

PNZST:AlN 复合陶瓷局域应力场 增强热释电性能机理*

李玲¹⁾ 潘天择¹⁾ 马家骏¹⁾ 张善涛^{2)†} 汪尧进^{1)‡}

1) (南京理工大学材料科学与工程学院, 南京 210094)

2) (南京大学现代工程与应用科学学院, 南京 210023)

(2022年6月26日收到; 2022年7月18日收到修改稿)

通过两步固相反应烧结法制备了 $(1-x)\text{Pb}_{0.99}\text{Nb}_{0.02}[(\text{Zr}_{0.57}\text{Sn}_{0.43})_{0.94}\text{Ti}_{0.06}]_{0.98}\text{O}_3:x\text{AlN}$ ($(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$, $x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) 复合陶瓷, 系统研究了复合陶瓷晶体结构、微观形貌、畴结构演变以及铁电、介电和热释电性能等. 实验结果表明: 基于两相之间热膨胀系数失配产生的局域应力场有效调控了畴结构组态和相结构演变, 在室温附近构建了铁电/反铁电相界, 继而在温度场作用下表现出优异的热释电性能; 当 $x = 0.1$ 时, 在近人体温度 $37\text{ }^\circ\text{C}$ 时其热释电系数 p 达到最大值 $3.30 \times 10^{-3}\text{ C}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$, 电流响应优值 $F_i = 3.16 \times 10^{-9}\text{ m}/\text{V}$, 电压响应优值 $F_v = 0.613\text{ m}^2/\text{C}$, 探测率优值 $F_d = 4.40 \times 10^{-4}\text{ Pa}^{-1/2}$, 且其半峰宽为 $16.3\text{ }^\circ\text{C}$, 在室温宽温域内表现出优异的热释电性能; 随着 AlN 含量的增多, 该复合陶瓷的热释电峰值温度在 $37\text{--}73\text{ }^\circ\text{C}$ 宽温域内可调, 表现出良好的温度稳定性.

关键词: 热释电, 复合陶瓷, 局域应力场, 铁电畴

PACS: 77.84.-s, 85.60.Gz, 77.70.+a, 61.66.-f

DOI: 10.7498/aps.71.20221250

1 引言

铁电材料晶胞中的正负电荷重心不重合, 出现电偶极矩, 从而产生自发极化, 在压力、温度、电场等外物理场诱导下, 晶体结构易发生相变, 宏观极化强度也会发生相应的变化, 从而表现出优异的热释电性能. 以铁电材料为关键元件的热释电红外传感器已广泛渗入智能生活的各个领域, 比如监控、热成像、智能家居、智能安防和医疗保健等方面. 研发室温具有超高热释电性能的铁电材料, 将显著提高热释电红外传感器的灵敏度, 是近年来电介质物理与材料研究的重点和热点之一.

目前实际应用的传统热释电材料还局限在 $\text{Pb}(\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x})\text{O}_3$ 、 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ 基陶瓷、 LiTaO_3 、TGS 单晶及其改性材料等^[1-3]. 这些材料或热释电系数、灵敏度偏低, 或工艺复杂、成本较高, 极大限制了高性能热释电器件的研制与应用. 如何通过新的物理特性调控方案获得优异热释电性能, 这是热释电红外传感器关键材料的核心问题. 在显微结构上, 铁电材料存在着异常丰富的极性结构, 这些跨尺度极性结构在空间上共存并相互作用, 形成了局域结构的不均匀性, 对铁电氧化物陶瓷的介电性能、居里温度、铁电性能、热释电性能等存在不同程度的影响^[4,5]. 基于多尺度极性结构的调控初步形成了开发高性能热释电材料的传统方案: 1) 通

* 国家自然科学基金 (批准号: 11874032, 52072178, 52202139)、中央高校基本科研业务费 (批准号: 30920041119, 30922010402)、中国博士后科学基金 (批准号: 2021M701716) 和江苏省“卓博计划” (批准号: 2022ZB248) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: stzhang@nju.edu.cn

