

УДК 621.391, 621.396

**ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ, ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ
(Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

В. В. Коледов¹, В. Г. Шавров¹, А. Peláiz-Barranco², В.С. Калашников¹,
С.В. фон Гратовски¹

¹ Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,
125009, Москва, ул. Моховая, 11-7

² Ferroic Materials Group, Physics Faculty - IMRE, Havana University,
San Lázaro y L, Vedado. La Habana 10400, Cuba

Статья поступила в редакцию 6 августа 2019 г.

Аннотация. Проведено исследование фазовых превращений в образцах керамического материала (Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃ (PLZT) методом дифференциальной сканирующей калориметрии в интервале температур от -120 до 300 °С, методом трехточечного изгиба под постоянной нагрузкой в интервале температур от -100 до 250 °С и методом измерения диэлектрической проницаемости в интервале температур от 20 до 450 °С. Показано, что материал демонстрирует сегнетоэлектрический фазовый переход второго рода в интервале температур от 100 до 300 °С и фазовый структурный переход первого рода в интервале от -20 до 100 °С. Полученные данные указывают на то, что низкотемпературный структурный переход имеет особенности, характерные для термоупругих мартенситных превращений и сопровождается обратимыми деформациями при термоциклировании под действием постоянной механической нагрузки. Обсуждается возможность наблюдения эффекта памяти формы (ЭПФ) под воздействием изменения температуры и электрического поля в материале указанного состава.

Ключевые слова: фазовые переходы, эффектом памяти формы, термоупругое мартенситное превращение, свинцово-титановая-циркониевая керамика.

Abstract. The phase transformations in ceramic samples of (Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃ (PLZT) were studied by differential scanning

calorimetry in the temperature range from -120 to 300 ° C, by three-point bending under constant load in the temperature range from -100 to 250 ° C and the method of measuring the dielectric constant in the temperature range from 20 to 450 ° C. It was shown that the material exhibits a second-order ferroelectric phase transition in the temperature range from 100 to 300 ° C and a first-order phase structural transition in the range from -20 to 100 ° C. The data obtained indicate that the low-temperature structural transition has features characteristic of thermoelastic martensitic transitions and is accompanied by reversible deformations during thermal cycling under mechanical load. The possibility of observing the shape memory effect (SME) under the influence of changes in temperature and electric field in ceramics of a given composition is discussed.

Key words: phase transitions, shape memory effect, thermoelastic martensitic transformation, lead-titanium-zirconium ceramics.

Введение

Прямой и обратный пьезоэффект в кристаллических диэлектрических материалах связаны со взаимодействием усредненной электрической поляризации с механической деформацией кристаллической решетки. Обычно электроиндуцированные деформации невелики по сравнению с пределом прочности. Однако, более глубокое изучение деформаций в диэлектрических материалах выявило, особенно в последние годы, множество сильных эффектов, которые имеют место вблизи неустойчивости решетки твердых диэлектрических кристаллов, точнее, вблизи структурных переходов (ФП) 1-го рода. Следует отметить, что имеет место именно взаимодействие, то есть нагрев или поле при фазовом переходе (ФП) 1-го рода вызывают деформацию – прямой эффект, и наоборот, изменение температуры (в адиабатических условиях) или энтропии (в изотермических) образца материала наблюдается при включении/выключении поля или деформации. Прямой эффект часто именуют эффектом памяти формы (ЭПФ), а обратный – эластокалорическим эффектом или электрокалорическим эффектом.

Наиболее известные твердотельные материалы с «гигантскими», то есть на порядок и более превышающими обычный предел прочности кристаллов деформациями (около 1-10%), обнаруживают себя среди интерметаллидов с термоупругим мартенситным структурным переходом под действием теплового, упругого или магнитного (в случае ферромагнетиков) поля. Этот эффект связан с возникновением при ФП двойников новой фазы. Он получил название «эффект Курдюмова».

Металлы имеют меньшую прочность, чем керамика, но легче поддаются деформации и более пластичны. Керамика же гораздо прочнее, но почти не поддается изгибу, то есть, обычно, керамика, не отличается гибкостью, и при ударе, как правило, она разрушается. ЭПФ связан с сильной так называемой «псевдопластической» деформацией и его трудно изучать экспериментально в механически ненадежных материалах. Поэтому диэлектрическая керамика с ЭПФ – одно из немногих твердотельных семейств среди материалов ЭПФ, которое только недавно (наряду с полимерами с ЭПФ) попала в поле зрения физиков и материаловедов [1]. В зарубежной литературе считается, что первое сообщение об обнаружении ЭПФ в керамике было сделано в 1986 году в работе Swain et al. [2], где сообщалось, что в MgO-стабилизированной керамике из поликристаллического тетрагонального оксида циркония (Mg-TZP) удалось восстановить деформацию около 0,5% после нагревания до 800°C [2]. Однако, следует отметить, более ранние сообщения об обнаружении ЭПФ в керамике и некоторых других твердых диэлектриках, как минимум, на 6-8 лет раньше были опубликованы в СССР [3].

