

06,11

Формирование кластерной структуры в системе $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$

© Л.А. Шилкина, П.Г. Гринь, Л.А. Резниченко, С.И. Дудкина, Ю.И. Юрасов, О.Н. Разумовская

Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета,
Ростов-на-Дону, Россия

E-mail: lid-shilkina@yandex.ru

(Поступила в Редакцию 10 августа 2015 г.)

Рассчитаны величины микродеформаций кристаллической решетки в ромбоэдрической и тетрагональной областях фазовой диаграммы системы $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$ и построены их зависимости от концентрации титана. На основе анализа этих зависимостей сделано заключение о том, что в интервале $0.11 < x < 0.12$ появляются кластеры тетрагональной фазы, а в интервале $0.725 < x < 0.750$ — кластеры ромбоэдрической фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке МОН РФ: базовая и проектная части госзадания (тема № 1927, задание № 3.1246.2014/К, проект № 213.01-2014/012-ВГ) и ФЦП (соглашение № 14.575.21.0007).

1. Введение

Образование и развитие объемных кристаллохимических дефектов мезоскопического масштаба (кластеров) — зародышей новых фаз в системах, испытывающих концентрационные фазовые переходы (ФП) с изменением симметрии кристаллической решетки — морфотропные ФП (МФП), играют существенную роль в формировании макроскопических свойств этих объектов. Процесс зарождения новых фаз (кластерных структур) подробно описан в [1]. В [2] на примере твердых растворов (ТР) бинарной системы на основе ниобата натрия и многокомпонентной системы на основе цирконата-титаната свинца показано, что формирование кластерных структур по мере приближения к МФП проходит в несколько этапов, каждый из которых приводит к изменению макросвойств объектов. Наибольший интерес с этой точки зрения представляет система $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$ — основа многих промышленных сегнетопъезокерамических материалов, так как она имеет две области сосуществования фаз с различной симметрией кристаллической решетки (морфотропные области — МО): первая — с ромбической (*R*) и ромбоэдрической (*Rh*) в интервале $0.040 < x \leq 0.065$, вторая — с *Rh*- и тетрагональной (*T*) симметрией в интервале $0.445 < x \leq 0.490$. Исследованию этой системы посвящено множество работ [3–12] (см. также ссылки в [3]). Нами в [13–21] изучены процессы формирования кристаллической структуры, микроструктуры и электрофизических свойств ТР этой системы в интервале $0 \leq x \leq 1.00$ и построена ее фазовая диаграмма (ФД). В [16,20] мы высказали предположение о том, что в интервале $0.09 < x < 0.10$ исчезают кластеры *R*-фазы, что согласуется с данными [22], а в интервале концентраций $0.11 \leq x \leq 0.12$ в *Rh*-области образуются кластеры *T*-фазы. Подобное предположение делают и авторы [23], которые, используя данные нейтронной дифракции, методом Ритвельда уточнили структуру ТР из *Rh*-области. Ими обнаружено, что наряду с характерными для *Rh*-симметрии смещениями Pb^{2+} в направлении [111] имеют место смещения Pb^{2+} вдоль направлений $\langle 100 \rangle$,

которые рассматриваются как предшественники *T*-фазы. Авторы [24] исследовали ТР системы $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$ с $x = 0.04, 0.14, 0.23$ и также высказали предположение о том, что в *Rh*-фазе существуют локально упорядоченные области с другой симметрией, отличающейся от симметрии средней кристаллической решетки. Таким образом, существование в *Rh*-области системы $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$ кластеров *R*-фазы вблизи первой МО и *T*-кластеров задолго до второй МО установлено как в наших исследованиях, так и другими авторами, причем в наших работах достаточно точно указаны концентрации, при которых происходят эти изменения структуры, так как изучение ТР проводилось с малым концентрационным шагом. О появлении же *Rh*-кластеров в *T*-области ФД названной системы нет достаточной информации. В [25], исследуя пленки состава $\text{PbZr}_{0.35}\text{Ti}_{0.65}\text{O}_3$ толщиной 4000 Å, авторы установили их сложный состав, включающий фракции *Rh*- и *T*-фаз, объемная доля которых зависит от температуры обжига пленки. В [20] мы высказали предположение о появлении кластеров *Rh*-фазы в интервале $0.675 < x < 0.800$. Такой широкий интервал и ограниченность литературных данных требуют более детального изучения процессов возникновения кластерной структуры в *T*-фазе. Наиболее информативным методом выявления такой структуры является определение величины микродеформации $\Delta d/d$ (где d — межплоскостное расстояние) в зависимости от концентрации компонентов ТР. При сохранении когерентности в процессе роста кластеров в плоскости их сопряжения с матрицей возникают значительные упругие деформации, нарастающие по мере увеличения их размеров. По мере увеличения размера кластеров до критического, а также их количества с определенного момента процесс становится лавинообразным, что вызывает резкое возрастание микродеформаций [1]. Достигнув предела упругой деформации, система переходит в фазу пластической деформации с разрывом когерентной связи исходной и новой фаз и выделением последней в самостоятельную структурную единицу. Это сопровождается резким уменьшением микродеформаций и релаксацией напряжений. Таким образом, следя за их „жизненным“

