES-спектры GST слабо зависят от температуры (при неизменной структуре) и в то же время существенно различаются между собой для кристаллического, аморфного и жидкого состояний, прежде всего по интенсивности первого пика, называемого „белой линией“ (рис. 22, *a, b*). В поставленном эксперименте фазопеременный материал исследовался в структуре оптического диска и поочередно аморфизовывался и перекристаллизовывался лазерными импульсами. В область лазерного воздействия через определенное время задержки падал импульс рентгеновского излучения.

Результаты эксперимента, приведенные на рис. 22, *c*, демонстрируют, что после облучения импульсом света интенсивность „белой линии“ уменьшается от величины, соответствующей кристаллическому состоянию, до величины, соответствующей аморфному состоянию. При этом величина „белой линии“ не достигает величины, соответствующей жидкой фазе, что полностью подтверждает результаты первопринципных расчетов и демонстрирует важную роль электронного возбуждения в процессе аморфизации короткими импульсами.

### 3. Коммерческие элементы памяти на фазопеременных материалах

Первый всплеск коммерческого интереса к фазопеременным материалам наблюдался в начале 1970-х годов в связи с появлением и быстрым распространением компьютеров вообще и персональных компьютеров в частности. В 1970 году фирмой Energy Conversion Devices, основанной Стэнфордом Овшинским, совместно с Intel была разработана первая электрическая ячей-



**Рис. 22.** XANES спектры на К-крае Ge фазопеременного GST при разных температурах (*a*) и в различных структурных состояниях (*b*). Кинетика изменения интенсивности „белой линии“ в процессе возбуждения пикосекундным импульсом (*c*) [60].





**Рис. 23.** Фотография первого оптического диска на основе фазопеременных материалов и соответствующего приемного устройства (любезно предоставлена Н. Ямадой).

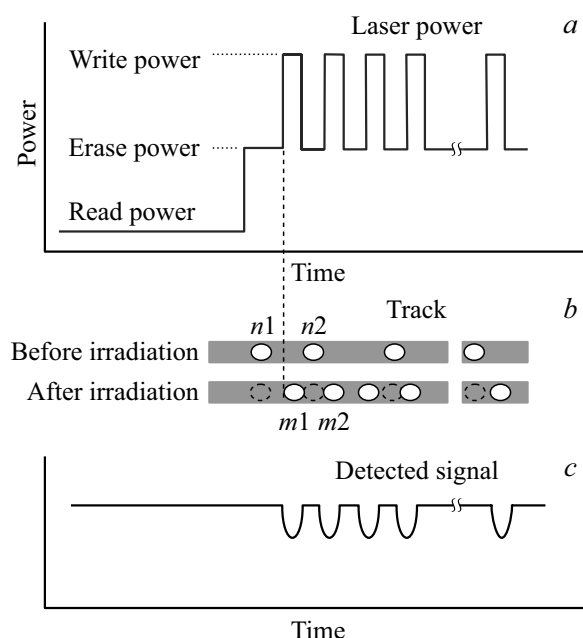
ка памяти (256 бит) на фазопеременных материалах. Ячейка состояла из элемента памяти, последовательно соединенного с кремниевым диодом. В силу различных технических проблем на рынок этот продукт не вышел, однако интерес к фазопеременной памяти продолжал расти и несколько ведущих производителей приобрели лицензии на ее разработку и производство. Среди них Intel (2000), ST Microelectronics (2003), Samsung (2003), Elpida (2005), Qimonda (2007) и др. Первым коммерческим продуктом стали фазопеременные чипы фирмы BAE Systems (июль 2006), а в сентябре того же года Samsung объявил о производстве PRAM (512 Mbit) [61]. Однако до недавнего времени ниша, занимаемая фазопеременной энергонезависимой памятью, оставалась весьма незначительной.

Гораздо успешнее ситуация развивалась с оптической памятью. В 1989 году был реализован оптический диск, позволяющий осуществлять более 1 000 000 циклов перезаписи информации [62]. Через год фирма Matsushita представила первый коммерческий продукт, положивший начало целой серии перезаписываемых оптических дисков. Перезаписываемые DVD-RAM диски появились на рынке в 1998 г. и имели емкость 2.6 Гб (version 1), в 2000 г. Panasonic представил DVD-RAM емкостью 4.7 Гб (version 2), и обычно считается, что емкость DVD дисков составляет именно 4.7 Гб. Фотография одного из первых оптических дисков и соответствующего считывающего/записывающего устройства представлена на рис. 23.

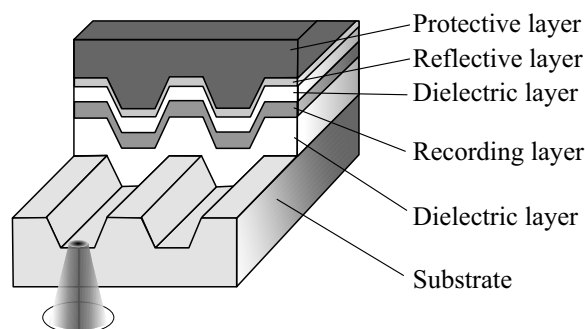
Принцип действия перезаписываемого оптического диска представлен на рис. 24. На верхней панели представлена последовательность перезаписывающих им-

пульсов, наложенных на „пьедестал“ стирающего светового облучения. При таком методе любая ранее записанная информация стирается и поверх нее записывается новая, как это проиллюстрировано на средней панели. После чего при считывании лазерным воздействием слабой интенсивности воспроизводится уже переписанная информация.

Следует отметить, что контраст оптических свойств и условия достаточного теплоотвода достигаются за счет структуры диска, в которой наряду с фазопеременным материалом имеются дополнительные слои, в частности металлический слой (обычно алюминий), обеспечивающий как хороший теплоотвод, так и усиливающий оптический контраст, а также защитный слой, предохраняющий диск от механических повреждений в процессе эксплуатации (рис. 25).



**Рис. 24.** Принцип действия перезаписываемого оптического диска. В процессе записи диск постоянно облучается „кристаллизующим“ излучением, стирающим ранее записанную информацию; более мощные импульсы приводят к формированию перезаписанных аморфных областей: *a* — форма импульсов; *b* — метки на дорожке до и после перезаписи; *c* — детектируемый сигнал.



**Рис. 25.** Послойная структура оптического диска.

Параметры элементов системы оптической записи

Тип оптического диска	Год выпуска	Емкость, GB	Минимальный размер метки, мкм	Шаг, мкм	Длина волны лазера, нм	Числовая апертура линзы
CD	1997	0.650	0.833	1.60	780	0.50
DVD	2000	4.7	0.41	0.615	650	0.60
Blu-ray	2003	23.3	0.149	0.32	405	0.85

В качестве фазопеременного материала наилучшим образом зарекомендовали себя квазибинарные составы по разрезу  $\text{GeTe-Sb}_2\text{Te}_3$ , предложенные фирмой Matsushita/Panasonic. Как правило, эти материалы используются в дисках  $\pm\text{RAM}$ . В то время как в перезаписываемых дисках  $\pm\text{RW}$  используется сплав  $\text{Ag-In-Sb-Te}$ , основанный на обогащенных сурьмой соединениях  $\text{Sb-Te}$  с небольшими добавками серебра и индия.

Наиболее часто используемым материалом является соединение  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  (рис. 26). Именно с применением этого материала были выпущены первые диски DVD-RAM. В последующем поколении оптических дисков (Blu-ray disc, BD) рабочим материалом является состав, смещенный в сторону  $\text{GeTe}$ , а именно  $\text{Ge}_8\text{Sb}_2\text{Te}_{11}$  (GST8-2-11). Выбор материала в этом случае обусловлен единственно его большим оптическим контрастом в области энергий синего лазера по сравнению с GST225, имеющим оптимальный оптический контраст в областях инфракрасного (CD) и красного (DVD) излучения [63,64].

Структура оптических дисков разного поколения принципиально не менялась, изменялись лишь толщины подложки и вспомогательных диэлектрических слоев, а также параметры элементов системы оптической записи, в частности числовая апертура линз (см. рис. 27 и таблицу). Развитие оптических дисков было направлено на повышение их емкости, что достигалось различными способами: уменьшением длины волны используемого лазера (инфракрасный в CD-дисках и синий в Blu-

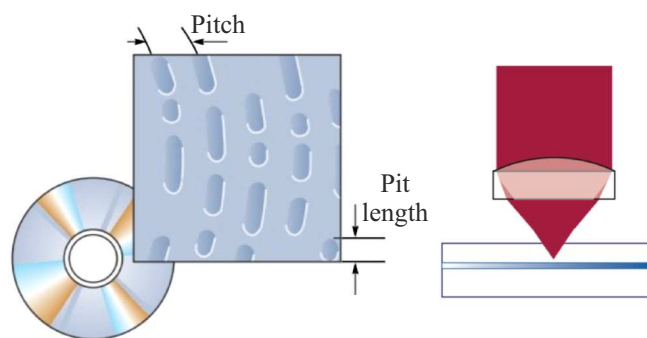


Рис. 27. Схема меток на оптическом диске (слева) и схема записи/считывания информации (справа).

ray), усложнением структуры диска с добавлением дополнительного фазопеременного слоя, использованием новых принципов записи, в частности с применением оптического ближнего поля (Super-RENS [65] диски).

Что касается энергонезависимой памяти, то прорывом стал совместный продукт фирм Intel и Micron 3D XPoint, вышедший на рынок в 2015 г. под коммерческим названием Optane® [66]. Появление этого продукта в определенной степени стало революцией в отрасли хранения информации, в которой около 30 лет доминировала память Flash.

Структура 3D XPoint относительно проста (рис. 28). Двухслойные пары, состоящие из ячейки памяти и селектора, располагаются на пересечении перпендикулярных рядов проводников — wordline и bitline. При этом в отличие от памяти DRAM к каждой ячейке не прилагается по сравнению сложному (и дорогому) транзистору. Вместо этого используется селектор, работающий по принципу переключателя Овшинского.

Разберемся, для чего нужен и как работает селектор. Для этого рассмотрим фрагмент аналогичной ячейки без селектора (рис. 29, а). Очевидно, что при приложении напряжения  $U$ , достаточного для переключения ячейки, находящейся в высокоомном состоянии, к соседним ячейкам оказывается приложенным напряжение  $U/2$ , что потенциально может вызвать их произвольное переключение, а также привести к ошибкам при считывании состояния ячейки. Наличие селектора (рис. 29, б) позволяет избежать этой проблемы. При подаче напряжения определенной величины активируется селектор и происходит считывание или запись информации только в адресно выбранной ячейке.