ЭПФ был выявлен еще в 1980-х годах на примере сильно изогнутых кристаллов при последующем их отжиге (Si, NaCl, MgO [4-6]), а также в материалах, формоизменение которых вызвано реакцией на мартенситный ФП, а именно, в том же оксиде циркония ZrO_2 [7]. По данным работ [6,7], восстановление формы кристаллов NaCl и Si определяется развитием процессов дислокационного возврата и собирательной рекристаллизации блоков. Наличие ЭПФ в сверхпроводящей керамике $YBa_2Cu_3O_7$ также объясняют развитием

структурного ФП [7]. ЭПФ был выявлен и в целом ряде поликристаллических керамик [8]. В работе [8] сообщается, что для образцов материалов Si_3N_4 и ZrO_2 критическая величина деформации, после которой может проходить полное (100%) восстановление их исходной формы, составляет 0,1%.

ЭПФ в керамиках, как сообщается, наблюдается при ФП, связанных как со структурными, так и с сегнетоэлектрическими свойствами, в частности с переходом параэлектрик-сегнетоэлектрик (или ферроэлектрик, как часто это состояние именуют в последнее время) [9, 10] и с ФП антиферроэлектрик (АФЭ) - ферроэлектрик (ФЭ) [11, 12]. В [13, 14] сообщалось о макроскопическом ЭПФ в Се-стабилизированной циркониевой керамике (Ce-TZP) при обратимом мартенситном (бездиффузионном) ФП. При этом в [12, 13] наблюдалась уже более высокая общая деформация порядка 1,5-2% при одноосном сжатии, которая почти полностью восстанавливалась при 450 С. Однако, наблюдалось значительное сопутствующее межгранулярное растрескивание. В обеих работах изучался ФП 1-го рода – тетрагональная-моноклинная кристаллическая структура путем индуцирования объемной и сдвиговой деформации при сжатии и изгибе между температурой *burst*-всплеска мартенситной (моноклинной) фазы (Mb) и температурой всплеска (*burst*) аустенитной (тетрагональной) фазы (Ab). При этом в [13] наблюдалось восстановления изменённой формы путем нагревания выше Ab. Изменения формы, возникающие выше температуры Ab, сразу восстанавливались во время разгрузки, что аналогично псевдоупругому поведению в интерметаллидах. Текстура деформации являлась обратимой и деформированная первоначальная форма восстанавливалась. Было установлено, что обе температуры Mb и Ab, и весь температурный диапазон исследуемых эффектов понижается при уменьшении размера зерна. Предварительная деформация увеличивает разницу между температурами ФП. Эти наблюдения показывают, что ЭПФ в Ce-TZP возникает из-за двойникования и упругих искажений. Сказанное позволяет считать обоснованным предположение о сходной природе этого эффекта с эффектом Курдюмова (ЭПФ) в интерметаллидах, очевидно, с учетом

особенностей параметра порядка упорядоченной электрической поляризационной подсистемы и диэлектрических свойств материала.

После обнаружения ЭПФ в керамике, в цитированных выше и последующих работах важную роль в исследованиях играло изучение ФП. Так в [14] показано, что в некоторых ZrO_2 -содержащих керамических материалах, между тетрагональной структурой ($t-ZrO_2$) при промежуточных температурах и моноклинной структурой ($m-ZrO_2$) при низких температурах ФП может происходить как термоупругий [17].

В [13, 15-17] сообщалось, что окислительно-частично стабилизированный диоксид циркония (Mg-PSZ) [15, 16] и стабилизированные церием поликристаллы тетрагонального циркония (CeO) - TZP) [15, 17-19] демонстрируют ЭПФ. В CeO -TZP керамике ФП t-m (тетрагональная-мартенситная фазы) происходит при характерной температуре M_f при охлаждении, которая зависит от размера зерна. Переход фаз t-m также может быть вызван механическим напряжением при температурах выше M_f , что приводит, к сильной псевдопластической деформации. Было доказано, что можно добиться почти полного восстановления осевых компрессионных пластических деформаций сжатия до 4,5%, так как тенденция подавления микротрещин возникает в образцах, деформированных гидравлическим сжатием [15, 16]. Дальнейшее описание мартенситноподобные ФП и структурных ФП типа смещения и керамических материалов, которые могут быть кандидатами на материалы с ЭПФ можно найти в [17, 18]. После этих первых работ интерес к керамическим материалам с ЭПФ был невелик, из-за сравнительно малой величина эффекта, и возникновения микротрещин.

Сложности экспериментов по многократному циклированию под нагрузкой не только ограничивала возможные практические применения, но даже ставила под сомнение и саму возможность таких исследований. Например, в [19] было показано, что ЭПФ сохранялся до 8 циклов при управлении нагрузкой, а остаточная пластическая деформация достигла 3,8% при управлении деформацией. Отметим, однако, что, не смотря на большие

трудности, за примерно 10 лет, удалось увеличить возвратимую деформацию почти на порядок. Теоретические аспекты ЭПФ с макроскопических образцах керамики были рассмотрены в [20], где был дан обзор существующих макроскопических и микроскопических теорий ЭПФ в керамике, и представлена теория эволюции микроструктуры при ФП и ЭПФ с помощью метода фазового поля. (Метод фазового поля является приближенным методом решения математической задачи, описывающей эволюцию системы из двух фаз, например, жидкой и твердой.) Так как во многих случаях механизмом ЭПФ в керамике являются мартенситные ФП, то хотелось бы отметить прекрасный обзор по мартенситным ФП в керамике [21].