циклом, можно изучить процессы формирования новых фаз (кластеризацию структуры) в исследуемой системе.

В связи с изложенным выше цель работы состоит в том, чтобы на основе анализа зависимостей величины $\Delta d/d$ от концентрации титана подтвердить концентрационные интервалы образования кластерных структур в Rh -области ФД системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$ и установить в T -области концентрационный интервал, в котором появляются Rh -кластеры.

2. Методы получения и исследования образцов

Объекты исследования — ТР системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$. ТР изучены в интервалах $0.07 \leq x \leq 0.12$ с концентрационным шагом $\Delta x = 0.01$; $0.12 < x \leq 0.20$ с шагом $\Delta x = 0.02$; $0.60 \leq x \leq 1.00$ с шагом $\Delta x = 0.025$. Образцы получены двухстадийным твердофазным синтезом при температурах $T_1 = T_2 = 870^\circ C$ и длительностях изотермических выдержек $\tau_1 = \tau_2 = 7$ h с последующим спеканием по обычной керамической технологии при температурах $T_{sin} = 1220-1240^\circ C$ (в зависимости от состава), $\tau_{sin} = 3$ h. Рентгенографические исследования проводились методом порошковой дифракции с использованием дифрактометра Дрон-3 (отфильтрованное $CoK\alpha$ -излучение, схема фокусировки по Брэггу-Брентано). Исследовались измельченные объекты, что позволяло исключить влияние поверхностных эффектов, напряжений и текстур, возникающих в процессе приготовления керамик. Параметры перовскитной ячейки определялись по стандартной методике [26], микродеформации $\Delta d/d$ в Rh -области рассчитывались аналитически методом аппроксимации по двум одиночным рентгеновским линиям, которые представляют собой два разных порядка отражения от одной плоскости: 100 и 200 [27]. В T -области одиночными рентгеновскими линиями являются линии 111 и 222, но для расчета микродеформаций аналитический метод аппроксимации не подходит, так как линия в области малых углов очень узкая и отношение β_{222}/β_{111} практически равно отношению $tg\theta_{222}/tg\theta_{111}$ (β — физическое уширение рентгеновской линии, θ — угол дифракции). Это свидетельствует о том, что уширение линий в области больших углов θ вызвано только микродеформациями, и для их расчета использовалась формула $\Delta d/d = \beta_{222}/(4tg\theta_{222})$ [28].

Высокотемпературные диэлектрические спектры (зависимости относительной диэлектрической проницаемости $\varepsilon/\varepsilon_0$ в широком интервале температур и частот) изучались на неполяризованных образцах ТР при помощи специального стенда, сконструированного в НИИ физики ЮФУ с использованием измерителя иммитанса E7-20 [29]. Исследования проводились в автоматическом режиме в интервале температур $25-700^\circ C$ и частотном диапазоне $25-10^6$ Hz [30]. Глубина диэлектрической дисперсии определялась в соответствии с [31] как разность

значений относительной диэлектрической проницаемости на частотах, соответствующих началу и окончанию диэлектрической дисперсии при комнатной температуре по формуле $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0) = [(\varepsilon/\varepsilon_0)_{25\text{ Hz}} - (\varepsilon/\varepsilon_0)_{1\text{ MHz}}]$.