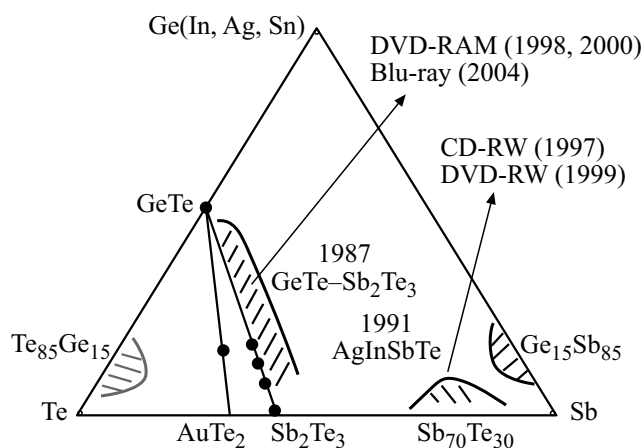
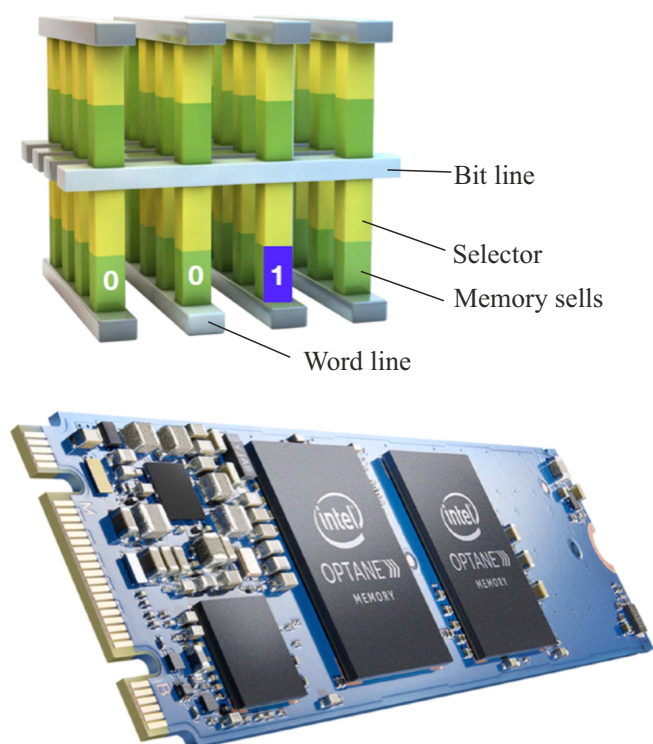
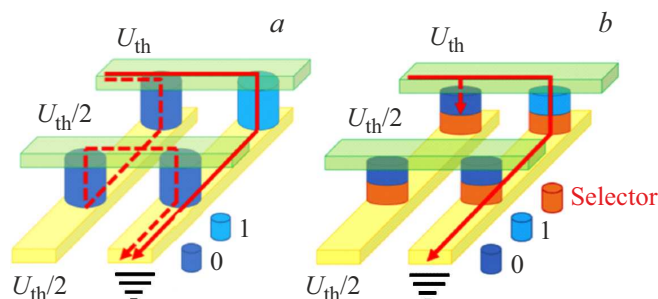


Рис. 26. Материалы, используемые в оптических дисках.



**Рис. 28.** Структура энергонезависимой памяти 3D Point (сверху) и электронная плата с ячейкой памяти Optane® (снизу).



**Рис. 29.** В схеме без селектора паразитный ток может привести к нежелательному переключению соседней ячейки или к ошибке считывания (а). Наличие селектора обеспечивает включение только требуемой ячейки (б). На схемах сплошной линией показан рабочий ток. Штриховой — ток утечки.

Отличительной особенностью памяти 3D XPoint является ее многослойность, что позволяет в разы повысить емкость памяти. Первое поколение 3D XPoint имело двухслойную структуру и выполнялось по 20-нанометровому технологическому процессу. В такой конфигурации плотность упаковки ячеек у 3D XPoint оказывается в 10 раз выше, чем у ячеек Flash памяти типа NAND. Отметим еще одно принципиальное отличие памяти 3D XPoint. В отличие от NAND к каждой ячейке 3D XPoint возможен непосредственный доступ, что экономит энергию и не требует наличия управляю-

щего контроллера. Преимуществами 3D XPoint является также ее больший рабочий ресурс. Так, если NAND позволяет осуществлять до  $10^3$  циклов перезаписи, то в случае 3D XPoint это число возрастает до  $10^7$ . При этом быстродействие 3D XPoint на 2–3 порядка выше, чем у NAND.

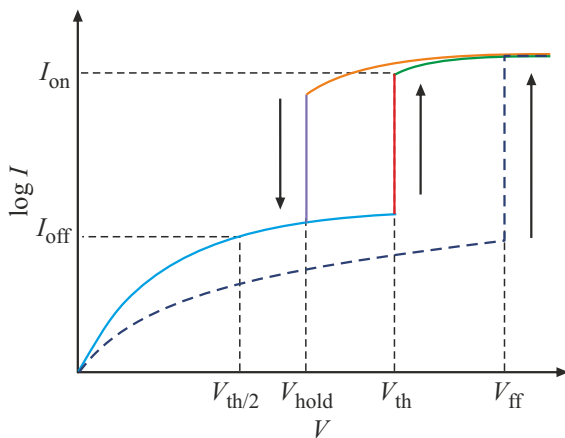
Еще раз подчеркнем, что 3D XPoint память является памятью типа Random Access Memory (RAM), т.е. дает возможность непосредственного доступа к одной ячейке памяти (одному биту информации), не затрагивая при этом другие. При этом никакой подготовки перед записью новой информации не требуется. В противовес этому в устройствах Flash памяти типа NAND стирание информации производится поблочно, а запись новой информации постранично. Это означает, что в случае FLASH, если возникает необходимость переписать всего один бит информации, то должна быть перезаписана вся страница или все страницы блока, при этом перед записью новой информации старая должна быть стерта, что неизбежно приводит к снижению быстродействия, а также к повышенному износу ячеек памяти.

В момент появления памяти Optane® представители Intel отрицали, что в ее основе лежат фазопеременные халькогениды. Однако анализ выпущенных на рынок чипов показал [67], что в качестве материала памяти использован фазопеременный материал, близкий по своему составу к классическому GST225, а в основе селектора лежит халькогенидный стеклообразный полупроводник состава, мало отличающегося от предложенного в 1968 году Овшинским.

Технология 3D XPoint представлялась крайне перспективной, однако в 2022 году память Optane® была снята с производства. О причинах такого решения не сообщалось. Одной из возможных причин могли стать проблемы со сложной структурой устройства. Наличие двух рабочих слоев (памяти и селектора) в одном элементе памяти, во-первых, усложняет (и удорожает) технологический процесс и, во-вторых, может послужить препятствием на пути к уменьшению размеров элементов. Кроме того, возможны также сложности с увеличением слоистости устройства. Тем не менее в 2025 году появился целый ряд обнадеживающих новостей.

В апреле 2025 года на сайте STMicroelectronics, одного из ведущих европейских производителей микроэлектроники, был выпущен официальный анонс о запуске новой технологии памяти под названием xMemory [68]. В анонсе отмечается, что данный вид памяти создается на основе фазопеременных материалов и начнет производиться с конца 2025 года, в первую очередь с целью дальнейшей интеграции xMemory непосредственно в микроконтроллеры серии Stellar, оптимизированные специально для автомобильного рынка и электрических транспортных средств. Предполагается, что данное решение упростит архитектуру управления автомобилями, а также обеспечит гибкость и масштабируемость разрабатываемых решений, поскольку контроллеры с





**Рис. 30.** Схематическая иллюстрация работы порогового переключателя Овшинского (см. текст).

xMemory будут совместимы с приложениями искусственного интеллекта и машинного обучения. Применение встроенных устройств энергонезависимой фазо-переменной памяти, в частности в автомобильной промышленности, обусловлено ее высокой стабильностью при повышенных температурах [69]. В частности, для повышения тепловой стабильности элементов памяти STMicroelectronics использует составы GST, обогащенные Ge [70].

Следует отметить, что STMicroelectronics имеет значительный опыт производства PCM. Еще в прошлом десятилетии данная компания активно занималась разработкой и производством PCM совместно с Intel. Их совместный проект получил название Numonix, и именно в рамках него были созданы первые коммерческие образцы электрической PCM памяти. С тех пор STMicroelectronics продолжает развивать PCM технологию, в том числе производя микроконтроллеры для аэрокосмической промышленности, совмещающей технологии PCM и FD-SOI (fully-depleted silicon-on-insulator) в рамках 28-нанометрового технологического процесса [71].

Кроме того, такие разработчики как SK Hynix, IMEC, IBM за последние несколько лет опубликовали целый ряд статей, посвященных разработке и тестированию запоминающих устройств на основе OTS. Таким образом, несмотря на часто упоминаемое в статьях снятие с производства устройств Intel Optain, технология электрической фазопеременной памяти продолжает активно развиваться и находить свой определенный рынок сбыта.

Как отмечалось выше, принципиальной особенностью памяти 3D XPoint является использование в качестве селектора не транзистора, а порогового переключателя Овшинского (Ovshinsky threshold switch, OTS), что свидетельствует о том, что такой переключатель существенно превосходит транзистор по своим параметрам для данного применения. Вернемся теперь к вопросу о том, как функционирует пороговый переключатель OTS.

OTS селектор имеет сэндвич-структуру и может находиться в двух состояниях: включенном и выключенном. Как показано на рис. 30, для работы ячейки селектора требуется напряжение первичного активирования (first fire voltage,  $V_{ff}$ ). После первого цикла существенно меньшее напряжение, называемое пороговым напряжением (threshold voltage,  $V_{th}$ ), может перевести ячейку во включенное состояние. Возврат в выключенное состояние происходит при снижении напряжения ниже напряжения удержания ( $V_{hold}$ ). Эти напряжения,  $V_{ff} > V_{th} > V_{hold}$ , являются важными параметрами OTS переключателя. Другими важными параметрами, характеризующими работу OTS, являются: (1) ток и плотность тока в открытом состоянии ( $I_{on}$ ,  $J_{on}$ ), (2) ток утечки в закрытом состоянии ( $I_{off}$ ), (3) отношение токов во включенном и выключенном состояниях ( $I_{on}/I_{off}$ ) или селективность селектора, (4) количество циклов переключения, (5) термостабильность и (6) скорость переключения ( $t_{on}/t_{off}$ ) [72].

В одной из первых моделей порогового переключения предлагался чисто термический механизм [73], заключающийся в том, что работает положительная обратная связь, когда повышение температуры при джоулевым разогреве приводит к увеличению концентрации носителей, что в свою очередь приводит к дальнейшему возрастанию тока. Однако эта модель не могла объяснить существование области отрицательного дифференциального сопротивления и, кроме того, никак не учитывала специфику материала.

Интересной представляется модель зародышеобразования, индуцированного электрическим полем [74], в которой увеличение тока связывалось с повышением температуры и образованием субкритических зародышей в области канала тока. Так как размер зародышей остается малым, они разрушаются после снятия напряжения. Однако эта модель также не выдержала проверку временем.

Большинство исследователей в настоящий момент сходятся во мнении, что механизм эффекта переключения является электронным. К этой категории относятся модель инжекции носителей [75], модель, основанная на эффекте Пула-Френкеля [76], биполярная лавинная модель [77], модель гидродинамического туннелирования с помощью ловушек [78]. Все они в той или иной мере описывают эффект переключения. Однако следует отметить, что такое количество „успешных“ моделей свидетельствует о том, что детального понимания механизма эффекта переключения на сегодняшний день нет.