‡ 通信作者. E-mail: yjwang@njust.edu.cn

过人工微结构与相界工程, 在室温附近构建不同铁电相共存的准同型相界、多型相变、三相共存点相界, 增强铁电畴活性, 降低极化反转的势垒, 促进极化转向, 进而提高热释电效应^[6,7]. 虽然通过相界工程可明显提高热释电性能, 但是相变温区较窄的热释电峰致使其温度稳定性较差. 尽管热释电红外器件一般都在室温或人体温度附近工作, 但在研磨、焊接、烘干等器件制造中难以避免高温过程, 从而需要其具备良好的温度稳定性. 2) 根据钙钛矿结构的缺陷化学特性, 通过组分设计, 掺杂引入电荷不平衡, 产生多种电荷补偿机制或者引入其他组元, 调制铁电相变, 提高铁电畴活性来提高热释电性能. 如低价离子 Cu^{2+} , Fe^{3+} , Cd^{3+} , Mg^{2+} , Al^{3+} 等取代 B^{4+} 的“硬”性掺杂, 以氧空位作为电荷补偿体, 可增大材料的矫顽场, 降低介电常数和介电损耗以增大优值因子, 但是室温附近的极性相之间的同尺度序构相互作用, 致使极化强度变化不大而导致热释电性能的提升程度有限^[8-11]. 3) 不依赖相界或相变, 仅通过改善陶瓷制备工艺, 如热压、放电等离子烧结、多孔陶瓷等来提高陶瓷的烧结特性、降低矫顽场和漏导, 优化热释电效应, 例如 BaTiO_3 薄膜和 $\text{BaSn}_{0.05}\text{Ti}_{0.95}\text{O}_3$ 多孔陶瓷等^[12-14]. 为了进一步提高铁电材料的热释电性能, 除了传统的性能优化思路以外, 还可以通过研制复合材料构建应力场调控热释电性能. 复合材料中的多种结构、功能基元可以使材料中能量状态相近的多尺度异质结构 (包括原子尺度、微观/介观尺度和宏观尺度) 能够在优化的集成结构或者亚稳态中达到功能特性的优势互补或相互促进. $\text{Pb}(\text{Nb}, \text{Zr}, \text{Sn}, \text{Ti})\text{O}_3$ 陶瓷是一种多组元、多结构的化合物, 通过 B 位离子组分设计可调控铁电相 (FE) 和反铁电相 (AFE) 相界, 在压力、温度、电场等外物理场诱导下易发生晶体结构相变从而表现出优异的热释电性能, 但是其准同型相界成分区间非常小, 且相变温度范围比较窄, 只有 2—3 °C^[15], 这对大规模工业生产中的精确成分控制和样品的性质均匀性提出了一定的挑战. 基于此, 在应力场理论基础上, 通过设计制备半导体/反铁电复合陶瓷, 构建铁电/反铁电相界, 能够丰富铁电畴的形态^[16]、影响铁电畴的翻转、产生铁电畴之间的耦合或者应变耦合^[17], 从而使材料整体功能特性增强或衍生出新奇的物理效应^[18,19].

基于上述分析, 本文以 $(1-x)\text{Pb}_{0.99}\text{Nb}_{0.02}[(\text{Zr}_{0.57}$

$\text{Sn}_{0.43})_{0.94}\text{Ti}_{0.06}]_{0.98}\text{O}_3:x\text{AlN}$ 复合陶瓷为研究对象, 紧密围绕热释电性能优化机理的关键科学问题展开研究, 结合复合材料的局域应力对电学性能的影响规律, 厘清局域应力-电畴-宏观性能的关联机制, 明确热释电性能的优化设计方案, 以期发展复合陶瓷诱导局域应力场调控材料电学性能的新思路, 为局域应力场、相结构演变以及热释电响应的物理机理提供有益的实验资料和理论支持, 也为实现热释电性能调控与优化以及传感器件应用奠定基础.

2 实验部分

2.1 实验材料

以分析纯试剂 PbO (99.9%), Nb_2O_5 (99.9%), ZrO_2 (99.9%), SnO_2 (99.5%), TiO_2 (99.5%) 为原料制备纯相 $\text{Pb}_{0.99}\text{Nb}_{0.02}[(\text{Zr}_{0.57}\text{Sn}_{0.43})_{0.94}\text{Ti}_{0.06}]_{0.98}\text{O}_3$ 基体陶瓷, 以 AlN 纳米颗粒 (麦克林 Macklin, 粒径约 50 nm) 为第二相.

2.2 复合陶瓷制备

$(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ 复合陶瓷的制备主要分为 2 步, 具体为:

1) PNZST 陶瓷样品的制备. 以分析纯试剂 PbO (99.9%), Nb_2O_5 (99.9%), ZrO_2 (99.9%), SnO_2 (99.5%), TiO_2 (99.5%) 为原料, 按照组分化学计量比称取原料, 置于玛瑙球磨罐中, 以无水乙醇为溶剂球磨 24 h, 在 100 °C 下烘干后, 在 900 °C 煅烧 5 h, 再次以无水乙醇为溶剂球磨、烘干. 掺入黏结剂聚四氟乙烯 (PVA), 置于研钵中研磨 30 min, 经 200 目筛子过筛获得粒径均匀的粉体. 在 450 MPa 压力下压制成直径为 10 mm 的圆形坯体. 坯体置于箱式炉中, 排胶温度为 600 °C, 保温时间为 2 h, 以 3 °C/min 的速率升温至 1200—1250 °C 烧结保温 2 h, 获得 PNZST 陶瓷.

