

УДК 546.2; 537.312

С.А. Козюхин, А.А. Шерченков

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ ХАЛЬКОГЕНИДНЫХ СПЛАВОВ В ЭЛЕМЕНТАХ ФАЗОВОЙ ПАМЯТИ

Рассмотрены халькогенидные сплавы системы Ge-Sb-Te с точки зрения их использования в ячейках энергонезависимой фазовой памяти. Проведен анализ физико-химических свойств кристаллических соединений и аморфных пленок на их основе.

Ключевые слова: ячейки фазовой памяти, сплавы системы Ge-Sb-Te.

Введение. Халькогенидные сплавы сложного состава привлекают внимание исследователей в связи с их использованием в многочисленных устройствах микроэлектроники и оптоэлектроники. В последнее десятилетие пристальный интерес вызывают работы по созданию устройств энергонезависимой фазовой памяти (*Phase Change Memory* или *PCM*), работающих на принципе обратимого фазового перехода «аморфное ↔ кристаллическое» состояние. Локальные структурные трансформации в наноразмерном слое материала осуществляются за счет электрического импульса или импульса света. Одним из успешных примеров использования данного эффекта являются оптические диски формата *DVD-RW*. По оценкам экспертов, в настоящее время имеется реальная возможность создания конкурентоспособных устройств, способных потеснить на рынке традиционную флэш-память. Подобный оптимизм основан на преимуществах фазовой памяти перед флэш-технологией. В первую очередь отмечается более высокая её надежность. Это связано с тем фактом, что ключевым элементом флэш-памяти является так называемый «плавающий затвор», который обеспечивает её энергонезависимость за счет своей изоляции, с одной стороны, от управляющего затвора, с другой – от канала «исток – сток» (в роли изолятора выступает слой SiO_2). Зарядка плавающего затвора осуществляется с использованием туннельного эффекта, и для сохранения одного бита нужно не менее 1000 электронов. Теоретически затвор способен сохранять заряд до 10 лет, однако реально этот срок гораздо меньше. В случае фазовой памяти характеристикой ячейки, на основании которой считываются данные, служит её электрическое сопротивление в разных фазовых состояниях. Такой подход является гораздо более надежным, поскольку он не грозит утечкой заряда.

Другое достоинство ячеек *PCM* – возможность достижения большего по сравнению с флэш-памятью быстродействия. Это обеспечивается принципиальным отличием упомянутых технологий: перед тем как записать информацию в ячейку флэш-памяти, её необходимо очистить, а в случае фазовой памяти – нет. Время записи данных в устройствах *PCM*, согласно предварительным оценкам, не превысит 50 нс.

По мнению участников ряда проектов, работающих над задачей создания ячеек *PCM*, коммерческие продукты на основе *PCM* могут появиться уже в течение ближайших лет, а понастоящему массовой (сопоставимой по уровню распространения с флэш-памятью сегодня) новая технология станет примерно через 10 лет.

Нельзя не отметить, что исследования в области *PCM* уже ведут несколько крупных компаний, имеющих значительный опыт в области микроэлектроники. Прежде всего, необходимо назвать такие концерны, как *Intel*, *IBM*, *Samsung*, *Philips*, *Elpida Memory*, *STMicroelectronics*, *Ovonyx*. Представители ряда исследовательских центров даже заявляли, что их разработки вступают в новую фазу – «продукто-ориентированную», что соответствует окончанию фазы исследовательских работ. Однако реальные *PCM* ячейки еще не представлены на рынке, и разработчики прекрасно понимают, что к задаче создания устройств *PCM* необходимо подходить со всей тщательностью, чтобы достичь технологического совершенства на основе досконального понимания фундаментальной природы данного явления. Только в этом случае можно достичь коммерческого успеха на рынке энергонезависимой памяти. Соответственно, такой сценарий является сильной мотивацией для исследователей, чтобы детально разобраться в природе этого явления.