Настоящий расцвет исследований по ЭПФ в диэлектрических материалах начался относительно недавно, с развитием методов микро- и нанотехнологии после выхода работы [22]. Одной из основных причин сравнительно небольшого интереса к поликристаллической керамике ЭПФ являлась хрупкость и плохое циклирование, которое ограничивает ее использование на практике. Этот эффект обусловлен присущими керамике физическими ограничениями, связанными с зернами, которые создают области концентрации напряжений и, в конечном итоге, приводят к межкристаллитным разломам. Статья [22] была первой работой, где было предложено принципиальное направление преодоления проблемы хрупкости и усталости при циклировании. В этой статье была предложена стратегия, которая состояла из комбинации двух основных подходов, аналогичных методам решения этих проблем в интерметаллических сплавах с ЭПФ.

Во-первых, уменьшался масштаб размеров самого образца: меньший по размеру образец керамики имеет более высокое отношение площади поверхности к объему, а свободные поверхности могут способствовать релаксации напряжений.

Во-вторых, уменьшалось количество кристаллитов в объеме образца – то есть создавался «олигокристаллический» или даже монокристаллический материал,

который содержит одно зерно или всего несколько зерен, в которых конкурировали отдельные, не соответствующие друг-другу типы преобразования зерна.

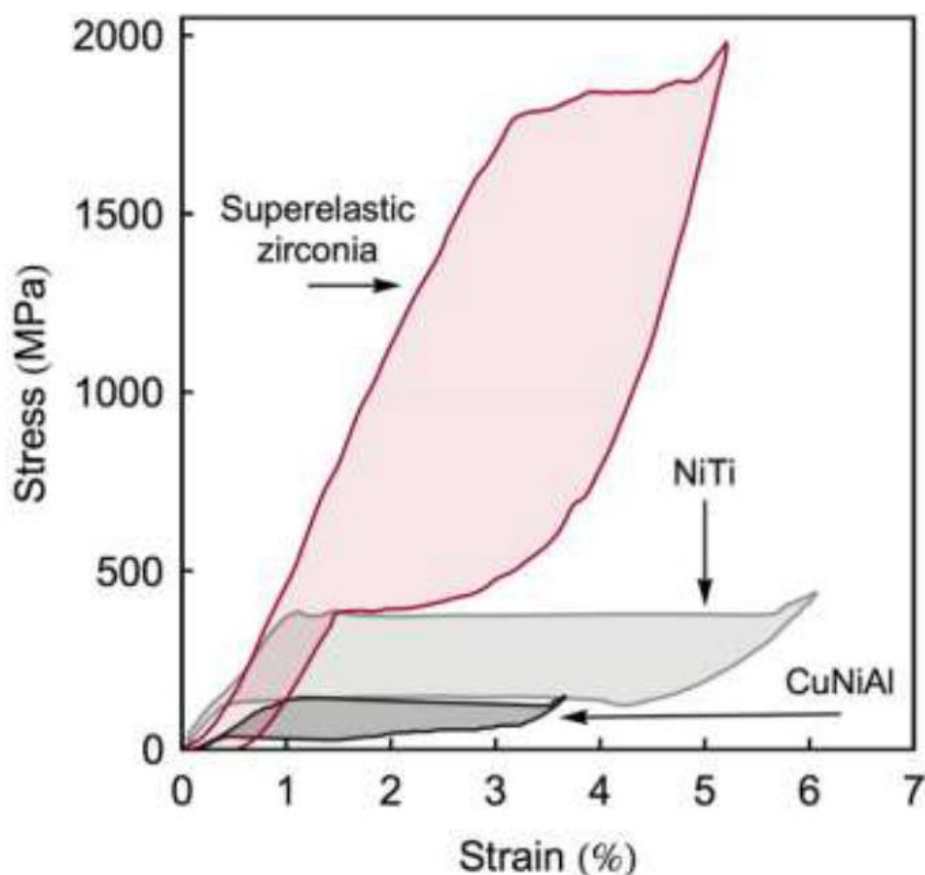


Рис. 1. Кривые деформация-нагрузка для микропостов оксида циркония и интерметаллических сплавов с ЭПФ Ni-Ti и Cu-Ni-Al [23-26].

В экспериментах, описанных в [22], использовался поликристаллический диоксид циркония, легированный либо оксидом церия, либо иттрием, либо и тем и другим, и производилась переработка в твердые поликристаллические образцы. Из этих поликристаллических образцов были изготовлены столбики (pillars) микронных размеров с использованием метода селективного ионного травления на установке фокусированного ионного пучка (ФИП). Полученные столбики были размером меньше или близки к среднему размеру зерна керамики и поэтому были либо монокристаллическими, либо олигокристаллическими (то есть, имели большую площадь поверхности, чем площадь границы зерен). К столбикам прикладывались нагрузки, как в режиме осевого сжатия, так и изгибные с использованием нано-механической тестовой

платформы Nysitron с тупым коносферическим наконечником. Таким образом, в работе были получены прорывные результаты: образцы выдерживали циклические деформации с ЭПФ до 50 раз, а деформации достигали более 7%.. В [23] было показано, что керамика из ZrO_2 , испытывающая мартенситный ФП, вызванный деформацией, может проявлять ЭПФ с деформацией $\sim 3-8\%$ без растрескивания, когда диаметр столбиков уменьшен до объема размера зерна, при этом может наблюдаться полное восстановление после нагревания до 600°C . На рис. 1 из этой работы представлены для сравнения данные о функциональных свойствах микрообразцов из керамики с ЭПФ и наилучших из интерметаллических сплавов с ЭПФ Ni-Ti и Cu-Ni-Al.