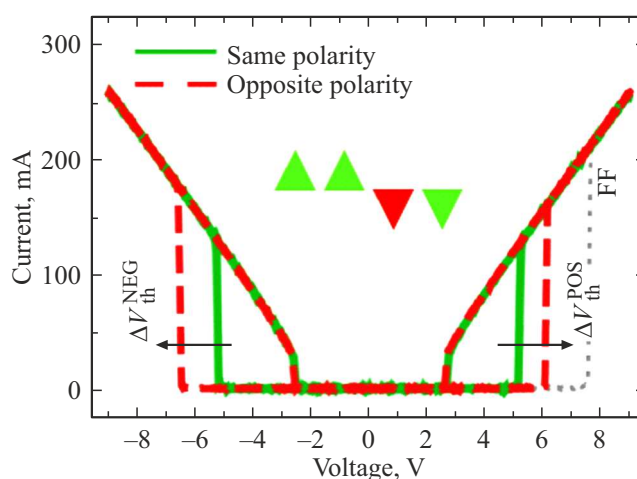
Для практического использования в ячейках памяти материал селектора должен удовлетворять целому ряду требований. Во-первых, он должен быть устойчив к кристаллизации при пропускании через него тока большой величины в открытом состоянии ( $I_{on}$ ), а значит, его структура должна быть образована насыщенными ковалентными связями. Во-вторых, для достижения высокой плотности ток утечки ( $I_{off}$ ) устройства OTS, полученный при  $V_{th}/2$ , должен быть  $< 10^{-8}$  А, а селективность

( $I_{on}/I_{off}$ ) должна быть  $\geq 10^4$ . Для этого требуются материалы с большой щелью подвижности. В-третьих, так как наиболее частая операция считывания в практической 3D-памяти требует включения/выключения селектора OTS, количество рабочих циклов устройства OTS должно быть на несколько порядков выше, чем у самой памяти (обычно  $10^6$  циклов для PCM), т.е. превышать  $10^8$  циклов. Это требует применения материалов селектора с высокой термической стабильностью, чтобы избежать отказа прибора, вызванного непроизвольной кристаллизацией, а также избежать разделения фаз во время работы. В-четвертых, аморфное состояние у переключателя OTS должно выдерживать температуру 400–450 °С, которая используется при проведении технологических процессов на конечной стадии изготовления прибора, например при осаждении слоев изолятора и контактного металла, т.е. температура кристаллизации материала селектора должна быть  $> 400$  °С. Кроме того, скорость переключения устройства OTS должна быть быстрее или сопоставимой со скоростью переключения собственно ячейки памяти, т.е.  $< 100$  нс. Основными кандидатами, удовлетворяющими этим требованиям, являются соединения на основе серы, селена и теллура [72]. Их исследования активно проводятся в различных лабораториях мира.

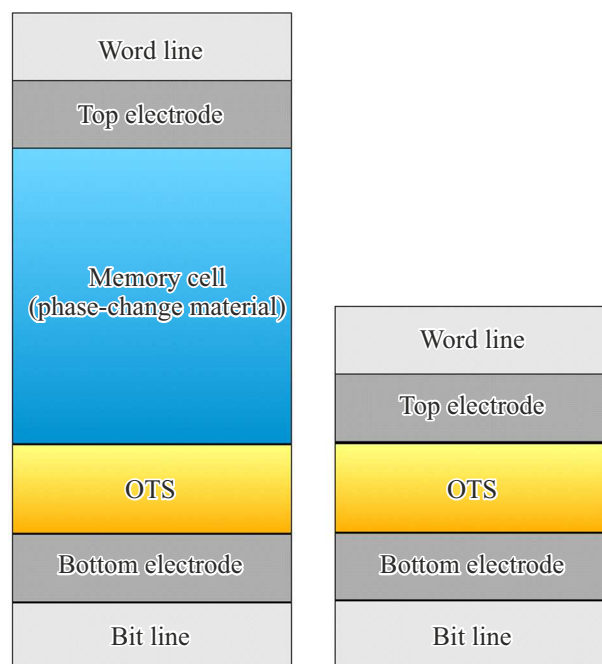
#### 4. Современные тенденции развития электрической памяти на аморфных халькогенидах

В ходе исследований процесса порогового переключения халькогенидных стеклообразных полупроводников группой ученых из бельгийского центра IMEC было обнаружено необычное и интересное с практической точки зрения явление. А именно было обнаружено, что напряжение, при котором селектор переключается из высокоомного состояния в низкоомное, зависит от того, какую полярность имел импульс, использовавшийся при предыдущем переключении. Иными словами, материал селектора обладает собственной памятью. Описанный эффект проиллюстрирован на рис. 31. Разница между пороговыми напряжениями переключения, полученными при различной полярности, может достигать величины 1 В.

Этот результат был впервые доложен в 2022 году и послужил мощным толчком к разработке нового типа 3D XPoint памяти без слоя фазопеременного материала. Такой вид памяти получил название Self-selecting memory (SSM) или Selector-only memory (SOM). Память о полярности предыдущего импульса переключения составляет до нескольких десятков минут, но для многих практических применений этого вполне достаточно. Разработка такого типа памяти позволяет существенно упростить и удешевить технологический процесс за счет исключения из структуры слоя фазопеременного материала (рис. 32). Что касается механизма „селекторной“ памяти, то этот



**Рис. 31.** Характеристика переключения порогового переключателя, обладающего собственной памятью. При повторном переключении импульсом той же полярности, что и при предыдущем переключении, требуется меньшее напряжение, чем в случае использования импульса противоположной полярности.



**Рис. 32.** Структура ячейки энергонезависимой памяти с фазопеременным материалом (слева) и без фазопеременного материала (справа).

вопрос, несмотря на активные исследования [79–82], до сих пор остается открытым.

И наконец, рассмотрим применение фазопеременных халькогенидов для разработки нейронных сетей. Это направление развивается в последние несколько лет очень активно. Современные компьютеры построены на основе модели, предложенной Джоном фон Нейманом в 1945 г. Так называемая архитектура фон Неймана ис-

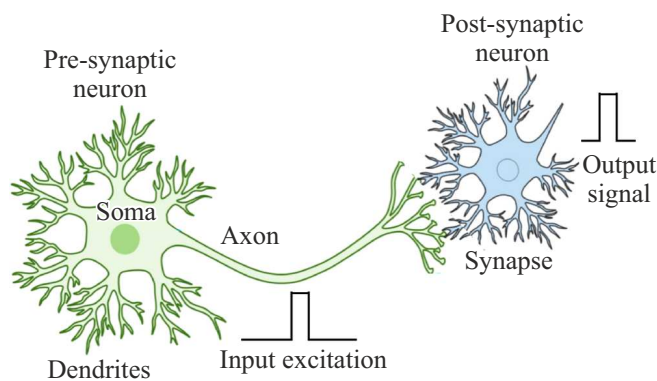


Рис. 33. Фрагмент нейронной сети мозга (схема).

кусственно отделяет обработку данных от хранения путем разделения процессора и его памяти. Компьютеры, создаваемые на основе классической архитектуры фон Неймана, оптимальны для последовательного решения повседневных операций. Однако непрерывная передача информации в такой архитектуре между запоминающим устройством и центральным процессором, когда вначале массив данных передается для осуществления операции вычисления и затем возвращается обратно, ограничивает производительность и энергоэффективность, и, как следствие, снижает эффективность применения таких систем для решения сложных распределенных, адаптивных и когнитивных задач. Такое разделение процессов делает чрезвычайно сложной задачу объединения данных, полученных из множества потоков. Таким образом, становится все более очевидным, что для создания эффективных когнитивных вычислительных систем необходим переход к новым архитектурам, в которых память и обработка данных лучше согласованы. На сегодняшний день это нерешенная проблема номер один для вычислительных систем.

Альтернативой архитектуре фон Неймана являются когнитивные, или нейроморфные, компьютеры, которые в свою очередь действуют по принципу организации и функционирования биологических нейронных сетей живого организма, распределяя обработку и память в пределах одной системы. Например, человеческий мозг имеет сложную структуру, состоящую из более чем миллиарда нейронов и триллионов синапсов. Нейроны состоят из сомы (тела клетки), аксона, генерирующего нервный импульс, и множества дендритов, принимающих сигналы от других нейронов, как показано на рис. 33. Синапс — это структура, позволяющая нейрону передавать электрический сигнал другому нейрону.

Нейроморфные вычислительные системы могут быть построены по схожему принципу и обычно состоят из нейронов и синапсов, имитирующих систему человеческого мозга. Каждый нейрон представляет собой ядро, обрабатывающее данные, а сами нейроны соединены параллельно через синапсы для передачи информации. В результате в нейроморфном оборудовании условно

отсутствует ограничение фон Неймана (von Neumann bottleneck), возникающее из-за наличия одной сигнальной шины. Однако для реализации такого подхода на практике в виде аппаратного решения необходима разработка искусственных синаптических элементов, способных обеспечить выполнение функций биосинапсов, а не традиционных устройств, изготовленных в рамках КМОП (комплементарная структура металл–оксид–полупроводник) технологии. На рис. 34 представлены в сравнении блок-схема традиционной архитектуры фон Неймана и развивающейся нейроморфной архитектуры [83].

Основой такой архитектуры в настоящий момент являются мемристорные устройства, которые широко исследуются благодаря своим характеристикам. Термин „мемристор“ относится к устройству, сочетающему в себе память и резистор. Сопротивление данного устройства изменяется импульсом подаваемого напряжения и выполняет функцию памяти для хранения информации в течение определенного периода времени. В настоящий момент ведутся работы по созданию мемристоров на основе переходных металлических оксидов [84], наноккомпозитов [85], проводящих наночастиц [86], фазопеременных материалов [87], а также других материалов, обеспечивающих достаточно быстрое многоуровневое изменение своего состояния и их энергонезависимое поддержание. С подробным описанием основных видов мемристивных устройств и принципом их работы можно ознакомиться в следующем обзоре [88].

Одной из первых работ, в которой была продемонстрирована возможность проведения вычислений и построения логики непосредственно в фазопеременной памяти (in-memory computing), стала работа [87]. Однако

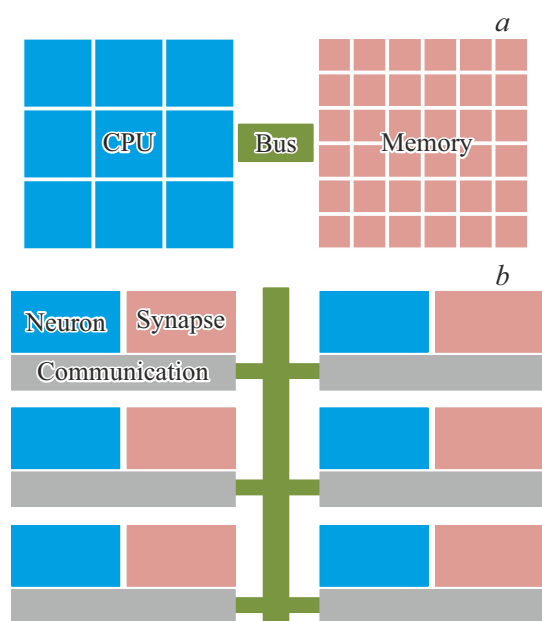


Рис. 34. Блок-схема традиционной фон неймановской архитектуры (a) и нейроморфной архитектуры (b) [83].