Концепция фазовой памяти. В основе явления фазовой памяти лежат открытия эффекта электронного переключения на халькогенидных стеклообразных полупроводниках (ХСП) состава $\text{TlAsSe}(\text{Te})$, сделанные в ФТИ АН СССР в 1963 г. Коломийцем и Лебедевым [1], а также эффекта обратимого переключения и памяти, о чем сообщил Овшинский в конце 60-х годов [2]. Открытие обратимого электронного переключения в ХСП позволило в начале 70-х годов представить первые ячейки энергонезависимой памяти на их основе, которые можно считать фазовой памятью 1 поколения.

Феноменология явления фазовой памяти достаточно проста и состоит в следующем. Если скорость охлаждения расплава достаточно велика, то при некоторой температуре вязкость расплава увеличится настолько, что структура не сможет больше релаксировать в соответствии с изменениями температуры, и в этом случае образуется сначала переохлажденная жидкость, а затем и стекло. Материал может быть нагрет различными способами, например светом или электрическим импульсом. Такие воздействия будут приводить к разогреву аморфной матрицы, и при температуре выше температуры стеклования (размягчения) произойдет её кристаллизация, а если внешний импульс света или тока будет достаточно мощный и одновременно короткий, то материал может быть расплавлен и затем охлажден со скоростью, достаточной для его аморфизации. На рисунке 1, представлены конструкции современных ячеек *PCM*, которые иллюстрируют данную концепцию.

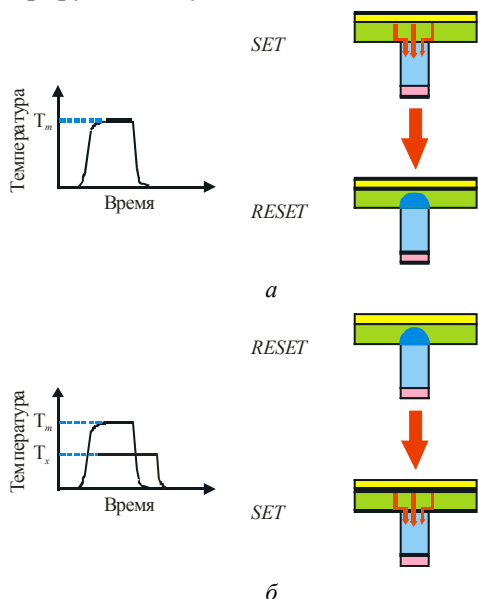


Рисунок 1 - Процесс переключения в *PCM*-ячейке:
а – переход из кристаллической фазы (состояние *SET*) в аморфную фазу (состояние *RESET*);
б – переход из аморфной фазы (*RESET*) в кристаллическое состояние (*SET*)

Как следует из данных рисунков, работа энергонезависимой *PCM* ячейки будет происходить следующим образом: высокоомный аморфный полупроводник (*RESET* состояние) при достижении порогового напряжения переключения переходит в низкоомное аморфное состояние, а затем под действием выделяющегося тепла и в кристаллическое состояние (*SET* состояние). Разница между значениями проводимостей этих состояний в рабочем окне составляет три - четыре порядка, что позволяет говорить о двух стабильных устойчивых состояниях системы. Чтобы перевести систему обратно в *RESET*, надо электрическим импульсом расплавить наноразмерный кристаллический объем и охладить его без кристаллизации. Этот эффект достигается, если задний фронт импульса достаточно крутой. Считывание информации происходит электрическим импульсом, параметры которого таковы, что не вызывают в материале фазовых изменений.

Из данного описания следует очевидный, на первый взгляд, вывод о том, что любой материал, в принципе, можно применить для устройств фазовой памяти. На самом деле очень ограниченное число материалов может быть использовано для этих целей. Прежде всего, наиболее критичны такие параметры материала, как скорость данного фазового перехода и его стабильность. Нужно отметить, что, несмотря на то, что механизм явления в нанометровом масштабе до конца не выяснен, это не мешает успешному коммерческому использованию явления фазовой памяти в перезаписываемых *DVD* дисках.

Халькогенидные сплавы, используемые в *PCM* ячейках. Современный этап исследований фазовой памяти на основе ХСП связан, в первую очередь, с использованием тонкопленочных халькогенидов системы Ge-Sb-Te (т.н. *GST*), а именно соединений, лежащих на линии квази-бинарного разреза $\text{GeTe-Sb}_2\text{Te}_3$.