Цель настоящей работы заключается в исследовании ФП в керамике $(Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O_3$ (PLZT) и поиске экспериментального подтверждения существования ЭПФ в этом диэлектрическом материале.

Материалы и методы

Керамический материал состава $(Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O_3$ (PLZT) был изготовлен в Государственном Университете Гаваны (Куба, г. Гаванна) методами горячего прессования [27]. Порошки высокой чистоты (PbO , ZrO_2 , TiO_2 , La_2O_3) измельчались и перемешивались одновременно в течении 2 часов. Обжиг и измельчение проводили одновременно в шаровой ступе. Затем измельченная фракция была просушена и спрессована нагрузкой 10 ГПа. Спрессованный брикет был подвергнут отжигу (кальцинированию) при температуре 800°C в течении 1 часа в воздушной атмосфере. Спеченный образец был повторно измельчен в течении 1 часа и просушен. Повторное прессование полученной фракции проводилось под нагрузкой 20 ГПа. Спрессованный повторно брикет был подвергнут спеканию при температуре 1200°C в течении 1 часа, будучи накрытым тиглем из окиси алюминия.

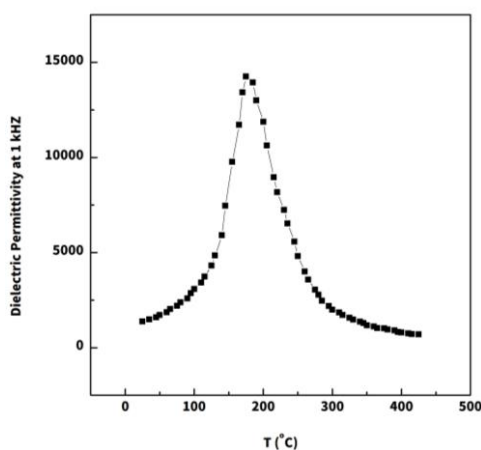
Измерение зависимости диэлектрической проницаемости от температуры проводили на установке состоящей из камеры нагрева, цифрового моста Philips PM 6303 RLC и цифрового мультиметра Philips PM 2525. Термический анализ

характеристичных температур проводился на дифференциальном сканирующем калориметре в температурном диапазоне от -120 до 300 °С. (См. рис. 2 а и б). Измерения методом трехточечного изгиба проводилось по методике описанной в [28].

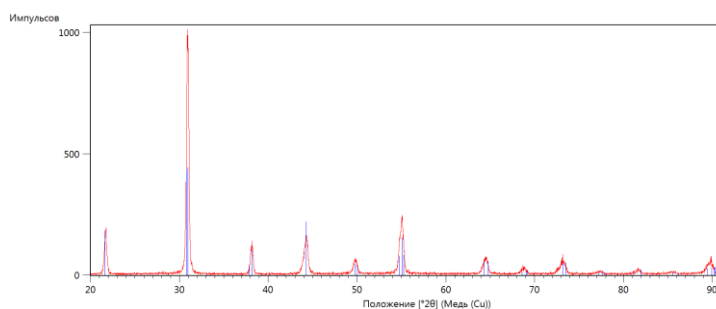
Для проведения измерений на установке трехточечного изгиба из исходного керамического диска было вырезано три пластины с размерами $0,8 \times 1 \times 10$ мм, как показано на рис. 3. Деформация изгиба измерялась на пластинах 1 – 3, которые схематически показаны на Рис. 3 при приложении изгибающей силы в различных направлениях, как показано на рис. 3: 1 – сила прикладывалась в направлении параллельном оси цилиндра; 2 - под углом 45 градусов к нормали к оси; 3 – по нормали к оси цилиндра.

Результаты

Результаты измерения зависимости диэлектрической проницаемости от температуры и термического анализа представлены на рисунке 2. Видно, что в согласии с литературными данными, при температуре при $100 - 300$ °С, в материале наблюдается пик диэлектрической восприимчивости. Это говорит о сегнетоэлектрическом фазовом переходе с температурой Кюри около 175 С. Данные ДСК подтверждают наличие ФП вблизи этой температуры (см. рис. 2 в).



а)



б)