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена ФД системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$ при комнатной температуре по данным [20]. Из рисунка видно, что с ростом x внутри односимметричных полей

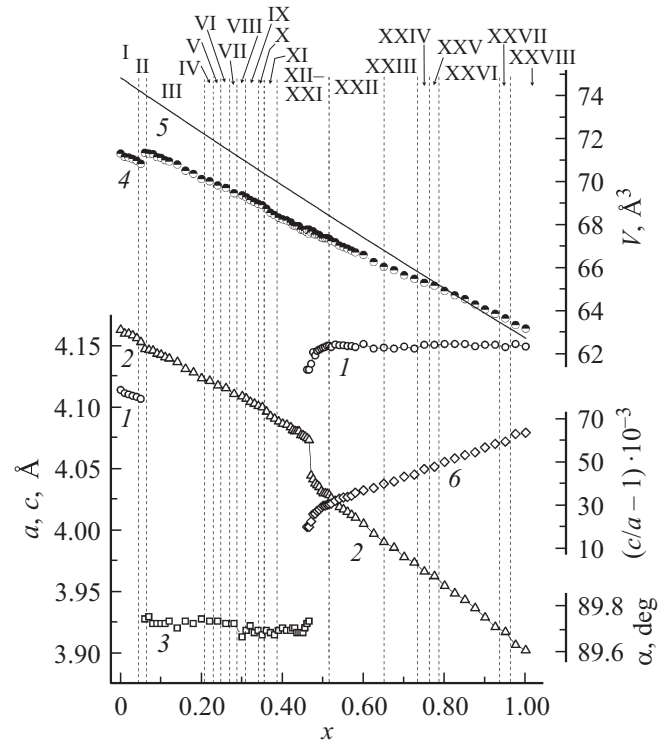


Рис. 1. Концентрационные зависимости параметров и объемов ячейки твердых растворов системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$ в интервале $0 \leq x \leq 1.00$ по данным [20]: 1 — c , 2 — a , 3 — α , 4 — V_{exp} , 5 — V_{th} , 6 — $(c/a - 1)$. Расшифровка фаз: I — R ($0 \leq x \leq 0.04$); II — $R + Rh_1$ ($0.04 < x \leq 0.065$); III — Rh_1 ($0.065 < x \leq 0.20$); IV — $Rh_1 + Rh_2$ ($0.20 < x \leq 0.22$); V — Rh_2 ($0.22 < x \leq 0.24$); VI — $Rh_2 + Rh_3$ ($0.24 < x \leq 0.26$); VII — Rh_3 ($0.26 < x \leq 0.28$); VIII — $Rh_3 + Rh_4$ ($0.28 < x \leq 0.30$); IX — Rh_4 ($0.30 < x \leq 0.34$); X — $Rh_4 + Rh_5$ ($0.34 < x \leq 0.35$); XI — Rh_5 ($0.35 < x \leq 0.39$); XII — $Rh_5 + Rh_6$ ($0.39 < x \leq 0.41$); XIII — Rh_6 ($0.41 < x \leq 0.425$); XIV — $Rh_6 + Rh_7$ ($0.425 < x \leq 0.44$); XV — Rh_7 ($0.44 < x \leq 0.445$); XVI — $Rh_7 + Psk_1$ ($0.445 < x \leq 0.45$); XVII — $Rh_7 + Psk_1 + Psk_2$ ($0.45 < x \leq 0.455$); XVIII — $Rh_7 + Psk_1 + Psk_2 + T_1$ ($0.455 < x \leq 0.48$); XIX — $Psk_2 + T_1$ ($0.48 < x \leq 0.49$); XX — T_1 ($0.49 < x \leq 0.50$); XXI — $T_1 + T_2$ ($0.50 < x \leq 0.515$); XXII — T_2 ($0.515 < x \leq 0.65$); XXIII — $T_2 + T_3$ ($0.65 < x \leq 0.725$); XXIV — T_3 ($0.725 < x \leq 0.75$); XXV — $T_3 + T_4$ ($0.75 < x \leq 0.775$); XXVI — T_4 ($0.775 < x \leq 0.925$); XXVII — $T_4 + T_5$ ($0.925 < x \leq 0.95$); XXVIII — T_5 ($0.95 < x \leq 1.00$).