На рисунке 2 представлена диаграмма состояния системы Ge-Sb-Te в соответствии с данными [3], которые были позднее подтверждены в [4, 5]. Как следует из данного рисунка, в системе Ge-Sb-Te на линии квази-бинарного разреза имеются три химических соединения $(\text{GeTe})_n(\text{Sb}_2\text{Te}_3)_m$ ($n, m = 1, 2$, исключение $n=m=2$).

Для данных соединений характерно инконгруэнтное плавление, т.е. температура разложения у них ниже гипотетической температуры плавления, и, следовательно, при этом образуются кристаллы и расплав различного состава по перитектической реакции. Получить данные составы в виде объемного стекла при существ-

вующих на сегодняшний день скоростях охлаждения в ампульном методе синтеза ($1 \div 100$ К/с) не удастся, но возможно получение аморфных слоев и пленок при различных методах осаждения, например при магнетронном сораспылении мишеней соответствующего состава или термическом осаждении в вакууме. Характерной особенностью данных тонкопленочных соединений является их способность к быстрым и обратимым переходам между кристаллическим и аморфным состоянием под действием низкоэнергетических внешних воздействий.

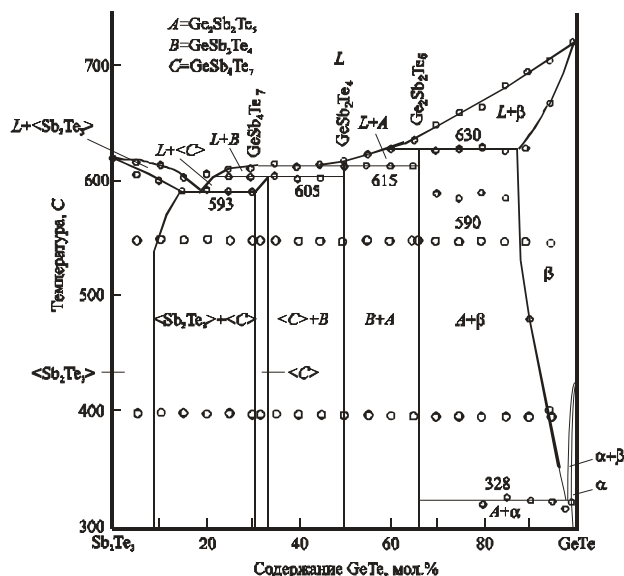


Рисунок 2 - Равновесная диаграмма состояния системы Ge-Sb-Te

В настоящее время среди наиболее перспективных материалов для *PCM* ячеек можно выделить следующие группы халькогенидных сплавов:

- *GST* составы (*GST124*, *GST147*, *GST225*), в которых кристаллизация определяется механизмом зародышеобразования в нанобъеме ячейки;
- составы Sb-Te, легированные различными металлами, прежде всего Ag и In: $In_x(Sb_{70}Te_{30})_{1-x}$, $Ag_xIn_y(Sb_{70}Te_{30})_{1-x-y}$, $Ge_x(Sb_{70}Te_{30})_{1-x} + Sb$; в данных сплавах кристаллизация определяется движением в объеме границы кристаллизации;
- составы на основе Sb_xSe_{1-x} , In_2Se_3 ; по параметрам кристаллизации данные соединения уступают материалам из первых двух групп.

Соединение $Ge_2Sb_2Te_5$. Одним из наиболее востребованных и изученных составов среди применяемых материалов фазовой памяти является соединение $Ge_2Sb_2Te_5$ (*GST225*). Исследования тонких слоев *GST225* методами рентгеновской дифракции показали, что они кристаллизуются в структуру, подобную структуре поваренной соли (*fcc* структура, группа симмет-

рии $Fm\bar{3}m$). На рисунке 3 представлена элементарная ячейка типа NaCl. Атомы Te занимают 4(a) позиции; позиции 4(b) случайным образом занимают атомы Ge, Sb и вакансии (~20%).