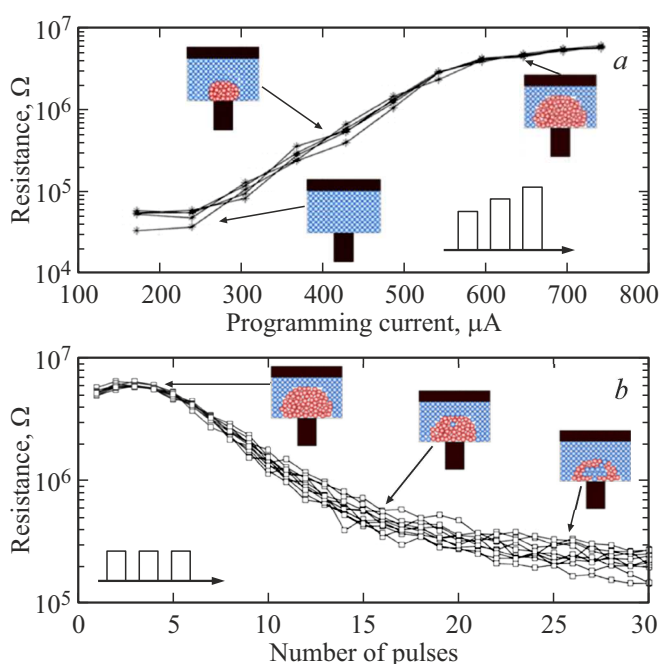


Рис. 35. Кривая программирования (а) и кривая накопления (b), иллюстрирующие аналоговую запись информации [89].

как работают элементы на основе фазопеременных халькогенидных материалов для нейроморфных систем и почему именно они представляются одними из наиболее перспективных функциональных материалов для таких вычислений?

Первое принципиально важное свойство фазопеременных материалов, которое позволяет выполнять нейроморфные вычисления, — это их способность формировать не просто два уровня „0“ и „1“, а континуум значений электрического сопротивления (проводимости). Обычно это достигается путем создания промежуточных фазовых конфигураций за счет изменения соотношения аморфной и кристаллической фаз. Применение подходящих по параметрам электрических импульсов позволяет частично переводить фазопеременный материал в состояние RESET, как схематически показано на рис. 35,а. Сначала устройство программируется в полностью кристаллическое SET состояние. После этого осуществляется воздействие RESET-импульсов возрастающей интенсивности. На рис. 35,а демонстрируется результат измерения сопротивления устройства после каждого такого импульса [89]. Из рисунка видно, что сопротивление, связанное с изменением объема аморфной области, увеличивается по мере увеличения амплитуды RESET-импульсов. Кривая, показанная на рисунке, носит название кривой программирования (programming curve). Таким образом, можно обеспечить формирование состояния с любым требуемым сопротивлением в рамках рабочего диапазона материала. При этом возможно осуществить как увеличение значения сопротивления,

так и уменьшение, т.е. кривая программирования является двунаправленной.

Вторым принципиальным свойством фазопеременных материалов является накопительный процесс кристаллизации. Как показано на рис. 35, b, последовательное приложение импульсов SET с одинаковой амплитудой позволяет добиться постепенного уменьшения размера аморфной области и, следовательно, сопротивления устройства [89]. Однако добиться постепенного увеличения размера аморфной области таким образом невозможно. Поэтому кривая, представленная на рис. 35, b и называемая кривой накопления, является однонаправленной.

В настоящий момент фазопеременные материалы считаются одной из наиболее подходящих платформ для нейроморфных вычислений, так как совмещают в себе: возможность применения описанных выше свойств для изменения весов в нейроморфных системах; достаточно высокую скорость и воспроизводимость переключения; проверенную в рамках производства совместимость с КМОП технологией, что подтверждается, в том числе созданием коммерческих энергонезависимых запоминающих устройств, о которых упоминалось в данном обзоре ранее. Именно высокий уровень зрелости технологии создания электрических запоминающих устройств на основе фазопеременных материалов выигрышно отличает их от продолжающих оставаться „перспективными“ альтернатив. Однако следует отметить, что в то же время фазопеременные материалы обладают рядом особенностей и недостатков, которые вынуждают продолжать научные исследования в данном направлении.

В качестве одной из ключевых проблем фазопеременных материалов является дрейф функциональных параметров. Прототипы перестраиваемых устройств, создаваемые в настоящий момент на основе одного из наиболее широко используемых халькогенидных материалов —  $Ge_2Sb_2Te_5$ , демонстрируют самопроизвольное изменение функциональных параметров метастабильных состояний, в том числе проявляющиеся в виде постепенного увеличения удельного сопротивления [90]. Данное явление называется дрейф сопротивления. Это свойство аморфной фазы, упомянутое ранее, требуется минимизировать для реализации практических устройств, поскольку дрейф функциональных характеристик может привести к перекрытию соседних уровней и возникновению ошибок при считывании записанного состояния, что в значительной степени осложняет реализацию многобитовых ячеек и энергонезависимых элементов с непрерывным континуумом уровней [91].

Дрейф физических характеристик в  $Ge_2Sb_2Te_5$  в первую очередь связан с изменением ширины запрещенной зоны и перераспределением плотности энергетических состояний внутри нее со временем [90], что, как следствие, приводит к смещению положения уровня Ферми и изменению электрофизических характеристик [92]. В ряде работ данное явление объясняется изменением дефектных состояний [93,94], ре-

лаксации механических напряжений [95,96], локальными структурными изменениями вследствие протекания структурно-релаксационных процессов [97] и т.д. Однако единое мнение о конкретных причинах, приводящих к изменению энергетических и функциональных физических характеристик тонких пленок  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  в метастабильных состояниях, до сих пор отсутствует, а его выработка требует проведения дополнительных комплексных исследований. Например, в работе [53] эволюция структуры  $\text{GeTe}$  в процессе дрейфа исследовалась методом EXAFS и было показано, что увеличение сопротивления коррелирует с увеличением концентрации связей  $\text{Ge}-\text{Ge}$ , что авторы связывают с увеличением концентрации тетраэдрически координированных атомов германия. Одновременно с увеличением сопротивления увеличивается и напряжение переключения.

В настоящий момент с целью повышения устойчивости работы перестраиваемых фазопеременных элементов используются различные подходы, такие как: (1) применение сложных алгоритмов считывания информации, учитывающих экспериментально определенные параметры дрейфа, что снижает контраст между состояниями и значительно увеличивает длительность обработки сигнала, (2) использование различных конструктивных решений в структуре ячеек, что зачастую отражается на масштабируемости элементов, (3) поиск и разработка новых составов фазопеременных материалов, в которых проявление эффекта дрейфа было бы минимальным. Например, согласно недавно опубликованным результатам работы [98], перспективным материалом для применения в нейроморфных системах может являться фазопеременный состав  $\text{SgTe}_3$ , который практически не демонстрирует дрейфа сопротивления в диапазоне температур от  $-200$  до  $165^\circ\text{C}$ .

## 5. Перестраиваемые элементы фотоники и интегральной оптики для хранения и обработки информации

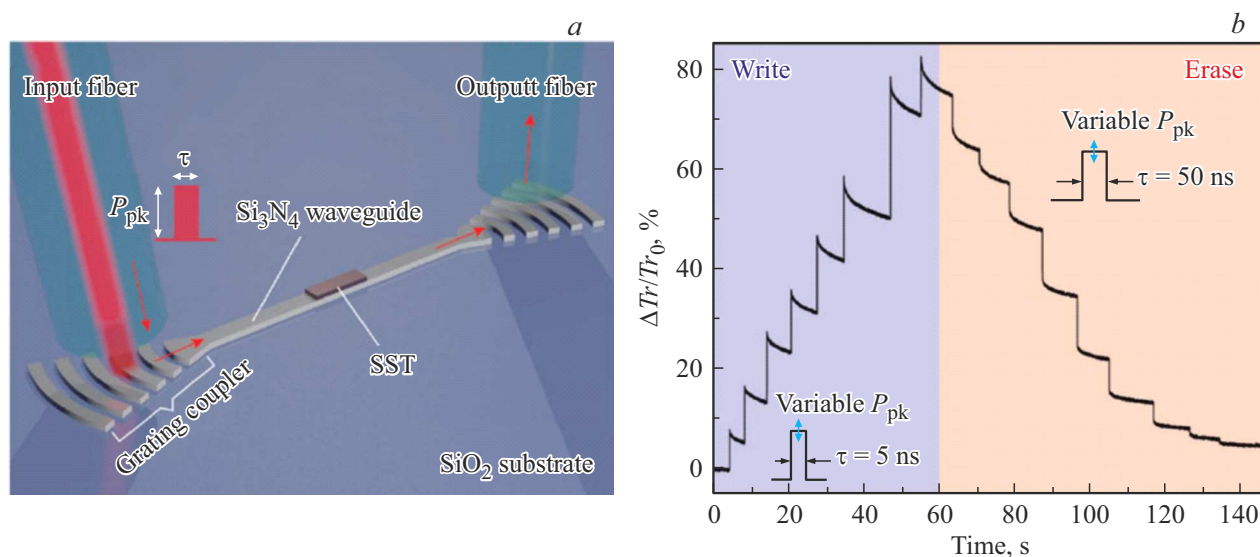
Развитие вычислительных систем, в том числе создание искусственных нейронных сетей на основе цифровой или аналоговой обработки информации, продемонстрировало широкий спектр возможностей их эффективного применения в самых различных областях повседневной жизни. Однако разрабатываемые в настоящий момент электронные решения для вычислительных систем на основе нано- и микроэлектронных элементов не способны в долгосрочной перспективе обеспечить опережающее повышение быстродействия ввиду ограниченной пропускной способности электронной скорости передачи и обработки информации, в том числе из-за влияния RC-цепочек (задержек), а также значительного тепловыделения при реализации логических операций.

Перспективным направлением развития аппаратной реализации нейроморфных систем является переход к

полностью оптическим элементам в интегральном исполнении. Фотонные интегральные схемы характеризуются высокой пропускной способностью, помехоустойчивостью, высокой скоростью переключения, низким тепловыделением, отсутствием необходимости применения предельно допустимых технологических норм на данном уровне развития при их изготовлении. При этом в отличие от оптических реализаций в свободном пространстве данные устройства работают в ближнем поле, что позволяет миниатюризировать волноводно-интегрированные ячейки до нано-размеров, таким образом, не ограничиваясь дифракционным пределом. Это открывает значительные перспективы применения фотонных интегральных схем для создания целого класса компактных устройств, способных работать в телекоммуникационном диапазоне длин волн с высокой скоростью и надежностью.