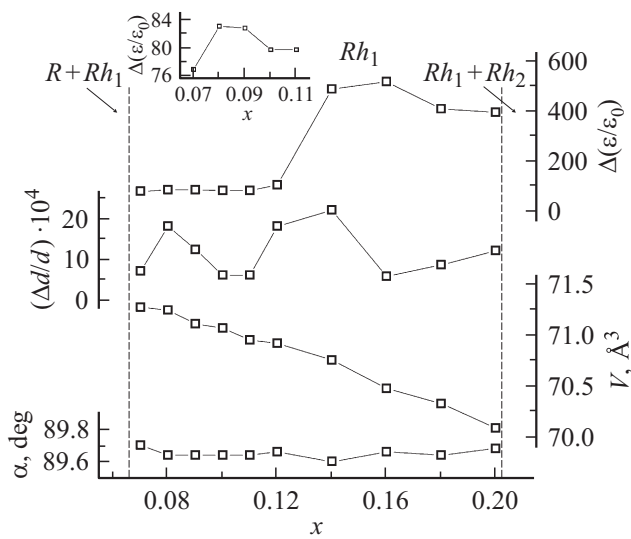


Рис. 2. Зависимости от x угла α , объема V ромбоэдрической ячейки, микродеформации $\Delta d/d$ в направлениях $\langle 100 \rangle$ и глубины дисперсии относительной диэлектрической проницаемости при комнатной температуре в интервале частот измерительного поля $25-10^6$ Hz для твердых растворов $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$. Названия фаз даны в соответствии с [20]. На вставке показана глубина дисперсии в области зарождения кластеров ромбической фазы.

(Rh и T) однофазные состояния сменяются областями сосуществования фазовых состояний, расшифровка фаз дана в подписи к рисунку. Исследуемый в настоящей работе интервал $0.07 \leq x \leq 0.20$ охватывает область фазового состояния Rh_1 , а интервал $0.60 \leq x \leq 1.00$ включает в себя области как фазовых состояний, так и их сосуществования.

На рис. 2 приведены зависимости углового параметра α , объема V ромбоэдрической ячейки и микродеформации $\Delta d/d$ в направлениях $\langle 100 \rangle$ от x . Зависимость $\Delta d/d(x)$ полностью отражает изменение кластерной структуры в этой области ФД: рост $\Delta d/d$ в интервале $x = 0.10-0.08$ при уменьшении концентрации Ti связан с появлением зародышей R -фазы, их ростом и разрывом связи с исходной структурой вблизи $x = 0.08$, при $x = 0.065$ следы R -фазы уже фиксируются рентгенографически [20]. При $x = 0.10-0.11$ микродеформации не изменяются, в интервале $0.11 < x \leq 0.14$ резко возрастают, а в интервале $0.14 < x \leq 0.16$ еще более резко уменьшаются. Все это происходит в соответствии с зарождением кластеров T -фазы при $x = 0.11-0.12$, их развитием при $x = 0.12-0.14$ и отделением в самостоятельную структурную единицу вблизи $x = 0.16$. Дальнейший постепенный рост $\Delta d/d$ обусловлен переходом в область ФД с частой сменой фазовых состояний и близостью перехода из низкотемпературной Rh -фазы $R3c$ в высокотемпературную $R3m$. Параметр α и объем V ячейки в точках максимума $\Delta d/d$ откликаются скачкообразным уменьшением и изменением наклона, соответственно.

На рис. 3 приведены зависимости параметров a, c , объема V тетрагональной ячейки и микродеформации в направлениях $\langle 111 \rangle$ от x . В отличие от предыдущего случая концентрационный интервал предполагаемого появления кластеров Rh -фазы насыщен областями сосуществования фазовых состояний. Однако это не помешало установить его точно в пределах концентрационного шага. Из рис. 3 видно, что на границах смены фазовых состояний $\Delta d/d(x)$ имеет широкие малоинтенсивные максимумы, но при $x = 0.750-0.725$ в сторону уменьшения концентрации титана микродеформации резко увеличиваются, а в интервале $x = 0.725-0.700$ еще более резко уменьшаются. Аналогичная картина наблюдалась и в Rh -фазе. Поскольку фазовые состояния имеют одинаковую симметрию и очень близкие параметры ячейки, их смена не должна привести к большому локальным искажениям кристаллической решетки и вызвать большие микродеформации. Появление кластеров с другой симметрией, когерентно связанных с исходной кристаллической решеткой, как показано в Rh -области, приводит к их значительному увеличению. Поэтому можно утверждать, что в интервале $0.750 > x > 0.725$ зарождаются кластеры Rh -фазы, в точке максимума $\Delta d/d(x)$ при $x = 0.725$ происходит разрыв их связи с матрицей, который заканчивается при $x = 0.70$. Более жесткая структура в T -фазе по сравнению с Rh -фазой откликнулась едва заметным