2) 复合陶瓷制备. 首先为提高 PNZST 相稳定性, 将煅烧得到的粉体在 1200 °C 进行预烧结并保温 2 h, 经球磨 24 h、烘干, 用于复合陶瓷制备. 其次, 按照 PNZST 和 AlN 的摩尔比例 ($x = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) 称取预烧结获得的 PNZST 粉体和 AlN 纳米粉体, 球磨 24 h, 烘干, 掺入黏结剂聚四氟乙烯 (PVA), 在 400 MPa 压力下压制成直径为 10 mm 的坯体. 坯体置于箱式炉中进行排胶, 排胶温度为 600 °C, 保温时间为 2 h. 将排胶完后的坯

体置于箱式烧结炉中,并以相同组分的粉体为保护气氛,以 9—10 °C/min 的速率升温至 1050—1100 °C 烧结保温 1 h,获得 PNZST:AlN 复合陶瓷.

2.3 表征方法

微观结构表征方面,利用德国 Bruker-AXS D8 Advance 型 X 射线衍射仪 (XRD) 测试物相结构, X 射线源为 Cu K α 线,扫描范围 2θ 为 20°—80°. 利用美国 XSR104 Mettler Toledo 型密度仪测试陶瓷密度. 利用德国 Gemini450 Zeiss 型扫描电子显微镜 (SEM) 对陶瓷断面进行形貌观测和分析,并用其配备的能量色散 X 射线谱仪 (EDS) 分析陶瓷样品的元素分布.

宏观电学性能表征方面,利用美国 Radiant Premier II 型铁电测试仪测试样品的铁电回线和电流面密度曲线. 利用阻抗分析仪 (HP4294A) 测试样品的介电常数和损耗随温度的变化曲线. 利用带有 Keithley 6485 皮安表的热释电测试仪 (PKS PIV17T) 测试极化后样品的热释电性能. 为了计算品质因子 (FOMs) 值,利用美国 DSC 测试仪 (TA Q2000) 在氮气气氛下进行测量,加热或冷却速率为 5 °C/min. 利用 DARTSSPFM 模式的高压封装的压电力显微镜 (PFM, Asylum Research, Cypher VRS) 对陶瓷样品进行铁电畴结构表征,驱动电压为 0.5 V.

3 结果与讨论

3.1 微观形貌与结构分析

图 1 所示为不同组分的 $(1-x)$ PNZST: x AlN ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) 复合陶瓷的 X 射线衍射 (XRD) 谱. 从图 1 可以看出,主晶相 $x = 0$ 的陶瓷样品具有结晶性良好的纯相钙钛矿结构. 随着 AlN 的加入, $x > 0$ 的陶瓷样品出现次晶相 AlN 相 (JCPDS 76-0565) 和 Al $_2$ O $_3$ 相 (JCPDS 71-1125) 的衍射峰 (为了便于进行比较, AlN 的标准衍射峰在底部用荧光绿垂直线表示, Al $_2$ O $_3$ 的标准衍射峰在底部用洋红色垂直线表示),表明其形成了复相结构而不是固溶体. 其中,在高温富氧环境下, AlN 易分解生成 Al $_2$ O $_3$, AlN 是一种极性半导体,具有纤锌矿结构,属于六方晶系; Al $_2$ O $_3$ 是半导体,属于三方晶系 [20]. 随着 AlN 含量的增大, AlN 和 Al $_2$ O $_3$ 的衍射峰强也逐渐增大. 从 XRD 图谱还可

以发现两个信息: 1) 随着 AlN 含量的增大,衍射峰逐渐向低角度方向移动,这是由于次晶相半导体 AlN 和 Al $_2$ O $_3$ 分布在晶界位置,对主晶相陶瓷颗粒造成挤压,从而对陶瓷结构造成明显的晶格膨胀行为,一般当反铁电-铁电相变发生时,晶胞的体积膨胀,而铁电-反铁电相变发生时,晶胞体积收缩 [21]; 2) 随着 AlN 含量的增大,陶瓷样品的 (111) 和 (200) 衍射峰形也发生了明显的变化,其中 (111) 衍射峰从单峰逐渐劈裂为双峰,即三方铁电相的生成,而 (200) 衍射峰的劈裂逐渐减小,即四方反铁电相含量的降低,表明 AlN 的加入促使陶瓷从四方反铁电相向三方铁电相转变.