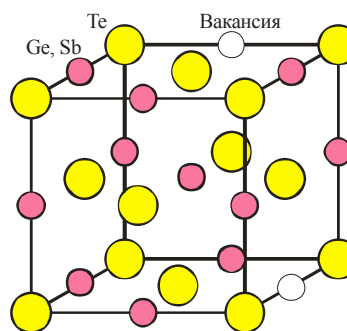


Рисунок 3 - Распределение атомов в элементарной кубической ячейке *GST225*

Данная кристаллическая структура, получаемая при кристаллизации аморфной фазы, является метастабильной, для неё характерно наличие вакансий (до 20%) в позициях Sb или Ge. Метастабильная фаза может перейти в стабильное кристаллическое состояние при температуре выше 200°C. В этом случае кристаллическая структура является тригональной (*hcp* структура, группа симметрии $P\bar{3}m1$), и её элементарная ячейка изображена на рисунке 4.

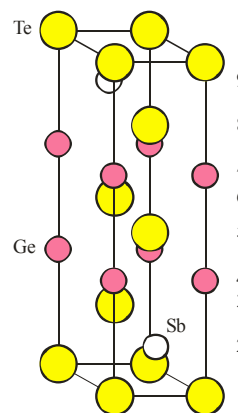


Рисунок 4 - Распределение атомов в тригональной элементарной ячейке *GST225*

Видно, что в основе такой кристаллической структуры лежит 9-слойная тригональная упаковка атомов –Te–Sb–Te–Ge–Te–Te–Ge–Te–Sb–. Нужно отметить, что подобная структура характерна для многих слоистых теллуридов, например As_2Te_3 , $(GeTe)_n$.

Следует отметить, что вопрос о локальной структуре *GST225* и её структурных трансформациях при фазовом переходе «аморфное – кристаллическое» состояние остается открытым, поскольку метод РФА не является достаточно эффективным для изучения аморфных тел. Более подходящим структурным методом для этих задач является метод исследования протяженной

тонкой структуры края рентгеновского поглощения (*EXAFS*), который позволяет получать сведения о локальном окружении выбранных атомов, в частности о координационном числе, длине химической связи, химической природе окружения, а также сведения о параметре разупорядочения химических связей.

Исследования методом *EXAFS* [6] подтвердили сделанные ранее для кристаллов выводы, что и локальная структура метастабильной кристаллической пленки *GST225* представляет из себя стабильную подрешетку из атомов *Te* типа *fcc* с атомами германия или сурьмы, расположенными близко – но не достаточно точно – в смещенном центре решетки поваренной соли. Строго говоря, данная структура не является структурой поваренной соли, поскольку не соответствует симметрии *fcc*. Такая структура подобна структуре соединения *GeTe*, которое изучено достаточно хорошо. В решетке *GeTe* атом германия, смещенный от центра решетки, имеет три соседних атома теллура на расстоянии 2,83 Å (что соответствует кратчайшим расстояниям) и три атома теллура на расстоянии 3,13 Å (это т.н. удлинённые расстояния во второй координационной сфере). Локальная структура аморфного состояния *GST225* представляет из себя ту же самую решетку поваренной соли, в которой атом *Ge* переключился из октаэдрической симметрии в положение, соответствующее тетраэдрической симметрии. С учетом этих структурных результатов одно из возможных объяснений быстрого обратимого перехода из кристаллического в аморфное состояние для *GST225* предложено группой исследователей [7, 8] и состоит оно в следующем.

При внешнем возбуждении «слабые» химические связи *Ge-Te*, соответствующие кратчайшему расстоянию 3,13 Å, нарушаются и атом германия становится 3 координированным. Поскольку на такой атом германия будет действовать сила, обусловленная наличием деформированных связей, возможна ситуация, когда атом *Ge* «перекидывается» через плоскость атомов теллура и его координация становится тетраэдрической. Общим результатом такой структурной трансформации является переключение атома германия из октаэдрической в тетраэдрическую симметрию. В дальнейшем данное предположение было подтверждено экспериментально методом *XANES* с высокой степенью достоверности. Подобный механизм локальной структурной трансформации характерен не только для состава $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$, но и для других составов в системе *Ge-Sb-Te*, в частности для составов *GeTe* и *GST124*.