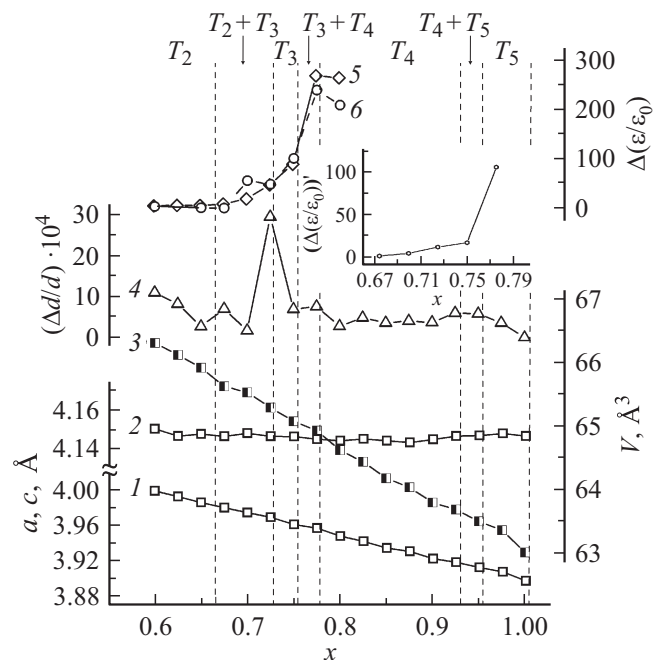


Рис. 3. Зависимости от x параметров a (1), c (2), объема V (3) тетрагональной ячейки, микродеформации $\Delta d/d$ (4) в направлениях $\langle 111 \rangle$ и глубины дисперсии относительной диэлектрической проницаемости при комнатной температуре до (5) и после (6) нагрева твердых растворов $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$ в интервале частот измерительного поля $25-10^6$ Hz. Названия фаз даны в соответствии с [20].