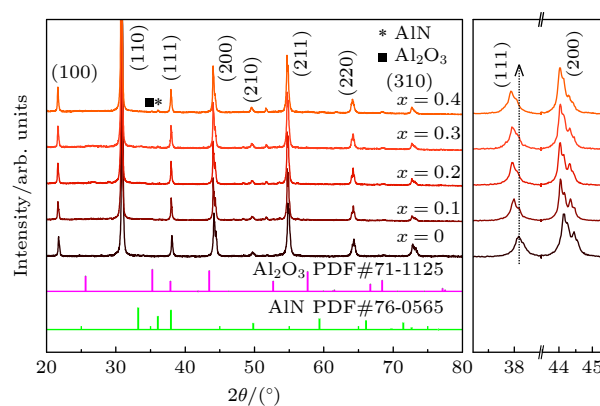


图 1 不同组分的 $(1-x)$ PNZST: x AlN ($x = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) 复合陶瓷的 XRD 谱和 (111) 与 (200) 衍射峰的放大图谱
Fig. 1. XRD patterns of $(1-x)$ PNZST: x AlN ($x = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) ceramics, enlarged (111) and (200) diffraction peaks.

图 2 为 $(1-x)$ PNZST: x AlN 复合陶瓷的 SEM 断面形貌图像. 从图 2(a)—(e) 可知,在 $x = 0$ 的样品中,晶粒尺寸较大且不均匀,随着 AlN 含量则增大,陶瓷晶粒逐渐致密. 当 $x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4 时,块体陶瓷样品的密度分别为 7.964, 7.329, 6.965, 6.745 和 6.376 g/cm 3 ,其相对密度均在 96% 以上,表明复合陶瓷具有良好的致密性,随着 AlN 含量的增大,复合陶瓷的密度逐渐降低,其原因可归于 AlN 相对较低的密度 (~ 3.260 g/cm 3). 使用 Nano Measurer 软件计算陶瓷的平均晶粒尺寸随 AlN 含量的变化如图 2(f) 所示, $x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4 的陶瓷平均晶粒尺寸分别为 0.86, 0.75, 0.72, 0.68 和 0.86 μ m,可以发现平均晶粒尺寸呈现先减小后增大的趋势,这是由于当 $x \leq 0.3$ 时,大部分第二相半导体颗粒团聚在晶界位置,阻碍了