При рассмотрении данного подхода остается важный вопрос: какова роль сурьмы в локальных структурных трансформациях? Поскольку окружение сурьмы не меняется при трансформациях, то можно предполагать, что сурьма необходима, чтобы обеспечивать общий электронный баланс и стабилизировать деформированную кристаллическую структуру *fcc* соединения $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$. Как видно из вышеприведенных рассуждений, для материалов фазовой памяти очень важную роль играет германий, однако известно, что в качестве материалов фазовой памяти также используются сплавы, не содержащие германий, в частности сплавы *Ag-In-Sb-Te* (т.н. *AIST*). Хотя некоторое подобие между сплавами *GST* и *AIST* существует, например кубическое «окружение» кристаллической и аморфной фаз атомов, а также наличие «кратчайших» и «удлинённых» расстояний, детали локальной структуры кристаллической и аморфной фаз не поняты еще до конца.

Важной особенностью сплавов $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ являются структурные различия между аморфными пленками, полученными методом осаждения (например, при сублимации или при магнетронном сораспылении), и аморфным нанобъемом, который реально образуется в ячейках фазовой памяти или оптических дисках. Этот результат был подтвержден экспериментально, например методом комбинационного рассеяния и рентгеновской дифракции с последующим уточнением по методу Ритфелда [8]. Это весьма важное уточнение, которое необходимо учитывать при интерпретации экспериментальных результатов.

Термический анализ *GST225*. Для количественного изучения кинетики кристаллизации требуется знание фундаментальных термических свойств как кристаллической, так и аморфной фазы (температуры плавления, кристаллизации, размягчения стекла, тепловые эффекты и т.д.). Одним из информативных экспериментальных методов является термический анализ, в частности метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Выполненный анализ показал, что имеющиеся литературные данные, во-первых, немногочисленны; во-вторых, коррелируя между собой в основном, опубликованные результаты часто не совпадают в важных деталях. Это может быть связано как со сложностью и метастабильностью структуры исходного кристаллического соединения *GST225* и тонких пленок на его основе, так и с невозможностью «структуры» аморфных слоев, полученных разными методами в разных лабораториях.

Тонкопленочные структуры $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ были получены методом термического напыления в вакуумной камере на подложки из монокристаллического Si (100). Остаточное давление составляло 10^{-4} Па, максимальная температура испарителя была 630°C , температура подложки не превышала 50°C , что позволяло получать пленки в аморфном состоянии. В качестве исходного состава для напыления использовали поликристаллический $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$, синтезированный из элементов полупроводниковой степени чистоты. Фазовый состав полученных пленок определялся либо по данным РФА, либо по результатам измерения удельного сопротивления. При комнатной температуре данный параметр у аморфных пленок примерно на 4 порядка больше по сравнению с кристаллическими образцами. Толщина полученных пленок составляла ~ 900 нм и была определена на атомно-силовом микроскопе.

Для определения химического состава полученных аморфных пленок применялись два метода: обратное резерфордское рассеяние (ОРР), а именно метод обратного рассеяния дейтронов ($E_d = 1$ МэВ), и рентгенофлуоресцентный анализ. Соседство сурьмы и теллура в Периодической таблице создает определённые сложности при количественном спектральном анализе. Поэтому методом ОРР для тонких пленок состава $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ было определено только отношение $\text{Ge}/(\text{Sb} + \text{Te})$, поскольку пики рассеянных частиц, соответствующие сурьме и теллуру, разделить не удалось. Было установлено, что в пределах точности метода ($\pm 5\%$) данное отношение, определенное в эксперименте $[\text{Ge}_{0.31}(\text{Sb} + \text{Te})_1]$, соответствует химическому составу $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ $[\text{Ge}_{0.29}(\text{Sb} + \text{Te})_1]$. Была предпринята попытка определить соотношение Sb и Te в пленках с помощью рентгенофлуоресцентного анализа (источник – ^{55}Fe , возбуждающие линии 5,9 и 6,49 кэВ, разрешение Si-детектора – 100 эВ).

Калориметрические измерения были выполнены на приборе DSC-50 (Shimadzu). Необходимое для исследования количество аморфного материала (примерно 2-4 мг) получалось методом соскабливания напыленной пленки с кремниевой подложки.

На рисунке 5 представлены термограммы синтезированного поликристаллического $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ и тонкой аморфной пленки аналогичного состава.