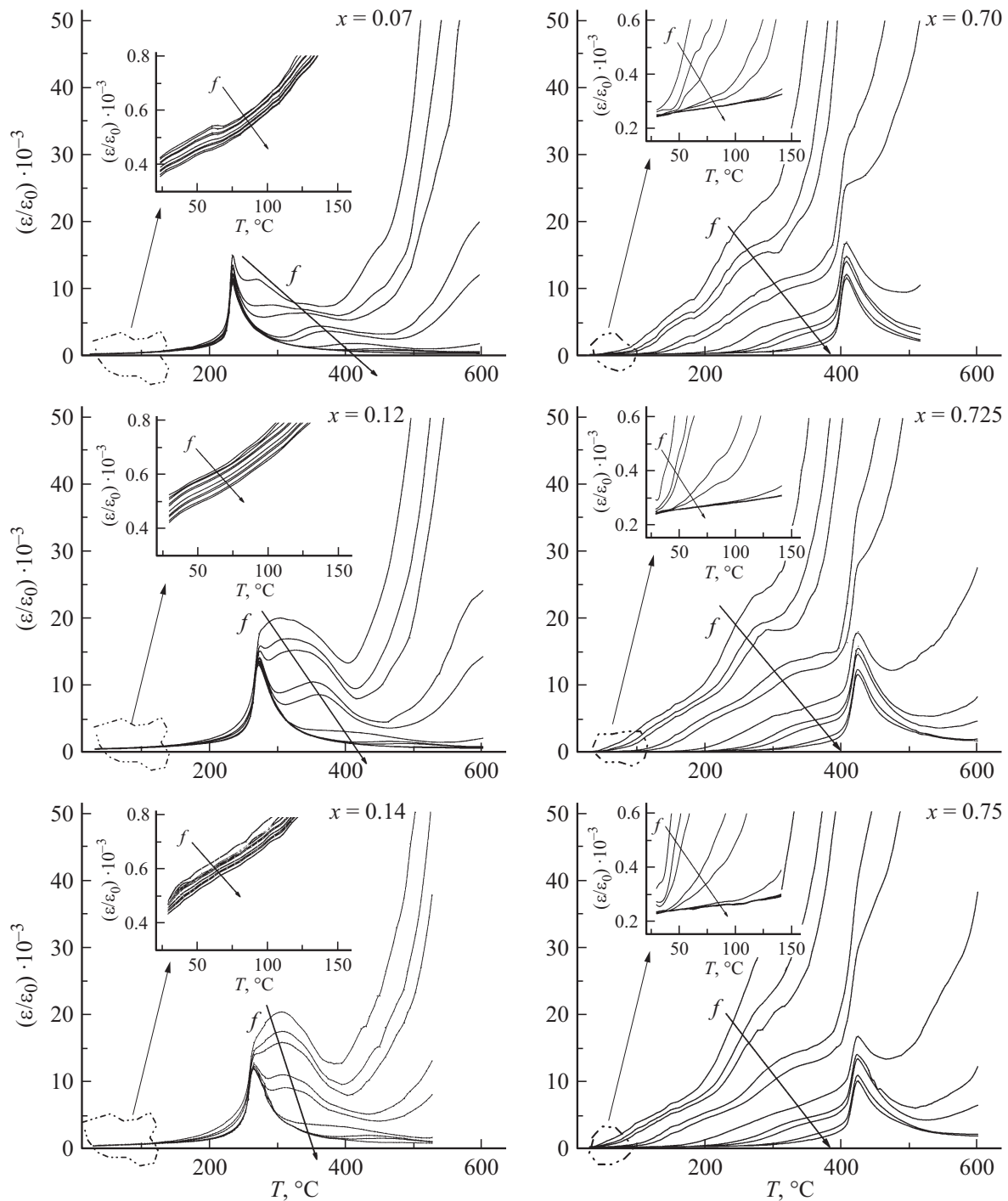


Рис. 4. Зависимости $\epsilon/\epsilon_0(T)$ для твердых растворов системы $\text{PbZr}_{1-x}\text{Ti}_x\text{O}_3$ при различных частотах f измерительного электрического поля.

изменением наклона зависимости $a(x)$ в точке максимума $\Delta d/d(x)$: в чистой T -фазе коэффициент линейного расширения равен $6 \cdot 10^4 (\text{mol.\%})^{-1}$, а в гетерогенной области — $5 \cdot 10^4 (\text{mol.\%})^{-1}$.

Влияние кластеризации структуры в начальном этапе этого процесса на электрофизические свойства может быть не очень сильно выражено, поскольку последние являются макроскопическими характеристиками. Однако

есть величина, чувствительная и к мезоскопическому характеру структуры сегнетоэлектрика. Это глубина дисперсии относительной диэлектрической проницаемости $\Delta(\epsilon/\epsilon_0)$. На рис. 4 приведены зависимости $\epsilon/\epsilon_0(T)$ для трех ТР из Rh - и T -фаз в интересующем нас интервале концентраций, на вставках показаны спектры при близких к комнатной температуре. Зависимости $\Delta(\epsilon/\epsilon_0)$ от x приведены на рис. 2, 3.