Как отмечалось ранее, для создания нейроморфных систем необходимо обеспечить создание и интеграцию компонентов, выполняющих функции нейрона, аксона и дендритов, синапса. В случае оптической реализации таких систем с применением фотонных интегральных схем создание нейронов может быть выполнено на основе электрооптических модуляторов, лазеров, оптических усилителей. Функцию „аксона и дендрита“ (передачи информации) могут выполнить тонкопленочные волноводы. Функцию синапсов (изменение и запоминание синаптических весов) — элементы на основе сетки интерферометров Маха-Цендера, оптических кольцевых резонаторов и оптических мемристоров. Подробное описание перечисленных подходов представлено в работе [99]. Однако в рамках данного обзора далее мы ограничимся рассмотрением подхода, основанного на создании микроразмерных полностью оптических элементов памяти и мемристоров в виде фотонных интегральных схем, способных в составе системы реализовывать оптические вычисления, обработку и хранение информации без применения электронных компонент.

В настоящий момент научным сообществом ведется разработка различных подходов и материалов для создания перестраиваемых оптических устройств с применением фотонных интегральных схем. Классифицировать разрабатываемые решения можно несколькими способами, однако в первую очередь все разрабатываемые элементы можно разделить на энергозависимые и энергонезависимые. Данное разделение выполняется с позиции необходимости затраты энергии на поддержание сформированных состояний. При создании оптических элементов для вычислительных систем многие исследователи опираются на поиск оптимального соотношения следующих параметров: быстродействия, энергопотребления, масштабируемости, надежности, энергонезависимости поддержания записанных состояний. И каждый из данных видов перестраиваемых элементов обладает как рядом достоинств, так и набором недостатков. С подробным сравнением параметров различных энергозависимых



**Рис. 36.** Устройство интегрированной нейроморфной фотонной памяти: *a* — схематическое изображение устройства; *b* — реализация многоуровневой записи на материале  $\text{Sc}_{0.2}\text{Sb}_2\text{Te}_3$  с использованием импульсов длительностью 5 нс (при записи) и 50 нс (при стирании) [105].

мых и энергонезависимых перестраиваемых оптических элементов можно ознакомиться в обзоре [100].

Применение фазопеременных материалов в качестве программируемой области является в настоящий момент одним из наиболее развиваемых и перспективных подходов в области создания энергонезависимых устройств. Первый прототип энергонезависимой оптической памяти, реализованный на основе интеграции тонкопленочных волноводов с фазопеременными материалами, был представлен в работе Перниси и Бхаскарана в 2012 г. [101]. Принцип работы оптических элементов РСМ основан на фазовых превращениях между аморфным и кристаллическим состояниями, которые сопровождаются существенным изменением оптических свойств материала. Важно отметить, что такие изменения структуры и свойств фазопеременных материалов можно инициировать не только электрическими, но и оптическими импульсами, что позволяет говорить о перспективах их использования как в электрических и электрооптических устройствах, так и в полностью оптических нейроморфных системах [102–104]. С помощью контролируемого изменения фазы, в том числе сверхкоротким лазерным воздействием, и, как следствие, изменения показателя преломления и коэффициента экстинкции РСМ области, покрывающей тонкопленочный волновод, можно осуществлять управление параметрами излучения, распространяемого по элементу фотонной интегральной схемы.

Принцип работы можно рассмотреть на примере элемента [105], изображенного на рис. 36, *a*. Элемент представляет собой два элемента ввода/вывода излучения в виде дифракционных решеток, соединенных линейным волноводом из нитрида кремния. Следует отметить, что

создание данных элементов возможно как на основе нитрида кремния [106], так и с применением других волноводных платформ: кремний-на-изоляторе [107], ниобат лития [108], полимеров [109] и т. д. На поверхности волновода локально формируется функциональная область из тонкой пленки фазопеременного материала. В случае работы элемента на воздухе с целью предотвращения процессов окисления и создания оптимальных условий нагрева данная область обычно покрывается защитным слоем, в качестве материала которого может использоваться  $\text{SiO}_2$ , ИТО или  $\text{ZnS}$ . Лазерное излучение после попадания на дифракционную решетку из свободного пространства начинает распространяться по волноводу. В момент, когда излучение достигает области с фазопеременным материалом, происходит его ослабление. При этом изменение фазового состояния покрытия РСМ приводит к изменению параметров проходящего через волновод оптического сигнала (интенсивность и/или фаза). Изменяя долю кристаллизации, можно увеличивать эффективный показатель преломления волноводной моды, достигая максимума при полной кристаллизации, и, как следствие, обеспечивать аттенюацию сигнала. Например, GST в кристаллическом состоянии поглощает больше света на длине волны 1550 нм, что приводит к более сильному ослаблению считывающего сигнала, проходящего через волновод, по сравнению со случаем, когда GST находится в аморфном состоянии.

В случае создания полностью оптических элементов переключение фазового состояния достигается за счет подачи через волновод программируемого импульса, энергия которого, частично поглотившись функциональной областью, обеспечит разогрев материала выше необходимой температуры фазового перехода. Тем не



менее переключение может быть реализовано и другими способами, в том числе разогревом фазопеременного материала с помощью нагревательного элемента, в качестве которого может выступать верхний слой ИТО или легированный кремний в КНИ структурах, находящийся под программируемой областью РСМ. При этом в случае применения внешнего разогрева изменение пропускания может быть в основном обусловлено двумя процессами — изменением фазового состояния пленки фазопеременного материала и изменением оптических параметров фазопеременного материала, зависящих от температуры [110].

Изменение фазового состояния в таких конструкциях может происходить не только быстро, но и обратимо, а поддержание сформированного состояния РСМ не требует затрат энергии. При этом фундаментальные исследования РСМ материалов показывают, что характеристики создаваемых в настоящий момент элементов могут быть улучшены, в частности время переключения РСМ элемента может быть  $< 250$  пс [111], а минимальные длительность и энергия переключающего импульса  $< 1$  пс [111] и  $190$  пДж [112] соответственно. Дополнительно следует отметить, что активно развивающимся направлением является поиск путей улучшения параметров работы элементов, в том числе за счет применения других функциональных материалов. Например, в работе [113] за счет применения примесной модификации  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  демонстрируется возможность настройки энергии переключения и величины оптического контраста перестраиваемых волноводных элементов. Подробное рассмотрение примесной модификации фазопеременных материалов описано в следующих обзорах [114,115]. Кроме того, в большом количестве последних работ предлагается для устройств фазовой памяти использовать бинарные соединения халькогенидов сурьмы, как в качестве самих функциональных материалов [116], так и в составе многослойных структур [117], отмечая по сравнению с  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  их более подходящие оптические свойства для длины волны вблизи  $1550$  нм.

Достижимый оптический контраст кристаллическим и аморфным состояниями определяется как параметрами самого материала, так и геометрией, в том числе протяженностью области РСМ вдоль волновода. Следует отметить, что зависимость оптических потерь не является линейной функцией от протяженности РСМ и во многом определяется соотношением вкладов рассеяния и поглощения [118]. Интересным подходом также является модуляция сигнала за счет формирования на поверхности функциональной области РСМ лазерно-индуцированных периодических структур, что может быть использовано, например, для обеспечения спектральной селективности элемента [119]. Более того, за счет прецизионной вариации параметров иницирующего фазовый переход воздействия возможно контролируемо изменять соотношение между объемом аморфной и кристаллической фракций [120], а также создавать дополнительные метастабильные состояния [121]. Это

обеспечивает возможность создания многоуровневых устройств, необходимых для реализации искусственного синапса — главного элемента нейроморфных вычислительных систем. В качестве примера на рис. 36, *b* показан оптический синапс, реализованный с использованием фазопеременного материала  $\text{Sc}_{0.2}\text{Sb}_2\text{Te}_3$ .

Заметим также, что, согласно результатам широкополосной диэлектрической спектроскопии, спектральный диапазон возможных применений фазопеременных материалов значительно шире [122]. Например, в работе [123] демонстрируется перестраиваемый интерферометр Маха—Цендера для O-band ( $1.26\text{--}1.36$  мкм), а в работе [124] — перестраиваемый аттенюатор, работающий в субтерагерцовом диапазоне частот ( $126.5\text{--}145.5$  ГГц), который вместе с терагерцовым диапазоном считаются перспективными для разработки систем связи следующего поколения (6G).

С момента первых демонстраций перестраиваемых интегральных оптических элементов научным сообществом были достигнуты значительные успехи в этом направлении. Предложен целый ряд аппаратных реализаций полностью оптических нейроморфных систем, среди которых можно выделить несколько вариантов. Так, в работе [125] фотонный синапс был сконструирован на основе кольцевых резонаторов, локально покрытых  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ . В работе [126] предлагается применение волноводных элементов с последовательно нанесенными областями  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  в качестве изолированного искусственного фотонного синапса, который на входе и выходе волновода соединен с нейронами. В дальнейшем похожий подход был использован в работе [127], где фотонные синапсы интегрировались с полностью оптическими нейронными схемами, также сформированными на основе  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ . С помощью предложенной архитектуры авторы продемонстрировали возможность создания полностью оптической нейроморфной системы и ее контролируемого и неконтролируемого обучения. Именно на основе фазопеременных материалов продемонстрирована возможность создания фотонного тензорного ядра на основе фазопеременных материалов [128].

Следует отметить и ряд основных проблем, с которыми сталкиваются исследователи и разработчики при создании оптических нейроморфных вычислительных систем: невысокая степень миниатюризации элементов; оптические потери в результате гетероинтеграции; неоптимальная работа нейронов и синапсов; необходимость оптимизации функциональных пассивных элементов, в том числе межсоединений. Подробное описание актуальных вызовов представлено в обзоре [129].

Решение данных проблем требует разработки дополнительных конструктивных, технологических и материаловедческих решений, например поиск новых материалов, технологий формирования и внедрения их в существующие технологические линии производства.

Тем не менее направление, отвечающее за развитие элементов интегральной фотоники, в том числе

на основе фазопеременных материалов, включено в целый ряд Дорожных карт развития нейроморфных вычислений, составленных с участием ведущих научно-исследовательских организации [130,131], а применение РСМ материалов в фотонных интегральных схемах отмечено в качестве одного из наиболее перспективных направлений. Заинтересованного читателя мы отсылаем к многочисленным недавним обзорам на эту тему [132–136].

Невозможно оставить без внимания и тот факт, что развитие фотоники и оптоэлектроники, связанное с повышенным вниманием к ограничениям скорости передачи и обработки информации, требует, кроме разработки перестраиваемых фотонных интегральных схем, разработки различных способов и структур, используемых для эффективного управления проходящим оптическим сигналом и направлением его распространения. В настоящий момент на основе фазопеременных материалов активно разрабатываются различные дизайны и создаются прототипы метаповерхностей и метаматериалов [137,138] для оптической модуляции светового сигнала [139], управления формой светового луча и направлением его распространения [140], контроля поглощения оптических систем [141,142]. Интересным представляется подход прямой лазерной записи и стирания двумерных структур, с помощью которого в работе [143] продемонстрирована возможность создания и перестройка элементов для генерации вихревых пучков. Следует отметить, что при правильном подборе конструкции и материалов кристаллизация в тонких пленках  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$  может быть достигнута даже с помощью единичных фемтосекундных импульсов [144]. При этом переключение данных метаповерхностей может проводиться как с помощью лазерного излучения, так и посредством электрического воздействия [145].