Термограмма исходного материала в диапазоне температур от комнатной до 595°C представляет собой монотонную кривую, на которой отсутствуют ярко выраженные пики (рисунк 5).

При температуре $T=595^\circ\text{C}$ начинает проявляться эндотермический эффект, связанный с началом интервала ликвидуса. Пик, соответствующий температуре плавления, равен $T_{\text{пл}}=624,6^\circ\text{C}$. На кривых ДСК исходных тонкопленочных образцов обнаружен целый ряд тепловых эффектов, а эндотермический эффект, обусловленный плавлением материала, наблюдается при меньшей температуре $T_{\text{пл}}=616,4^\circ\text{C}$ (рисунк 5).

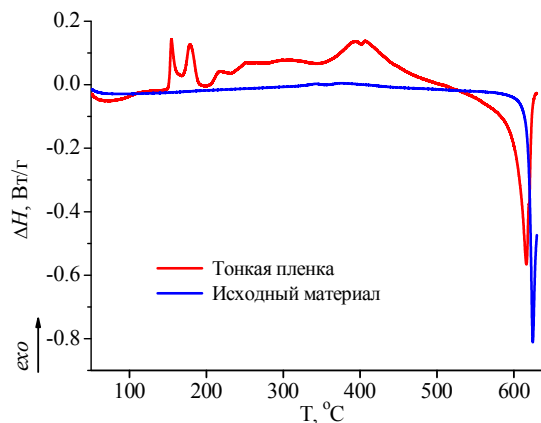


Рисунок 5 - Термограмма поликристаллического и аморфного $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$

Все термограммы обладают следующими особенностями.

1. Тепловой эффект, связанный с размягчением аморфной фазы, зафиксировать при использованных скоростях нагрева не удастся.

2. В диапазоне $\Delta T = 145 - 190^\circ\text{C}$ наблюдается широкий и сложный экзотермический пик большой интенсивности. Данный пик соответствует переходу аморфной фазы в кубическую структуру *fcc*, которая является для соединения $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ низкотемпературной метастабильной фазой. Для работы PCM ячеек именно этот переход является наиболее критичным.

3. Экзотермический пик в диапазоне $\Delta T = 205 - 230^\circ\text{C}$ имеет существенно меньшую интенсивность и связан с переходом метастабильной кубической фазы (*fcc*) в стабильную гексагональную фазу (*hcp*).

4. Широкий экзотермический пик в диапазоне $\Delta T = 250 - 330^\circ\text{C}$ присутствует на всех термограммах, однако в проанализированной литературе упоминания о пике в этом диапазоне отсутствуют.

5. Эндотермический пик в диапазоне $\Delta T = 390 - 415^\circ\text{C}$. В литературе упоминания о пике в этом диапазоне также отсутствуют.

Таким образом, согласно экспериментальным данным ДСК исходный кристаллический материал находится в равновесном состоянии и полиморфные превращения в нем отсутствуют. В то же время аморфные пленки представляют

из себя неравновесную систему, в которой имеются метастабильные состояния.

Последующие измерения ДСК одного и того же изначально аморфного материала показали, что величина теплового эндотермического эффекта в диапазоне 390 – 415°C возрастает с каждым последующим измерением вплоть до 3 цикла, после чего наступает насыщение. В то же время для исходного кристаллического материала пик в этом температурном диапазоне становится заметным только после третьего измерения и увеличивается с каждым последующим измерением.

Измерения ДСК при различных скоростях нагрева позволили применить методику Киссинджера для оценки энергии активации наблюдаемых тепловых эффектов.

Полученное нами значение энергии активации для процесса перехода аморфной фазы в кубическую структуру *fcc* несколько меньше, чем найденные в литературе, что можно объяснить различными методами получения тонких пленок, а также методиками оценки энергий активации. Сравнение энергий активации для перехода «*fcc*→*hcp*» показало, что разница более значительна, и это свидетельствует о сложности процесса и необходимости учета метода определения данного параметра. Значение энергии активации эндотермического пика в диапазоне 390 – 415°C оказалось значительно больше, чем для других тепловых эффектов. При этом для исходного материала и тонкопленочных образцов эти значения оказались достаточно близкими. Большие значения энергий активации свидетельствуют о том, что процесс, обуславливающий этот тепловой эффект, является достаточно медленным.