Из рис. 2 видно, что после зарождения T -кластеров ($x > 0.12$) $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ растет вместе с ростом их количества и размера до момента отделения от исходной структуры ($x > 0.14$). Далее начинает превалировать процесс слияния зародышей новой фазы и, как следствие, уменьшается количество границ раздела, при этом $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ замедляет свой рост и немного уменьшается. Такая же картина имеет место при зарождении R -кластеров (вставка на рис. 2), но изменение $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ значительно меньше и происходит в более узком концентрационном интервале. Это связано с тем, что сегнетоактивный ион Pb^{2+} и в R -, и в Rh -фазе смещается одинаково вдоль направления $\langle 110 \rangle$ [32] и для образования зародышей новой фазы требуется значительно меньше энергии. В T -фазе с ростом x увеличивается степень тетрагональности ячейки c/a и структура ТР становится значительно более жесткой, чем в Rh -фазе. Поэтому зависимость $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ от x может менее активно, чем в Rh -фазе, откликаться на кластеризацию структуры. Кроме того, картина осложняется еще и тем, что по мере приближения к титанату свинца происходит саморазрушение керамики, которому предшествуют возникающие в ней из-за большого значения c/a напряжения [33]. На рис. 3 приведены зависимости $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ от x при комнатной температуре до и после нагрева образца. Видно, что до нагрева на зависимости $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ от x не фиксируются никакие максимумы, в то время как в интервале $0.725 > x > 0.70$, где происходит отрыв зародышей новой фазы и увеличивается число границ между матрицей и кластерами, должен быть максимум $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$. Однако скорость, с которой уменьшается глубина дисперсии $(\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0))'$, при увеличении концентрации Zr (см. вставку на рис. 3) резко падает при $x = 0.75$. На зависимости $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$, измеренной после нагрева образцов, четко виден небольшой максимум именно при $x = 0.70$, как и должно быть.

4. Заключение

Построены зависимости величин микродеформаций $\Delta d/d$ от концентрации титана в Rh - и T -областях ФД системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$, на основании которых сделано заключение, что в Rh -области ФД кластеры T -фазы появляются в интервале $0.11 < x < 0.12$, а в T -области кластеры Rh -фазы появляются в интервале $0.725 < x < 0.750$.

Изучены дисперсионные спектры относительной диэлектрической проницаемости исследуемых ТР в диапазоне частот измерительного поля $25-10^6$ Hz. Анализ зависимостей глубины дисперсии $\Delta(\varepsilon/\varepsilon_0)$ от x показал их полное соответствие развитию кластерной структуры в твердых растворах системы.

Полученные результаты представляют научный интерес и их целесообразно использовать при анализе закономерностей формирования макроскопических свойств керамики на основе системы $PbZr_{1-x}Ti_xO_3$.