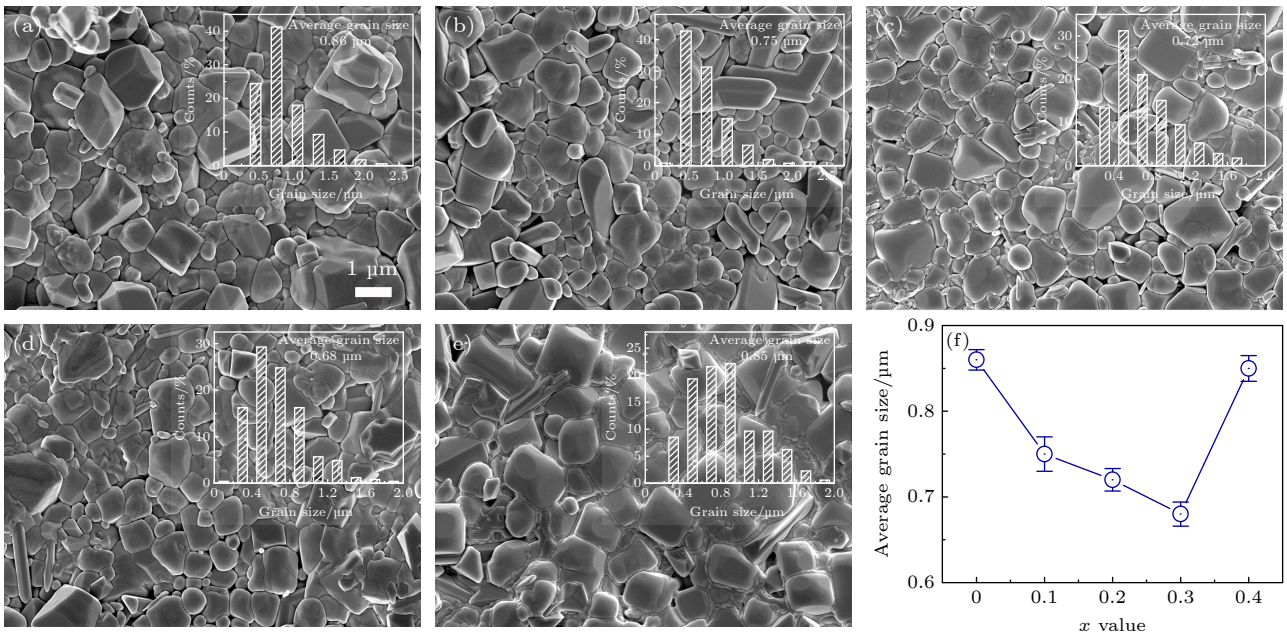


图2 (1-x)PNZST:xAlN ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4) 陶瓷的 (a)–(e) SEM 图像和 (f) 晶粒尺寸分布 (a) $x = 0$; (b) $x = 0.1$; (c) $x = 0.2$; (d) $x = 0.3$; (e) $x = 0.4$; (f) 平均晶粒尺寸随 AlN 含量变化的关系
 Fig. 2. The SEM images (a)–(e) and grain size distribution (f) of (1-x)PNZST:xAlN: (a) $x = 0$; (b) $x = 0.1$; (c) $x = 0.2$; (d) $x = 0.3$; (e) $x = 0.4$; (f) the composition dependence of average grain size.

主晶相颗粒的进一步长大, 导致晶粒细化; 而当 $x > 0.3$ 时, 如图 2(e) 所示复合陶瓷表现出熔融现象, 这是由于烧结温度过高而产生液相烧结促进了晶粒的进一步长大. 晶粒尺寸的变化也会导致陶瓷材料物理化学性质发生相应的改变. 一般而言, 晶粒尺寸与畴尺寸密切相关, 随着晶粒尺寸的降低, 铁电畴的尺寸也会降低, 从而降低畴翻转时的夹持作用, 提高电畴响应速度, 而提高铁电性能 [22,23].

为进一步证明复合陶瓷的形成, 图 3 所示为 0.9PNZST:0.1AlN 复合陶瓷的元素面扫描能谱图像. 从图 3 可以看出, Pb, Nb, Zr, Ti 和 O 等元素共同占据了相同三维 (3D) 连接区域的颗粒位置, 而 Al 和少量 O 元素占据了零维 (0D) 孤立区域位置, 表明大多数零维 (0D) 孤立的不规则的 AlN 和 Al_2O_3 颗粒分布于三维 (3D) 连接的 PNZST 陶瓷的晶界处, 证明半导体颗粒和反铁电陶瓷形成了 0-3 型复合结构, 与 XRD 结果相一致. 值得注意的是元素 N 也同样分布在三维网络连接颗粒的位置, 原因一是 AlN 在高温富氧环境下分解生成 Al_2O_3 , 导致复合材料中 N 元素的含量大幅度降低所致; 二是 EDS 在测试轻元素 (H, He, N 等) 时, 由于这些元素的能量较低, 无法检测出其准确分布而导致的, 这与文献 [24,25] 报道的结果相一致.

为观察 AlN 的加入对反铁电陶瓷畴结构的影

响, 通过压电力显微镜 (PFM) 测试了样品的铁电畴微观形貌及其与施加电场的关系. 铁电畴的观察是基于铁电材料的逆压电效应来获取信号, 当交变电场通过探针施加到抛光陶瓷表面时, 会引起样品表面的起伏振荡, 继而通过锁相放大器解出代表压电相应的振幅信号和铁电畴极化方向的相位角信号. 电畴的微结构组态、动力学演变等对铁电材料的宏观电学性能有着重要影响, 是铁电材料最重要的组成部分. 由于铁电畴的极化方向常与特定的晶格畸变和离子位移联系在一起, 因此一些极化翻转也伴随着应力的产生以及相应的畴转变. 图 4 所示为 (1-x)PNZST:xAlN ($x = 0$ 和 0.1) 复合陶瓷在不同驱动电压下的振幅图和相位图, 扫描范围为 $5 \mu\text{m} \times 5 \mu\text{m}$. 通过探针先后施加 10, 20, 30 和 40 V 电压对图中 $3 \mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$ 区域进行扫描, 在每次极化后, 利用压电响应模式对施加电压区域进行扫描成像, 获得与极化电压相关的畴翻转信息. 从图 4 可以看出, 对于 $x = 0$ 的陶瓷样品, 随着驱动电压的增大, 尽管振幅图出现明显的颜色衬度的变化, 但是相位图并没有明显的畴翻转的迹象, 即 $x = 0$ 的样品由于其室温反铁电特性显示几乎没有可翻转的铁电畴, 这与文献 [26–28] 报道的结果一致. 而对于 $x = 0.1$ 的陶瓷样品, 当外加电场为 20 V 时就观测到明显电畴翻转的迹象, 深紫色区