На основе фазопеременных материалов, в том числе  $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ , продемонстрировано создание самых разных элементов: прототипов отражающих дисплеев [146], электрооптических модуляторов [147,148], активных антенн [149,150], волновых пластин [151], голографических элементов [152], тепловой маскировки [153], что свидетельствует о невероятной универсальности фазопеременных материалов и возможности их применения в самых различных областях науки и техники, далеко выходящих за пределы устройств памяти и систем обработки информации.

## 6. Заключение

В заключение еще раз отметим, что открытие полупроводниковых свойств халькогенидных стекол, сделанное в ФТИ им. А.Ф. Иоффе в середине 1950-х годов, оказало огромное влияние на развитие физики и техники полупроводников. С точки зрения физики было продемонстрировано, что для наличия запрещенной зоны в энергетическом спектре материала существование

дальнего кристаллического порядка не является необходимым условием, что привело к смене существовавшей ранее парадигмы. Что же касается практического аспекта, то, учитывая все возрастающие потребности в объемах памяти и ее быстродействия, в частности в связи с развитием искусственного интеллекта и так называемых „больших данных“ (big data), можно с уверенностью сказать, что халькогенидные стеклообразные полупроводники заняли и вот уже много лет уверенно удерживают лидирующие позиции на рынке памяти и являются одним из наиболее перспективных материалов для построения электронных и фотонных нейроморфных вычислительных систем.

## Финансирование работы

Авторы работы выражают благодарность Российскому научному фонду за частичную поддержку данной работы в рамках совместного гранта РНФ и Национального фонда естественных наук Китая (NSFC) (грант 25-49-00103).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] Б.Т. Коломиец, Н.А. Горюнова. ЖТФ, **25** (6), 984 (1955).
- [2] N. Mott. Science, **201** (4359), 871 (1978).
- [3] B.T. Kolomiets. J. Non-Cryst. Solids, **59**, 973 (1983).
- [4] S.R. Ovshinsky. Phys. Rev. Lett., **21** (20), 1450 (1968).
- [5] L. Hoddeson, P. Garrett. *The Man Who Saw Tomorrow: The Life and Inventions of Stanford R. Ovshinsky* (Cambridge, Massachusetts, USA, MIT Press, 2018).
- [6] Конгресс США, Протокол заседания от 11 сентября 2012 г., С. S6103. Режим доступа: <https://www.congress.gov/112/crec/2012/09/11/CREC-2012-09-11-pt1-PgS6103.pdf> (дата обращения: 01.10.2023 г.).
- [7] S. Raoux, M. Wuttig. *Phase-Change Materials: Science and Applications* (Berlin, Germany, Springer, 2009).
- [8] A.V. Kolobov, J. Tominaga. *Chalcogenides: Metastability and Phase-Change Phenomena* (Heidelberg, Germany, Springer, 2012).
- [9] *Электронные явления в халькогенидных стеклообразных полупроводниках*, под ред. К.Д. Цэндина (М., Наука, 1996).
- [10] J. Orava, A.Á. Greer, B. Gholipour, D.W. Hewak, C.E. Smith. Nature Materials, **11**, 279 (2012).
- [11] N. Yamada. MRS Bulletin, **21**, 48 (1996).
- [12] N. Yamada. Rev. Laser Eng., **28** (9), 585 (2000).
- [13] H. Iwasaki, Y. Ide, M. Harigaya, Y.K. Kageyama, I.F. Fujimura. Jpn. J. Appl. Phys., **31** (1), 461 (1992).
- [14] R.O. Jones. J. Phys.: Condens. Matter, **37**, 113001 (2025).
- [15] N. Yamada, T. Matsunaga. J. Appl. Phys., **88**, 7020 (2000).
- [16] T. Nonaka, G. Ohbayashi, Y. Toriumi, Y. Mori, H. Hashimoto. Thin Sol. Films, **370**, 258 (2000).
- [17] E.A. Stern, Y. Yacoby. J. Phys. Chem. Solids, **57** (10), 1449 (1996).

- [18] D. Haskel, E.A. Stern, V. Polinger, F. Dogan. *Phys. Rev. B*, **64**, 104510 (2001).
- [19] H. Cheng, H. Yao, Y. Xu, J. Jiang, Y. Yang, J. Wang, X. Li, Y. Li, J. Shao. *Chem. Mater.*, **36** (8), 3764 (2024).
- [20] A.V. Kolobov, D.J. Kim, A. Giussani, P. Fons, J. Tominaga, R. Calarco, A. Gruverman. *APL Materials*, **2** (6), 066103 (2014).
- [21] C. Rinaldi, S. Varotto, M. Asa, J. Sławińska, J. Fujii, G. Vinai, S. Cecchi, D. Di Sante, R. Calarco, I. Vobornik, G. Panaccione. *Nano Lett.*, **18**, 2751 (2018).
- [22] D. Di Sante, P. Barone, R. Bertacco, S. Picozzi. *Adv. Mater.*, **25**, 509 (2012).
- [23] X. Zhang, Z. Bu, S. Lin, Z. Chen, W. Li, Y. Pei. *Joule*, **4**, 986 (2020).
- [24] H. Cheng, J. Zhang, C. Lin, X. Li, F. Peng, G. Li, Y. Li. *J. Phys. Chem. C*, **122**, 28460 (2018).
- [25] A.V. Kolobov, J. Tominaga, P. Fons, T. Uruga. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 382 (2003).
- [26] A.H. Edwards, A.C. Pineda, P.A. Schultz, M.G. Martin, A.P. Thompson, H.P. Hjalmarson. *J. Phys.: Condens. Matter*, **17**, L329 (2005).
- [27] T. Chattopadhyay, J.X. Boucherle. *J. Phys. C: Solid State Phys.*, **20**, 1431 (1987).
- [28] M. Krbal, A.V. Kolobov, P. Fons, R.E. Simpson, T. Matsunaga, J. Tominaga, N. Yamada. *Phys. Rev. B*, **84**, 104106 (2011).
- [29] P. Fons, A.V. Kolobov, M. Krbal, J. Tominaga, K.S. Andrikopoulos, S.N. Yannopoulos, G.A. Voyatzis, T. Uruga. *Phys. Rev. B*, **82**, 155209 (2010).
- [30] T. Matsunaga, P. Fons, A.V. Kolobov, J. Tominaga, N. Yamada. *Appl. Phys. Lett.*, **99**, 231906 (2011).
- [31] T. Egami, S.J. Billinge. *Underneath the Bragg Peaks: Structural Analysis of Complex Materials* (Oxford, UK, Elsevier, 2012).
- [32] B.K. Teo. *EXAFS: Basic Principles and Data Analysis* (Berlin, Germany, Springer Verlag, 2012).
- [33] A.V. Kolobov, P. Fons, A.I. Frenkel, A.L. Ankudinov, J. Tominaga, T. Uruga. *Nature Materials*, **3**, 703 (2004).
- [34] H. Zhang, C.X. Liu, X.L. Qi, X. Dai, Z. Fang, S.C. Zhang. *Nature Physics*, **5**, 438 (2009).
- [35] B. Xu, J. Zhang, G. Yu, S. Ma, Y. Wang, Y. Wang. *J. Appl. Phys.*, **124**, 165106 (2018).
- [36] Y. Zheng, M. Xia, Y. Cheng, F. Rao, K. Ding, W. Liu, Y. Jia, Z. Song, S. Feng. *Nano Research*, **9**, 3453 (2016).
- [37] Y. Zheng, W. Song, Z. Song, Y. Zhang, T. Xin, C. Liu, Y. Xue, S. Song, B. Liu, X. Lin, V.G. Kuznetsov, I.I. Tupitsyn, A.V. Kolobov, Y. Cheng. *Adv. Sci.*, **11**, 2301021 (2024).
- [38] F. Betts, A. Bienenstock, S.R. Ovshinsky. *J. Non-Cryst. Solids*, **4**, 554 (1970).
- [39] K. Hirota, K. Nagino, G. Ohbayashi. *J. Appl. Phys.*, **82**, 65 (1997).
- [40] S.J. Pickart, Y.P. Sharma, J.P. de Neufville. *J. Non-Cryst. Solids*, **34**, 183 (1979).
- [41] P. Ma, H. Tong, T. Huang, M. Xu, N. Yu, X. Cheng, C.J. Sun, X. Miao. *J. Phys. Chem. C*, **121**, 1122-8 (2017).
- [42] G. Lucovsky, R.M. White. *Phys. Rev. B*, **8**, 660 (1973).
- [43] K. Shportko, S. Kremers, M. Woda, D. Lencer, J. Robertson, M. Wüttig. *Nature Materials*, **7**, 653 (2008).
- [44] Y. Cheng, S. Wahl, M. Wüttig. *Phys. Status Solidi RRL*, **15**, 2000482 (2021).
- [45] R.O. Jones, S.R. Elliott, R. Dronskowski. *Adv. Mater.*, **35**, 2300836 (2023).
- [46] A.V. Kolobov, M. Krbal, P. Fons, J. Tominaga, T. Uruga. *Nature Chemistry*, **3**, 311 (2011).
- [47] J. Akola, R.O. Jones. *Phys. Rev. B*, **76**, 235201 (2007).
- [48] S. Caravati, M. Bernasconi, T.D. Kühne, M. Krack, M. Parrinello. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 171906 (2007).
- [49] M. Micoulaut, A. Piarristeguy, H. Flores-Ruiz, A. Pradel. *Phys. Rev. B*, **96**, 184204 (2017).
- [50] J. Hegedüs, S.R. Elliott. *Nature Materials*, **7**, 399 (2008).
- [51] M. Boniardi, D. Ielmini. *Appl. Phys. Lett.*, **98**, 242106 (2011).
- [52] M. Boniardi, D. Ielmini, S. Lavizzari, A.L. Lacaita, A. Redaelli, A. Pirovano, *IEEE Trans. Electron Dev.*, **57**, 2690 (2010).
- [53] P. Noé, C. Sabbione, N. Castellani, G. Veux, G. Navarro, V. Sousa, F. Hippert, F. d'Acapito. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, 035305 (2015).
- [54] T. Matsunaga, J. Akola, S. Kohara, T. Honma, K. Kobayashi, E. Ikenaga, R.O. Jones, N. Yamada, M. Takata, R. Kojima. *Nature Materials*, **10**, 129 (2011).
- [55] K. Sokolowski-Tinten, J. Bialkowski, M. Boing, A. Cavalleri, D. von der Linde. *Phys. Rev. B*, **58**, R11805 (1998).
- [56] A. Rousse, C. Rischel, S. Fourmaux, I. Uschmann, S. Sebban, G. Grillon, P. Balcou, E. Förster, J.P. Geindre, P. Audebert, J.C. Gauthier. *Nature*, **410**, 65 (2001).
- [57] X.B. Li, X.Q. Liu, X. Liu, D. Han, Z. Zhang, X.D. Han, H.B. Sun, S.B. Zhang. *Phys. Rev. Lett.*, **107**, 015501 (2011).
- [58] S.C. Tiwari, R.K. Kalia, A. Nakano, F. Shimojo, P. Vashishta, P.S. Branicio. *J. Phys. Chem. Lett.*, **11**, 10242 (2020).
- [59] L. Yang, S.C. Tiwari, S. Fukushima, F. Shimojo, R.K. Kalia, A. Nakano, P. Vashishta, P.S. Branicio. *J. Phys. Chem. Lett.*, **13**, 10230 (2022).
- [60] P. Fons, H. Osawa, A.V. Kolobov, T. Fukaya, M. Suzuki, T. Uruga, N. Kawamura, H. Tanida, J. Tominaga. *Phys. Rev. B*, **82**, 041203 (2010).
- [61] C.H. Lam. *History of Phase Change Memories*. In: S. Raoux, M. Wuttig (eds). *Phase Change Materials* (Boston, MA, Springer, 2009) c. 1.
- [62] T. Ohta. *J. Optoelectron. Adv. Mater.*, **3**, 609 (2001).
- [63] N. Yamada. *MRS Bull.*, **21**, 48 (1996).
- [64] N. Yamada. *Rev. Laser Eng.*, **28**, 585 (2000).
- [65] T. Shima, T. Nakano, J. Kim, J. Tominaga. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **44**, 3631 (2005).
- [66] *3D XPoint. Wikipedia, The Free Encyclopedia*. Режим доступа: [https://en.wikipedia.org/wiki/3D\\_XPoint](https://en.wikipedia.org/wiki/3D_XPoint) (дата обращения: 03.11.2025 г.).
- [67] *Intel 3D XPoint Memory Die Removed from Intel Optane™ PCM (Phase Change Memory)*. Режим доступа: <https://web.archive.org/web/20171201031032/http://techinsights.com/about-techinsights/overview/blog/intel-3d-xpoint-memory-die-removed-from-intel-optane-pcm/> (дата обращения: 05.11.2025).
- [68] Официальный сайт STMicroelectronics. Press Item № t4687 // [newsroom.st.com](https://newsroom.st.com). Режим доступа: <https://newsroom.st.com/media-center/press-item.html/t4687.html> (дата обращения: 04.11.2025).
- [69] X. Li, H. Chen, C. Xie, D. Cai, S. Song, Y. Chen, D. Cai, Y. Lei, M. Zhu, Z. Song. *Phys. Status Solidi RRL*, **13**, 1800558 (2019).
- [70] F. Arnaud, P. Zuliani, J. Reynard, A. Gandolfo, F. Disegni, P. Mattavelli, E. Gomiero, G. Samanni, C. Jahan, R. Berthelon, O. Weber, E. Richard, V. Barral, A. Villaret, S. Kohler et al. *Truly innovative 28 nm FDSOI technology for automotive*