Таким образом, на основании выполненных экспериментальных исследований установлено существование эндотермического пика в районе 390 – 415°C, о котором не сообщалось в более ранних работах по изучению *GST225* методом ДСК. Однако следует отметить, что в самое последнее время появились экспериментальные работы, авторы которых также наблюдали тепловые эффекты в районе 400°C. В частности, наблюдаемый эндотермический пик при $T = 400^\circ\text{C}$ связывают с агломерацией атомов теллура в матрице, что следует из анализа их результатов по электронной микроскопии.

Тем не менее, природа данного эндотермического пика в настоящее время мало изучена. Определенные предположения о механизме его появления возможны с учетом имеющихся в литературе структурных данных. Как указывалось выше, в аморфной матрице и в мета-

стабильной кубической решетке *GST225* имеются структурные фрагменты, отсутствующие в гексагональной решетке, например вакансии (~20%) в Ge/Sb слоях, 3 координированные атомы Te (~17%) и структурные единицы, соответствующие составу эвтектики $\text{Ge}_{17}\text{Te}_{83}$, имеющейся в системе GeTe-Te. Есть основания предполагать, что эти характерные особенности играют ключевую роль в структурных трансформациях и эндотермический эффект может быть связан с ними. В таком случае процесс агломерации атомов теллура можно соотнести с появлением в матрице структурных единиц соответствующих эвтектике $\text{Ge}_{17}\text{Te}_{83}$. Важность структурных единиц, имеющихся в системе Ge-Te, для *GST* и эффектов фазовой памяти уже отмечалась ранее.

Заключение. Развитие экспериментальных и теоретических подходов, описывающих явления электронного переключения и быстрого, обратимого фазового перехода «аморфное - кристаллическое» состояние в халькогенидных сплавах, является важным условием для понимания фундаментальной природы явления. Это позволяет получить новые знания и, в конечном счете, выработать рекомендации по оптимизации параметров энергонезависимой памяти, а также выработать критерии целенаправленного поиска и синтеза новых материалов для устройств *PCM*.

Работа поддержана РФФИ (проекты 08-03-00651, 09-03-90456 и 09-03-90733).

Библиографический список

1. Коломиец Б.Т., Лебедев Э.А. Вольт-амперная характеристика точечного контакта со стеклообразными полупроводниками. //Радиотехника и электроника. 1963. Т.8. С.2097-2098.
2. Ovshinsky S.R. Reversible electrical switching phenomena in disordered structures. //Phys. Rev. Letters. 1968. V.21, No.20. P.P.1450-1453.
3. Абрикосов Н.Х., Данилова-Добрякова Г.Т. Исследование диаграммы состояния $\text{Sb}_2\text{Te}_3\text{-GeTe}$. //Неорганические материалы. 1965. Т.1, №2. С.204-208.
4. Legendre B., Hancheng B., Bordas S., Clavaguera-Mora M.T. Phase diagram of the ternary system Ge-Sb-Te. Thermochim. Acta. 1984. V.78. P.141-157.
5. Косяков В.И., Шестаков В.А., Шелимова Л.Е., Кузнецов Ф.А., Земсков В.С. Топология фазовой диаграммы Ge-Sb-Te. //Неорганические материалы. 2000. Т.36, № 10. С.1196-1209.
6. Paesler M.A., Baker D.A., Lucovsky G., Taylor P.C., Washington J.S. Bond constraint theory and EXAFS studies of local bonding structures of $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_4$, $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_5$ and $\text{Ge}_2\text{Sb}_2\text{Te}_7$. //J. Optoelectronics and Advanced Materials. 2007. V.9, No.10. P.2996-3001.

7. Kolobov A.V., Fons P., Tominaga J., Uruga T., Haines J. Nanometer-scale mechanism of phase – change in Ge-Sb-Te alloys probed by XAFS. EPCOS. 2005.

8. Kolobov A.V., Fons P., Frenkel A.I., Ankudinov A.I., Tominaga J., Uruga T. Understanding the phase-change mechanism of rewritable optical media. //Nature Mater. V.3. 2004. P.703-708