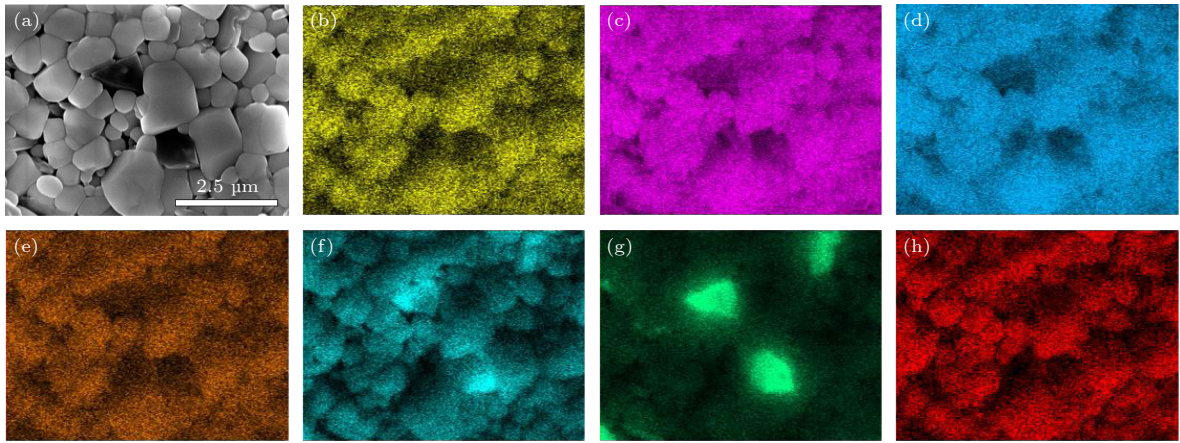


图3 0.9PNZST:0.1ZnO的(a) SEM图像; (b)–(h) Pb, Nb, Zr, Ti, O, Al和N元素分布(比例尺: 2.5 μm)

Fig. 3. Typical SEM micrograph (a) and element distribution of Pb, Nb, Zr, Ti, O, Al and N (b)–(h) for 0.9PNZST:0.1ZnO (scale bar: 2.5 μm).