- micro-controller applications embedding 16 MB phase change memory* // Proc. IEEE Int. Electron Dev. Meet. (San Francisco, USA, 2018).
- [71] Официальный сайт STMicroelectronics. *Phase Change Memory (PCM)* // st.com. Режим доступа: [https://www.st.com/content/st\\_com/en/about/innovation-technology/PCM.html](https://www.st.com/content/st_com/en/about/innovation-technology/PCM.html) (дата обращения: 04.11.2025).
- [72] Z. Zhao, S. Clima, D. Garbin, R. Degraeve, G. Pourtois, Z. Song, M. Zhu. *Nano-Micro Lett.*, **16**, 81 (2024).
- [73] D.M. Kroll. *Phys. Rev. B*, **9**, 1669 (1974).
- [74] V.G. Karpov, Y.A. Kryukov, I.V. Karpov, M. Mitra. *Phys. Rev. B*, **78**, 052201 (2008).
- [75] G.C. Vezzoli, P.J. Walsh, L.W. Doremus. *J. Non-Cryst. Solids*, **18**, 333 (1975).
- [76] D. Ielmini. *Phys. Rev. B*, **78**, 035308 (2008).
- [77] P. Fantini, N. Polino, A. Ghatti, D. Ielmini. *Adv. Electron. Mater.*, **9**, 2300037 (2023).
- [78] F. Buscemi, E. Piccinini, L. Vandelli, F. Nardi, A. Padovani, B. Kaczer, D. Garbin, S. Clima, R. Degraeve, G.S. Kar, F. Tavanti, A. Slassi, A. Calzolari, L. Larcher. *IEEE Trans. Electron Dev.*, **70**, 1808 (2023).
- [79] T. Ravsher, R. Degraeve, D. Garbin, A. Fantini, S. Clima, G.L. Donadio, S. Kundu, H. Hody, W. Devulder, J. Van Houdt, V. Afanas'ev. *Proc. Int. Electron Dev. Meet.*, **18**, 2300415 (2021).
- [80] S. Hong, H. Choi, J. Park, Y. Bae, K. Kim, W. Lee, S. Lee, H. Lee, S. Cho, J. Ahn, S. Kim. *Proc. Int. Electron Dev. Meet. (San Francisco, California, USA, 2022)* p. 18.
- [81] T. Ravsher, D. Garbin, A. Fantini, R. Degraeve, S. Clima, G.L. Donadio, S. Kundu, H. Hody, W. Devulder, G. Potoms, T. Peissker. *Phys. Status Solidi RRL*, **18**, 2300415 (2024).
- [82] H.J. Sung, M. Choi, Z. Wu, H. Chae, S. Heo, Y. Kang, B. Koo, J.B. Park, W. Yang, Y. Park, Y. Ham. *Adv. Sci.*, **11**, 2408028 (2024).
- [83] J. Park. *Electronics*, **9**, 1414 (2020).
- [84] C. Li, M. Hu, Y. Li, H. Jiang, N. Ge, E. Montgomery, J. Zhang, W. Song, N. Dávila, C.E. Graves, Z. Li, J.P. Strachan, P. Lin, Z. Wang, M. Barnell, Q. Wu, R.S. Williams, J.J. Yang, Q. Xia. *Nature Electronics*, **1**, 52 (2018). DOI: 10.1038/s41928-017-0002-z
- [85] A.I. Iliasov, A.V. Emelyanov, V.V. Rylkov, A.N. Matsukatova, E.V. Kukueva, I.D. Kuchumov, P.A. Forsh, A.V. Sitnikov, V.A. Demin, P.K. Kashkarov, M.V. Kovalchuk. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **58**, 365305 (2025).
- [86] P.E. Lvov, R.T. Sibatov, R.M. Ryazanov, D.V. Novikov. *Materials Today Commun.*, **38**, 108464 (2024).
- [87] C.D. Wright, L. Wang, M.M. Aziz, J.A.V. Diosdado, P. Ashwin. *Phys. Status Solidi B*, **249**, 1978 (2012).
- [88] А.С. Ильин, А.Н. Мацукатова, М.Н. Мартышов, А.В. Емельянов, В.В. Рыльков, В.А. Демин, П.А. Форш, П.К. Кашкаров, М.В. Ковальчук. УФН, принято к публикации. DOI: 10.3367/UFNr.2025.09.040037
- [89] Abu Sebastian, M. Le Gallo, E. Eleftheriou. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **52**, 443002 (2019).
- [90] M. Rutten, M.E. Kaes, A. Albert, M. Wuttig. *Sci. Rep.*, **5**, 1 (2015).
- [91] M. Suri, D. Garbin, O. Bichler, D. Querlioz, D. Vuillaume, C. Gamrat, B. De Salvo. *2013 IEEE ACM Int. Symp. on Nanoscale Architectures (NANOARCH)*, (Brooklyn, N.Y., USA, 2013) p. 140.
- [92] E. Trusov, Y. Vorobyov, A. Ermachikhin, L. Al-Khadge, A. Yakubov, D. Terekhov, P. Lazarenko, S. Kozyukhin. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **58**, 305104 (2025).
- [93] D. Ielmini, A.L. Lacaita, D. Mantegazza. *IEEE Trans. Electron Dev.*, **54**, 308–315 (2007).
- [94] A. Pirovano, A.L. Lacaita, A. Benvenuti, F. Pellizzer, R. Bez. *IEEE Trans. Electron Dev.*, **51**, 714 (2004).
- [95] I.V. Karpov, M. Mitra, D. Kau, G. Spadini, Y.A. Kryukov, V.G. Karpov. *J. Appl. Phys.*, **102**, 124503 (2007).
- [96] M. Mitra, Y. Jung, D.S. Gianola, R. Agarwal. *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 222111 (2010).
- [97] M.L. Gallo, D. Krebs, F. Zipoli, M. Salinga, A. Sebastian. *Adv. Electron. Mater.*, **4** (9), 1700627 (2018).
- [98] X. Wang, R. Wang, S. Sun, D. Xu, C. Nie, Z. Zhou, C. Wen, J. Zhang, R. Chu, X. Shen, W. Zhou, Z. Song, J.-J. Wang, E. Ma, W. Zhang. *Nature Mater.* (2025). DOI: 10.1038/s41563-025-02361-0
- [99] А.И. Мусорин, А.С. Шорохов, А.А. Чежегов, Т.Г. Балуян, К.Р. Сафронов, А.В. Четвертухин, А.А. Грунин, А.А. Федянин. УФН, **193**, 1284 (2023).
- [100] C. Lian, Ch. Vagionas, Th. Alexoudi, N. Pleros, N. Youngblood, C. Ríos. *Nanophotonics*, **11** (17), 3823 (2022).
- [101] W.H.P. Pernice, H. Bhaskaran. *Appl. Phys. Lett.*, **101**, 171101 (2012).
- [102] T. Li, Y. Li, Y. Wang, Y. Liu, Y. Liu, Z. Wang, R. Miao, D. Han, Z. Hui, W. Li. *Nanomaterials*, **13**, 1756 (2023).
- [103] X. Chen, Y. Xue, Y. Sun, J. Shen, S. Song, M. Zhu, Z. Song, Z. Cheng, P. Zhou. *Adv. Mater.*, **35**, 2203909 (2023).
- [104] Z. Cheng, C. Ríos, W.H.P. Pernice, C.D. Wright, H. Bhaskaran. *Sci. Adv.*, **3**, e1700160 (2017).
- [105] X. Chen, Y. Xue, Y. Sun, J. Shen, S. Song, M. Zhu, Z. Song, Z. Cheng, P. Zhou. *Adv. Mater.*, **35** (37), 2203909 (2023).
- [106] P. Lazarenko, V. Kovalyuk, P. An, A. Prokhodtsov, A. Golikov, A. Sherchenkov, S. Kozyukhin, I. Fradkin, G. Chulkova, G. Goltsman. *APL Mater.*, **9** (12), 121104 (2021).
- [107] R. Sawant, A. Albanese, A. Rogemont, G. Gonzalez-Cortes, Y. Brlé, L. Karam, J.-B. Jager, S. Malhouitre, B. Charbonnier, A. Coillet, P. Noé, B. Cluzel. *Adv. Optical Mater.*, **13**, e00775 (2025).
- [108] Y. Fei, Y. Xu, Y. Dong, B. Zhang, Y. Ni. *Appl. Optics*, **62** (24), 6499 (2023).
- [109] V.V. Ionin, A.V. Kiselev, A.A. Burtsev, V.A. Mikhalevsky, N.N. Eliseev, I.M. Asharchuk, V.I. Sokolov, A.A. Lotin. *Appl. Phys. Lett.*, **119** (8), 081105 (2021).
- [110] M. Stegmaier, C. Ríos, H. Bhaskaran, W.H.P. Pernice. *ACS Photonics*, **3** (5), 828 (2016).
- [111] W. Zhou, N. Farmakidis, J. Feldmann, X. Li, J. Tan, Y. He, C.D. Wright, W.H.P. Pernice, H. Bhaskaran. *MRS Bulletin*, **47**, 502 (2022).
- [112] M. Stegmaier, C. Ríos, H. Bhaskaran, C.D. Wright, W.H.P. Pernice. *Adv. Opt. Mater.*, **5**, 1600346 (2017).
- [113] P. Lazarenko, V. Kovalyuk, P. An, S. Kozyukhin, V. Takáts, A. Golikov, V. Glukhenkaya, Y. Vorobyov, T. Kulevoy, A. Prokhodtsov, A. Sherchenkov, G. Goltsman. *Acta Mater.*, **234**, 117994 (2022).
- [114] S.A. Kozyukhin, P.I. Lazarenko, A.I. Popov, I.L. Eremenko. *Russian Chem. Rev.*, **91**, 9 (2022).
- [115] N. Bala, B. Khan, K. Singh, P. Singh, A.P. Singh, A. Thakur. *Mater. Adv.*, **4**, 747 (2023).
- [116] M. Delaney, I. Zeimpekis, D. Lawson, D.W. Hewak, O.L. Muskens. *Adv. Funct. Mater.*, **30** (36), e2002447 (2020).