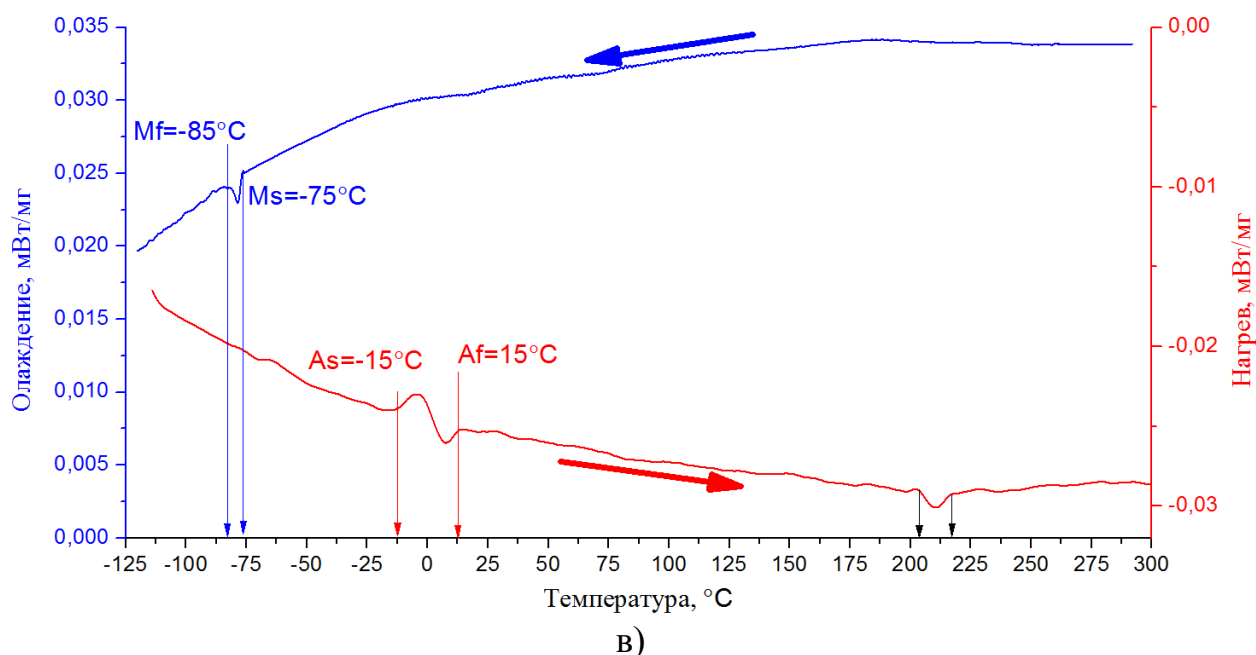


Рис. 2. Зависимость диэлектрической проницаемости образцов керамики $(1-x)\text{PbZrO}_3-x\text{PbTiO}_3+5\text{ mol \% La}_2\text{O}_3$ (PLZT) ($x=0.65$) от температуры (а), рентгеновский дифракции (б) и данные ДСК (в).

На рисунке 2 б показаны данные исследования структуры при помощи рентгеновской дифракции при комнатной температура. Определено, что решетка ромбоэдрическая типа $\text{Pb}(\text{Zr}_{0.58}\text{Ti}_{0.42})\text{O}_3$, параметры решетки: $a=5,773414 \text{ \AA}$, $b=5,773414 \text{ \AA}$, $c=7,11353 \text{ \AA}$, $\alpha=90$, $\beta=90$, $\gamma=120$.

При проведении испытаний на трехточечный изгиб, нагрузка прикладывалась в различных направлениях, т.е. были исследованы три ориентации образца в исходной заготовке. Фотография образца (диска) и схема вырезки пластин для термомеханических испытаний с указанием приложения направления изгибающей силы показаны на рисунке 3.

Результаты испытаний на трехточечный изгиб приведены на рисунке 4, в виде графиков зависимости изгибной деформации образца от температуры и постоянной нагрузки при этом все образцы были доведены до разрушения, а момент разрушения соответствует последнему зафиксированному значению приложенного напряжения.

График на рис. 4 а демонстрирует зависимость относительной деформации изгиба образца 1 от температуры при значениях индуцированных в

образце напряжений 16 и 60 МПа от температуры в интервале от -150 до 250 °С. Как было выше сказано, для образца 1 сила прикладывалась перпендикулярно плоскости среза диска, то есть параллельно оси керамического цилиндра. Графики показывают, что вплоть до разрушения при нагрузке 60 МПа Образец демонстрирует почти линейную зависимость деформации от температуры.