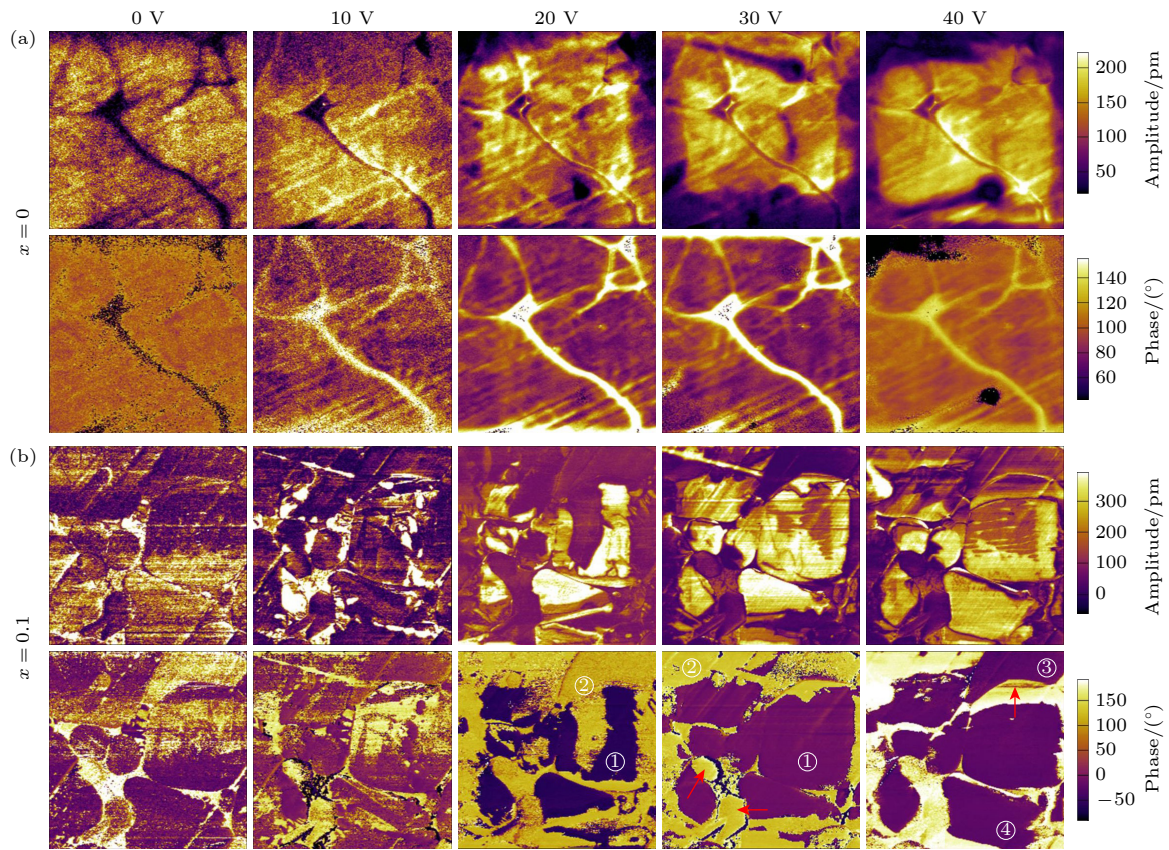


图4 (1-x)PNZST:xAlN陶瓷在直流电压为0, 10, 20, 30和40 V极化后的室温振幅图和相位图 (a) $x = 0$; (b) $x = 0.1$

Fig. 4. Room temperature out-of-plane amplitude and phase images of (1-x)PNZST:xAlN ceramics after poling with the DC voltage of 0, 10, 20, 30 and 40 V: (a) $x = 0$; (b) $x = 0.1$.

域①扩张, 亮黄色区域②收缩, 表明施加电场可实现铁电畴的翻转, 扫描区域深紫色衬度①的畴是正畴(极化方向朝下, 指向底电极), 扫描区域亮黄色衬度②的畴是负畴(极化方向朝上). 随着外加电场的增加, 正畴区域继续扩张, 形成明显的“岛”状畴, 当在 30 V 以上的时候, 铁电畴完全翻转, 进一步

表明在外加电场作用下, 其电畴发生翻转, 极化方向与电场方向一致, 均为垂直于表面极化方向向下, 并且随着电场的增加, 畴翻转越明显. 值得注意的是, 电场施加区域部分晶粒未表现出任何变化, 如图4中红色箭头所指颗粒, 结合 XRD 和元素面扫描能谱结果分析, 被认为是第二相半导体颗

粒. 此外, 还可以注意到, 对于 $x = 0.1$ 的陶瓷样品进行 30 V 以下极化的扫描范围之外的区域, 施加电场区域以外的畴衬度没有发生明显变化, 而经过 40 V 极化后, 极化区域外的部分颗粒表现出明显的畴翻转, 如图中区域③和④, 这是由于探针施加的电压过大, 由于边沿效应导致在非扫描区域产生的电场强度大于该区域的矫顽场, 从而引起铁电畴的翻转. PFM 的测试结果表明 AlN 的加入使反铁电畴演变为铁电畴, 同时也表明了室温铁电相的生成. 这是由于 AlN (其热膨胀系数为 $4.5 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) 和 Al_2O_3 (其热膨胀系数为 $8.8 \times 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) 与主晶相反铁电体之间热膨胀系数的失配产生局域应力场, 在应力场的作用下, 陶瓷在升降温过程中对陶瓷颗粒产生应力致使晶胞体积膨胀, 这种体积膨胀会在反铁电体中产生离子位移, 并形成自发的铁电畴结构, 在电场的作用下使反向平行的偶极子转为平行排列, 从而形成宏观的铁电态.

3.2 宏观电学性能分析

为观测复合陶瓷的介电响应以及获得准确的温度驱动的铁电-反铁电相转变温度 $T_{\text{FE-AFE}}$ 值, 图 5 给出了极化后的 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{ZnO}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4) 陶瓷样品在 1, 10, 100 和

1000 kHz 时的介电常数 (ϵ_r-T) 和介电损耗 ($\tan\delta-T$) 与温度的关系, 以及由此获得的不同组分的 $T_{\text{FE-AFE}}$. 从图 5 可以看出: 1) 对于 $x = 0$ 的陶瓷样品, 介电常数随温度的升高出现两个介电峰, 并且介电峰对应的温度基本不随频率变化, 第 1 个介电峰在 114 $^\circ\text{C}$, 第 2 个介电峰在 160 $^\circ\text{C}$, 根据 $\text{Pb}(\text{Nb}, \text{Zr}, \text{Sn}, \text{Ti})\text{O}_3$ 相图反铁电-铁电相区的具体分布以及关于反铁电相-多胞顺电相-简单顺电相的系列转变 [28-30], 认为在 114 $^\circ\text{C}$ 的介电峰为反铁电相向多胞顺电相转变温度, 在 160 $^\circ\text{C}$ 的介电峰为多胞顺电相向简单顺电相转变温度. 随着 AlN 的加入, 复合陶瓷的介电温谱出现了第 3 个介电异常峰, 当 $x = 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4 时, 该介电异常峰对应的温度分别是 30 $^\circ\text{C}$, 40 $^\circ\text{C}$, 58 $^\circ\text{C}$ 和 73.0 $^\circ\text{C}$, 根据上述 XRD 和 SEM 的结果, 以及对畴结构演变的结果分析, 可以知道这归因于温度驱动的铁电-反铁电相转变所引起的介电异常峰. 由于铁电-反铁电相转变过程中快速释放束缚电荷从而产生强大的电流, 其极化强度变化剧烈, 从而产生尖锐、陡峭的介电峰, 这有助于获得优异的热释电性能. 从 $T_{\text{FE-AFE}}$ 随组分的变化关系还可以看出, 随着 AlN 含量的增大, $T_{\text{FE-AFE}}$ 逐渐向高温方向移动, 表明 AlN 含量的增大有助于提高铁电态的温度稳定性.