Список литературы

- [1] В.И. Архаров. Проблемы современной физики. Наука, Л. (1980). С. 357.
- [2] С.В. Титов, Л.А. Шилкина, Л.А. Резниченко, С.И. Дудкина, О.Н. Разумовская, С.И. Шевцова, Е.М. Кузнецова. Письма в ЖТФ **26**, 18, 9 (2000).
- [3] B. Noheda. Current Opinion Solid State Mater. Sci. **6**, 27 (2002).
- [4] Н.Г. Леонтьев, Е.Г. Фесенко, В.Г. Смотряков. ФТТ **25**, 1958 (1983).
- [5] Е.Г. Фесенко, В.В. Еремкин, В.Г. Смотряков. ФТТ **28**, 324 (1986).
- [6] Е.Г. Фесенко, В.В. Еремкин, В.Г. Смотряков, С.Г. Шмалько, А.Т. Козаков. Кристаллография **32**, 1049 (1987).
- [7] В.В. Еремкин, В.Г. Смотряков, Е.Г. Фесенко. ФТТ **31**, 6, 156 (1989).
- [8] V.V. Eremkin, V.G. Smotrakov, E.G. Fesenko. Ferroelectrics **110**, 137 (1990).
- [9] Ю.Н. Захаров, А.Г. Лутохин, Н.А. Корчагина, В.Г. Кузнецов. Изв. РАН. Сер. физ. **72**, 589 (2008).
- [10] А.А. Spivakov, Yu.N. Zakharov, N.V. Ter-Oganessian, A.G. Lutokhin, E.M. Panchenko, V.P. Sakhnenko. Solid State Sci. **40**, 105 (2015).
- [11] X. Dai, Z. Xu, D. Viehland. J. Am. Ceram. Soc. **78**, 2815 (1995).
- [12] F. Cordero, F. Trequatrini, F. Craciun, C. Galassi. Phys. Rev. B **87**, 094108 (2013).
- [13] Л.А. Резниченко, Л.А. Шилкина, О.Н. Разумовская, Е.А. Ярославцева, С.И. Дудкина, О.А. Демченко, Ю.И. Юрасов, А.А. Есис, И.Н. Андрияшина. ФТТ **50**, 8, 1469 (2008).
- [14] Л.А. Резниченко, Л.А. Шилкина, О.Н. Разумовская, Е.А. Ярославцева, С.И. Дудкина, О.А. Демченко, Ю.И. Юрасов, А.А. Есис, И.Н. Андрияшина. ФТТ **51**, 5, 958 (2009).
- [15] I.N. Andryushina, L.A. Reznichenko, V.A. Alyoshin, L.A. Shilkina, S.V. Titov, V.V. Titov, K.P. Andryushin, S.I. Dudkina. Ceram. Int. **39**, 1, 753 (2013).
- [16] I.N. Andryushina, L.A. Reznichenko, L.A. Shilkina, K.P. Andryushin, S.I. Dudkina. Ceramics Int. **39**, 2, 1285 (2013).
- [17] I.N. Andryushina, L.A. Reznichenko, L.A. Shilkina, K.P. Andryushin, S.I. Dudkina. Ceramics Int. **39**, 3, 2889 (2013).
- [18] I.N. Andryushina, L.A. Reznichenko, I.M. Shmitko, L.A. Shilkina, K.P. Andryushin, Yu.I. Yurasov, S.I. Dudkina. Ceramics Int. **39**, 4, 3979 (2013).
- [19] I.N. Andryushina, L.A. Reznichenko, L.A. Shilkina, K.P. Andryushin, Yu.I. Yurasov, S.I. Dudkina. Ceramics Int. **39**, 7, 7635 (2013).
- [20] Л.А. Шилкина, С.И. Дудкина, И.Н. Андрияшина, Л.А. Резниченко, К.П. Андрияшин, С.В. Титов, В.М. Шабанов, О.Н. Разумовская. ФТТ **57**, 712 (2015).
- [21] А.А. Павелко, Л.А. Шилкина, Л.А. Резниченко, С.И. Дудкина, И.Н. Андрияшина, Ю.И. Юрасов, К.П. Андрияшин, О.Н. Разумовская. ФТТ **57**, 2358 (2015).
- [22] J. Ricote, D.L. Corcer, R.W. Whatmore, S.A. Impey, A.M. Glazer, J. Dec, K. Roleder. J. Phys.: Condens. Matter **10**, 1767 (1998).
- [23] D.L. Corcer, A.M. Glazer, R.W. Whatmore, A. Stallard, F.J. Fauth. J. Phys.: Condens. Matter **10**, 6251 (1998).

- [24] B. Noheda, J.A. Gonzalo, M. Hagen. *J. Phys.: Condens. Matter* **11**, 3959 (1999).
- [25] M.V. Kelman, P.C. McIntyre, B.C. Gruverman. *J. Appl. Phys.* **94**, 5210 (2003).
- [26] Е.Г. Фесенко. Семейство перовскита и сегнетоэлектричество. Атомиздат, М. (1972). 248 с.
- [27] В.П. Нагорнов. В сб.: Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Машиностроение, Л. (1982). В. 28. С. 67–71.
- [28] С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. Рентгенографический и электроннооптический анализ. Металлургия, М. (1970). 368 с.
- [29] Ю.И. Юрасов. Патент на полезную модель. Рег. № 66552 от 10.09.2007. Решение о выдаче патента от 21.05.2007. Заявка 2007102548 от 23.01.2007 (приоритет). Оpubл. 10.09.2007. Бюл. № 25.
- [30] А.В. Павленко, Л.А. Резниченко, Ю.И. Юрасов, А.А. Павелко, И.А. Вербенко. Методика ГСССД. Аттестат № 212 от 15.05.2013 г. Зарегистрир. в Рос. научн.-техн. центре информации по стандартизации, метрологии и оценке соответствия (ФГУП „Стандартинформ“), М. № ГСССД МЭ 212-2013.
- [31] Материалы диэлектрические. Термины и определения. ГОСТ 21515-76.
- [32] W. Dmowski, T. Egami, L. Farber, P.K. Davies. *Fundamental Physics of Ferroelectrics. Proc. AIP Conf. 11th Williamsburg Workshop. Virginia, USA (2001)*. V. 582. P. 33.
- [33] Е.И. Бондаренко, В.Д. Комаров, Л.А. Резниченко, В.А. Чернышков. *ЖТФ* **58**, 9, 1771 (1988).