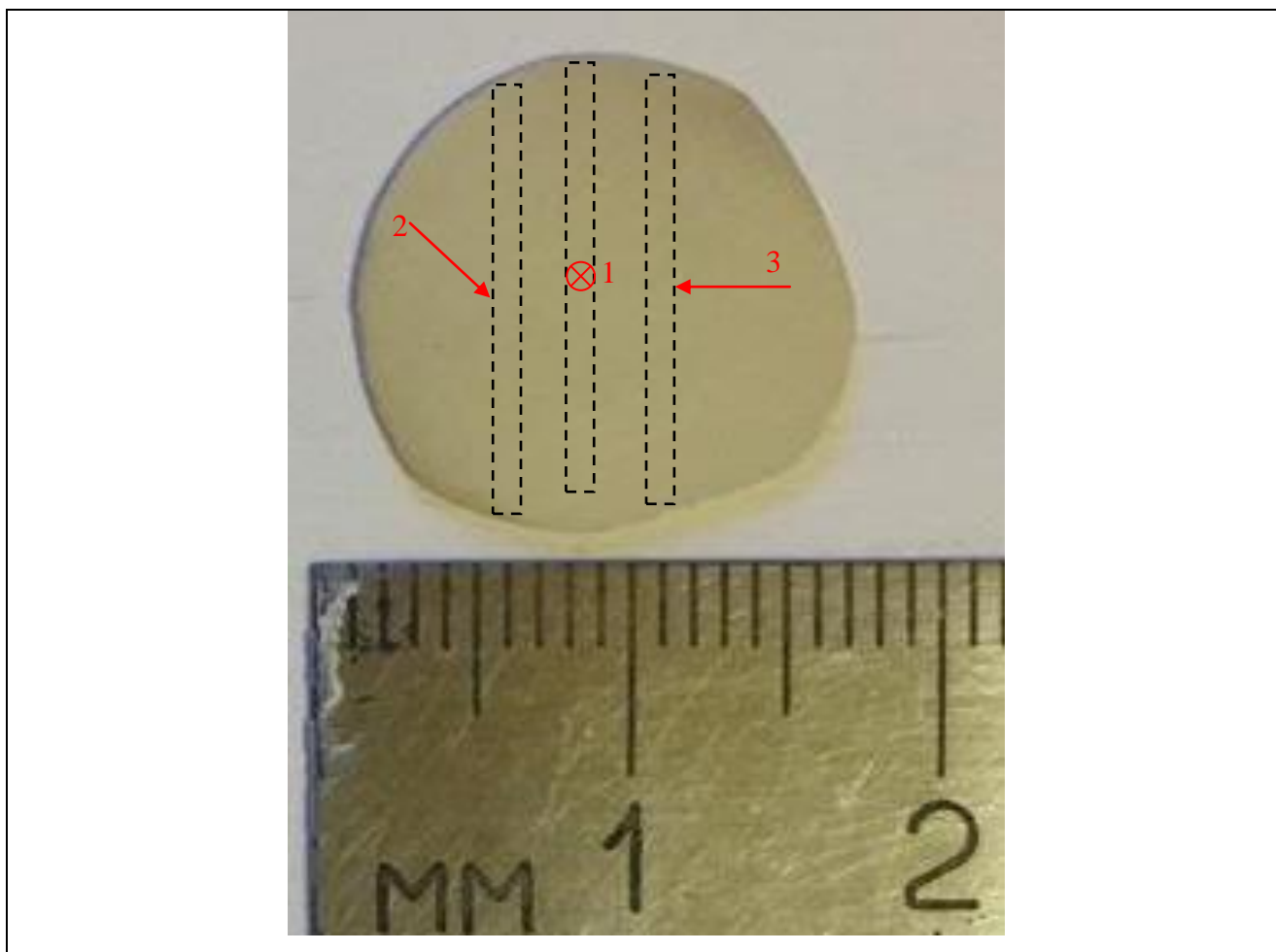


Рис. 3. Фотография исходного образца и схема вырезки образцов в виде пластин для изучения деформаций с указанием направления приложения изгибающей силы: 1 – высотное направление; 2 – хордовое направление, 3 – хордовое 45°.

Зависимость имеет гистерезис порядка 0,1 – 0,2 %. Аномалий, связанных с ЭПФ не зафиксировано.

График на рис. 4 б демонстрирует зависимость относительной деформации изгиба образца 2 от температуры при значениях внешнего напряжения до 300 МПа от температуры в интервале -150 до 250 °С.