- [117] X.B. Li, N.K. Chen, X.P. Wang, H.B. Sun. *Adv. Funct. Mater.*, **28** (44), 1803380 (2018).
- [118] P. Lazarenko, V. Kovalyuk, P. An, A. Prokhorodtsov, A. Golikov, A. Sherchenkov, S. Kozyukhin, I. Fradkin, G. Chulkova, G. Goltsman. *APL Mater.*, **9**, 121104 (2021).
- [119] E. Menshikov, P. Lazarenko, V. Kovalyuk, S. Dubkov, N. Maslova, A. Prokhorodtsov, A. Vorobyov, S. Kozyukhin, G. Goltsman, I.S. Sinev. *ACS Appl. Mater. Interfaces*, **16** (29), 38345 (2024).
- [120] M. Wuttig, H. Bhaskaran, T. Taubner. *Nature Photonics*, **126**, 465 (2017).
- [121] S. Wen, X. Meng, M. Jiang, Y. Wang. *Sci. Rep.*, **8** (1), 1 (2018).
- [122] A.A. Gavdush, G.A. Komandin, V.V. Bukin, D.S. Ponomarev, L. Tan, W. Huang, Q. Shi. *J. Appl. Phys.*, **134**, 085103 (2023).
- [123] J. Faneca, T.D. Bucio, F.Y. Gardes, A. Baldycheva. *Appl. Phys. Lett.*, **116** (9) (2020).
- [124] S. Seliverstov, S. Svyatodukh, A. Kozhukhovskiy, D. Fudin, P. Lazarenko, D. Terekhov, A. Prokhorodtsov, A. Nevzorov, E. Kitsyuk, A. Prikhodko, A. Shurakov, V. Kovalyuk, G. Goltsman. *Optical Mater.*, **167**, 117216 (2025).
- [125] I. Chakraborty, G. Saha, K. Roy. *Phys. Rev. Appl.*, **11**, 014063 (2019).
- [126] Z. Cheng, C. Ríos, W.H.P. Perniceet, C.D. Wright, H. Bhaskaran. *Sci. Adv.*, **3** (9), e1700160 (2017).
- [127] J. Feldmann, N. Youngblood, D. Wright, H. Bhaskaran, W.H.P. Pernice. *Nature*, **569**, 208 (2019).
- [128] J. Feldmann, N. Youngbloo, M. Karpov, H. Gehring, X. Li, M. Stappers, M. Le Gallo, X. Fu, A. Lukashchuk, A.S. Raja, J. Liu, C.D. Wright, A. Sebastian, T.J. Kippenberg, W.H.P. Pernice, H. Bhaskaran. *Nature*, **589**, 52 (2021).
- [129] N. Farmakidis, B. Dong, H. Bhaskaran. *Nature Rev. Electr. Eng.*, **1**, 358 (2024).
- [130] D.V. Christensen, R. Dittmann, B. Linares-Barranco, A. Sebastian, M. Le Gallo, A. Redaelli, S. Slesazeck, T. Mikolajick, S. Spiga, S. Menzel, I. Valov, G. Milano, C. Ricciardi, S.-J. Liang, F. Miao et al. *Neuromorph. Comput. Eng.*, **2** (2), 022501 (2022).
- [131] P. Prabhathan, K.K.V. Sreekanth, J. Teng, J.H. Ko, Y.J. Yoo, H.-H. Jeang, Y. Lee, S. Zhang, T. Cao, C.-C. Popescu, B. Mills, T. Gu, Z.R. Chen, Y. Tong, Y. Wang, Q. He, Y. Lu, Z. Liu, H. Yu, A. Mandal, Y. Cui et al. *iScience*, **26** (10), 107946 (2023).
- [132] M. Xu, X. Mai, J. Lin, W. Zhang, Y. Li, Y. He, H. Tong, X. Hou, P. Zhou, X. Miao. *Adv. Funct. Mater.*, **30**, 2003419 (2020).
- [133] L. Wang, S.R. Lu, J. Wen. *Nanoscale Res. Lett.*, **12**, 347 (2017).
- [134] S.A. Kozyukhin, P.I. Lazarenko, A.I. Popov, I.L. Eremenko. *Russian Chem. Rev.*, **91**, 9 (2022).
- [135] C. Li, R. Pan, C. Gu, H. Guo, J. Li. *Adv. Sci.*, **11**, 2306344 (2024).
- [136] G.S. Sarwat, M. Le Gallo, A. Sebastian. *Chem. Rev.*, **125**, 5163 (2025).
- [137] B. Gholipour, A. Karvounis, J. Yin, C. Soci, K.F. MacDonald, N.I. Zheludev. *NPG Asia Materials*, **10**, 533 (2018).
- [138] Y. Meng, T. Cao, Y. Long. *J. Appl. Phys.*, **128**, 140904 (2020).
- [139] C. Galarreta, I. Sinev, A.M. Alexeev, P. Trofimov, K. Ladutenko, S. Carrillo, E. Gemo, A. Baldycheva, J. Bertolotti, C.D. Wright. *Optica*, **7** (5), 476 (2020).
- [140] C.R. De Galarreta, A.M. Alexeev, Y.-Y. Au, M. Lopez-Garcia, M. Klemm, M. Cryan. *Adv. Funct. Mater.*, **28** (10), 1704993 (2018). DOI: 10.1002/adfm.201704993
- [141] A.V. Pogrebnyakov, J.A. Bossard, J.P. Turpin, J.D. Musgraves, H.J. Shin, C. Rivero-Baleine et al. *Opt. Mater. Express*, **8** (8), 2264 (2018). DOI: 10.1364/OME.8.002264
- [142] Cao, C. Wei, R.E. Simpson, L. Zhang, M.J. Cryan. *Sci. Rep.*, **4**, 3955 (2014). DOI: 10.1038/srep03955
- [143] A.I. Solomonov, O.M. Kushchenko, K.I. Kasyanova, S.B. Isaeva, I.I. Shishkin, D.Y. Terekhov, P.I. Lazarenko, M.V. Rybin, S.S. Baturin, A.D. Sinelnik. *Appl. Mater. Today*, **37**, 102135 (2024).
- [144] T. Kunkel, Y. Vorobyov, M. Smayev, P. Lazarenko, A. Romashkin, S. Kozyukhin. *Mater. Sci. Semicond. Proc.*, **139**, 106350 (2022).
- [145] A. Sajjad, O. Hemmatyar, M. Taghinejad, H. Taghinejad, A. Krasnok, A.A. Eftekhari, C. Teichrib, S. Deshmukh, M.A. El-Sayed, E. Pop, M. Wuttig, A. Alù, W. Cai, A. Adibi. *Nature Commun.*, **13**, 1696 (2022).
- [146] W. Dong, H. Liu, J.K. Behera, L. Lu, R.J. Ng, K.V. Sreekanth, X. Zhou, J.K. Yang, R.E. Simpson. *Adv. Funct. Mater.*, **29**, 1806181 (2019).
- [147] Z. Yu, J. Zheng, P. Xu, W. Zhang, Y. Wu. *IEEE Phot. Technol. Lett.*, **30**, 250 (2017).
- [148] M. Singh, S.K. Raghuvanshi, T. Srinivas. *Phys. Lett. A*, **383**, 3196 (2019).
- [149] Z. Guo, X. Yang, F. Shen, Q. Zhou, J. Gao, K. Guo. *Sci. Rep.*, **8**, 1 (2018).
- [150] Y. Wang, P. Landreman, D. Schoen, K. Okabe, A. Marshall, U. Celano, H.-S.P. Wong, J. Park, M.L. Brongersma. *Nature Nanotechnol.*, **16**, 667 (2021).
- [151] Y. Li, J. Luo, X. Li, M. Pu, X. Ma, X. Xie, J. Shi, X. Luo. *IEEE Photonics J.*, **12**, 1 (2020).
- [152] C.Y. Hwang, G.H. Kim, J.H. Yang, C.S. Hwang, S.M. Cho, W.J. Lee, J.E. Pi, J.H. Choi, K. Choi, H.O. Kim et al. *Nanoscale*, **10**, 21648 (2018).
- [153] Y. Qu, Q. Li, L. Cai, M. Pan, P. Ghosh, K. Du, M. Qiu. *Light: Sci. Appl.*, **7**, 26 (2018).

*Редактор А.Н. Смирнов*

## Chalcogenide Vitreous Semiconductors in Memory and Information Processing Devices

A.V. Kolobov<sup>1,2</sup>, P.I. Lazarenko<sup>3,2</sup>

<sup>1</sup> Institute of Physics, Herzen State Pedagogical  
University of Russia,  
191186 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup> Research Institute for Physical Research,  
Herzen State Pedagogical University of Russia,  
191186 St. Petersburg, Russia

<sup>3</sup> Research laboratory  
„Active photonic materials and devices“,  
National Research University of Electronic Technology  
(MIET),  
124498 Moscow, Zelenograd, Russia

*Dedicated to the bright memory of B.T. Kolomiets  
and N.A. Goryunova, the pioneers  
of amorphous semiconductors*

**Abstract** The discovery in 1955 of the semiconducting properties of chalcogenide glasses by B.T. Kolomiets and N.A. Goryunova started the era of amorphous semiconductors. The present review focuses on phase-change chalcogenides, which are now widely used in data recording and processing devices. After a historical introduction, the structure and properties of these materials are discussed, as well as current views on the mechanism of reversible phase transformations between the amorphous and crystalline states and the nature of the property contrast between them. This is followed by a description of commercial implementations of phase-change materials in optical and electronic non-volatile memory devices. The review concludes with a discussion of current trends in research and applications of phase-change chalcogenides, in particular, in 3D XPoint memory devices based on the Ovshinsky threshold switching effect, as well as in electronic and photonic neuromorphic networks.