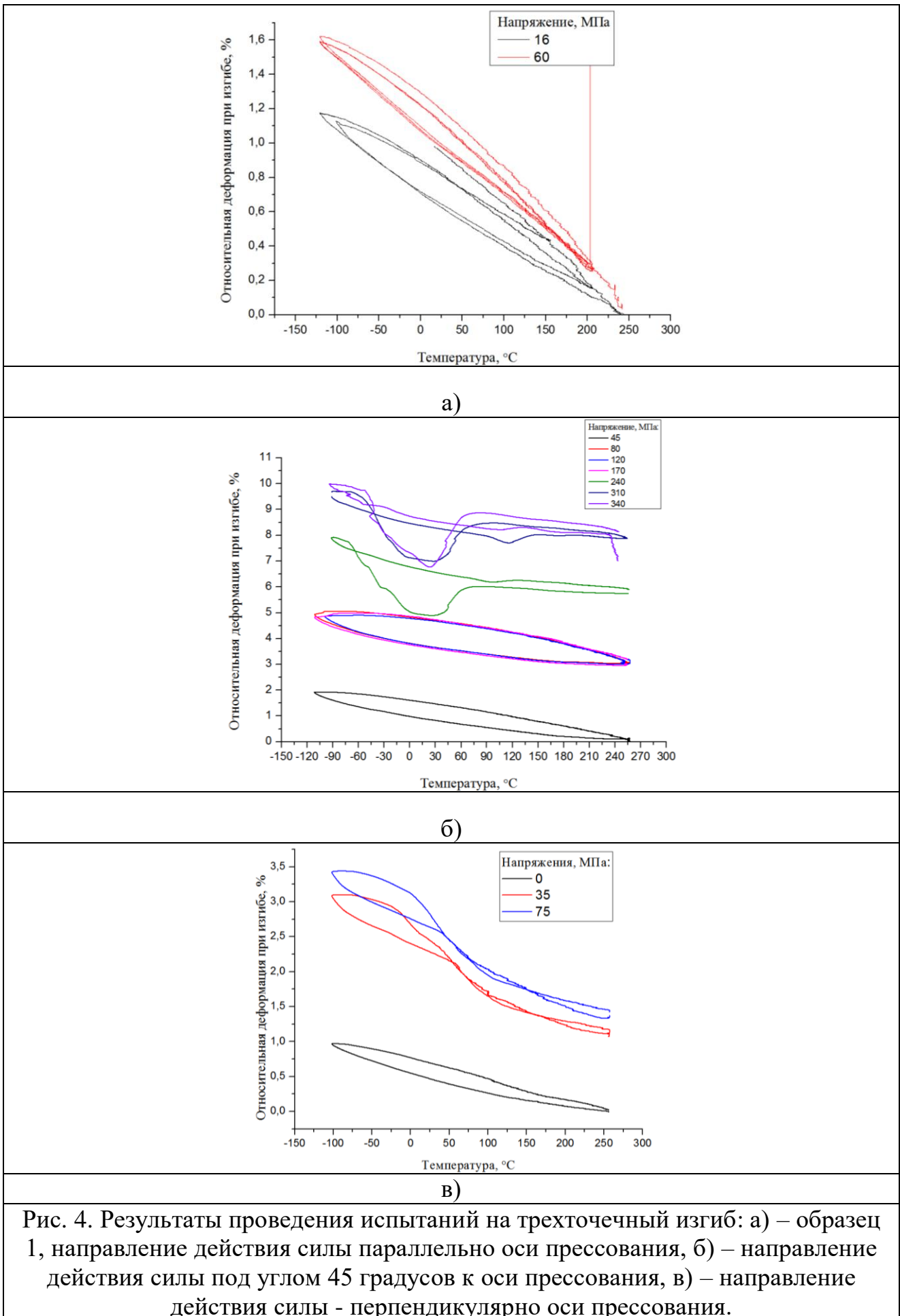


Рис. 4. Результаты проведения испытаний на трехточечный изгиб: а) – образец 1, направление действия силы параллельно оси прессования, б) – направление действия силы под углом 45 градусов к оси прессования, в) – направление действия силы - перпендикулярно оси прессования.

Для образца 2 сила прикладывалась перпендикулярно плоскости среза диска, то есть параллельно оси керамического цилиндра. Графики показывают, что вплоть до разрушения при нагрузке 300 МПа Образец демонстрирует значительные гистерезисные аномалии деформации до 2,5 % в интервале температур -60 до 60 °С.

Графики на рис. 4 в, полученные при приложении силы к образцу по нормали к оси прессования цилиндра показали также явные аномалии в температурном интервале -60 до 100 °С.

Заключение

Можно сформулировать результаты настоящей работы следующим образом.

1) Предварительные экспериментальные измерения, проведенные методом ДСК и трехточечного изгиба под постоянной нагрузкой, показали, что керамический материал $(\text{Pb}_{0.95}\text{La}_{0.05})(\text{Zr}_{0.65}\text{Ti}_{0.35})_{0.9875}\text{O}_3$ испытывает фазовый структурный переход первого рода в интервале от -60 до 100 °С. Полученные данные указывают на то, что низкотемпературный структурный переход имеет особенности, характерные для термоупругих мартенситных переходов, и сопровождается обратимыми деформациями при термоциклировании при механической нагрузке до 75 МПа.

2) Наблюдаемые гистерезисные эффекты и эффекты анизотропии, которые приводят к тому, что обратимые деформации наблюдаются наиболее ярко при приложении внешнего механического напряжения под углом к оси прессования цилиндра. Гистерезисные явления электрических и электромеханических свойств и их зависимость от направления оси прессования в данном материале наблюдались и ранее [27].

3) Полученные значения удельной прочности (до 300 МПа), многократно обратимой деформации до 2,5% вблизи ФП, указывают на возможность существования в исследованном материале ЭПФ с перспективными для практических приложений функциональными

параметрами. Дальнейшие исследования должны доказать возможность наблюдения эффекта памяти формы (ЭПФ) под воздействием изменения температуры, механического напряжения и электрического поля в керамике данного состава. Особый интерес представляет изучение этих эффектов на микро- и нано- шкале размеров образца.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, гранты № 17-07-01524 и № 18-57-34002.

Литература

1. Wei, Z. G., Sandström, R., Miyazaki, S. Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems: Part I Shape-memory materials. *Journal of Materials Science*. 1998. Vol. 33. No. 11. P. 3743-3762.
2. Swain, M. V. Shape memory behavior in partially stabilized zirconia ceramics. *Nature*. 1986. Vol. 322. No 6076. P. 234-236.
3. Г. С. Олейник. Структурные механизмы пластической деформации керамических материалов. Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев. Электронная микроскопия и прочность материалов. — Киев : Ин-т пробл. материаловедения АН УССР, 1989. — С. 58—72.
4. Дрожжин А. И., Сидельников И. В. Эффект памяти формы в изогнутых диэлектрических материалах после отжига. *Физика и химия обработки материалов*. 1980. № 6. С. 101—104.
5. Зуев Л. Б., Данилов В. И., Мальцев В. Д., Березовский В. И. Обработка отжигом изогнутых полупроводниковых кристаллов и возникновение эффекта памяти формы в них. *Изв. вузов. Физика*. 1978. № 12. С. 76—80.
6. Ejiri Koichi. Dekinking of Bent MgO Crystals. *J. Amer. Ceram. Soc.* 1974. Vol. 57. No. 9. P. 416-419.

7. Шевченко А. Д., Шульженко А. А. Эффект памяти формы в ВТСП керамике $YBa_2Cu_3O_{7-d}$, полученной в условиях высокого давления. *Физика и техника высоких давлений*. 1991. Vol. 1. № 2. С. 57—60.
8. Sergo, V., Schmid, C., Meriani, S., Evans, A. G. Mechanically Induced Zone Darkening of Alumina/Ceria-Stabilized Zirconia Composites. *Journal of the American Ceramic Society*. 1994. Vol. 77. No. 11. P. 2971-2976.
9. Uchino, K. Antiferroelectric shape memory ceramics. *Actuators Multidisciplinary Digital Publishing Institute*. 2016. Vol. 5, No. 2, p. 11.
10. Kimura, T.; Newnham, R.E.; Cross, L.E. Shape-Memory Effect in PLZT Ferroelectric Ceramics. *Phase Trans.* 1981, 2, 113–116.
11. Uchino, K. Ferroelectric Shape Memory Ceramics. *Oyo Butsuri*. 1985. Vol. 54. P. 591–595.
12. Heuer, A. H., Ruhle, M., Marshall, D. B. On the thermoelastic martensitic transformation in tetragonal zirconia. *Journal of the American Ceramic Society*. 1990. Vol. 73. No. 4. P. 1084-1093.
13. Wei, Z. G., Sandström, R., Miyazaki, S. Shape-memory materials and hybrid composites for smart systems: Part I Shape-memory materials. *Journal of materials science*. 1998. Vol. 33. No. 15. P. 3743-3762.
14. Reyes-Morel, P. E., Cerng, J. S., Cheng, I. W. Transformation Plasticity of CeO₂-Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals: II, Pseudoelasticity and Shape Memory Effect. *Journal of the American Ceramic Society*. 1988. Vol. 71. No. 8. P. 648-657.
15. Reyes-Morel, P. E., Cerng, J. S., Cheng, I. W. Transformation Plasticity of CeO₂-Stabilized Tetragonal Zirconia Polycrystals: I, Stress Assistance and Autocatalysis. *Journal of the American Ceramic Society*. 1988. Vol. 71. No 5. P. 343-353.
16. M. V. Swain. Shape memory behavior in partially stabilized zirconia ceramics *Nature*. 1986. Vol. 322 P. 234.

17. Jiang, B., Tu, J., Hsu, T. Y., Xu, Z., Qi, X., Zheng, X., & Zhong, J. The Effect of Some Factors on Ms and SME in Ce-TZP Ceramics. *MRS Online Proceedings Library Archive*. 1991. P. 246.
18. B. C. Muddle, G. R. Hugo, in “Proceedings of the International Conference on Martensitic Transformations’ 92”, edited by C. M. Wayman and J. Perkins 1992. P. 647.
19. Kriven, W. M.). Displacive transformations and their applications in structural ceramics. *Le Journal de Physique* 1995. IV, 5(C8), C8-101.
20. Mamivand, M., Zaeem, M. A., El Kadiri, H. Shape memory effect and pseudoelasticity behavior in tetragonal zirconia polycrystals: a phase field study. *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 60. Vol. 71-86.
21. Kelly, P. M., & Rose, L. F. The martensitic transformation in ceramics—its role in transformation toughening. *Progress in Materials Science*. 2002. Vol. 47. No. 5. P. 463-557.
22. Lai, A., Du, Z., Gan, C. L., & Schuh, C. A. Shape memory and superelastic ceramics at small scales. *Science*. 2013. Vol. 341 No. 6153. P. 1505-1508.
23. Du, Z., Zeng, X. M., Liu, Q., Lai, A., et al. Size effects and shape memory properties in ZrO₂ ceramic micro-and nano-pillars. *Scripta Materialia*. 2015. Vol. 101. P. 40-43.
24. J. San Juan, M. L. Nó, and C. A. Schuh. Nanoscale shape-memory alloys for ultrahigh mechanical damping. *Nature Nanotechnology*. 2009. Vol. 4. No. 7. P. 415–419.
25. A. Lai, Z. Du, C. L. Gan, and C. A. Schuh. Shape Memory and Superelastic Ceramics at Small Scales. *Science* . 2013. Vol. 341. No. 6153. P. 1505–1508.
26. A. Runciman, D. Xu, A. R. Pelton, and R. O. Ritchie. An equivalent strain/Coffin-Manson approach to multiaxial fatigue and life prediction in superelastic Nitinol medical devices. *Biomaterials*. 2011. Vol. 32. No. 22. P. 4987–4993.

27. Barranco, A. Peláiz, Piar, F. Calderón, Guerra, J. De los Santos and Martínez, O. Pérez. Properties of grainoriented in ternary system based on lead titanate zirconate ceramics. *Ferroelectrics*. 1998. Vol. 211. No. 1. P. 249 — 257.
28. V. S. Kalashnikov, V. V. Koledov, D. S. Kuchin, A. V. Petrov and V. G. Shavrov A Three-Point Bending Test Machine for Studying the Thermomechanical Properties of Shape Memory Alloys. *Instruments and Experimental Techniques*. 2018. No. 2. P. 306-312.

Для цитирования:

В. В. Коледов, В. Г. Шавров, А. Peláiz-Barranco, В.С. Калашников, С.В. фон Гратовски. Диэлектрические, термомеханические свойства и фазовые превращения в керамическом материале $(\text{Pb}_{0.95}\text{La}_{0.05})(\text{Zr}_{0.65}\text{Ti}_{0.35})_{0.9875}\text{O}_3$ с эффектом памяти формы. Журнал радиоэлектроники [электронный журнал]. 2019. № 8. Режим доступа: <http://jre.cplire.ru/jre/aug19/6/text.pdf>
DOI 10.30898/1684-1719.2019.8.6