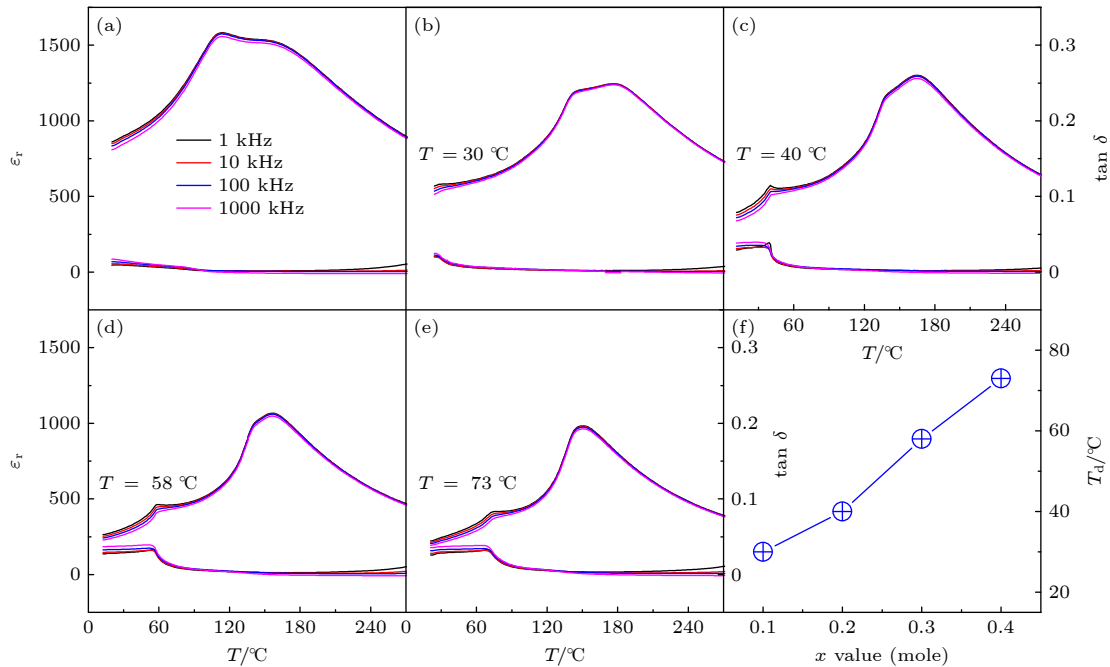


图 5 (a)–(e) 不同组分 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) 陶瓷样品极化后的介电温谱和 (f) 铁电-反铁电相转变温度 $T_{\text{FE-AFE}}$

Fig. 5. Temperature-dependent dielectric properties (a)–(e) and the composition dependent $T_{\text{FE-AFE}}$ (f) of $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4$) composite.

2) 反铁电相-多胞顺电相的转变温度从 $x = 0$ 组分的 $114\text{ }^\circ\text{C}$ 升直到 $x = 0.3$ 组分的 $140\text{ }^\circ\text{C}$, 随着 AlN 含量的增大呈现升高的趋势, 这可能是由于随着 AlN 含量的增大, 复合陶瓷中铁电微区的数量增多, 反铁电微区数量相应减少, 从而提高了反铁电向多胞顺电相转变温度^[29]; 而多胞顺电相-简单顺电相的转变温度从 $x = 0$ 组分 $160\text{ }^\circ\text{C}$ 变化至 $x = 0.3$ 组分的 $157\text{ }^\circ\text{C}$, 相变温度变化不大, 表明 AlN 的加入对反铁电高温相结构几乎没有影响. 除此之外, 还可发现反铁电相-多胞顺电相变峰和多胞顺电相-简单顺电相变峰逐渐合并在一起, 尤其在 $x = 0.4$ 时几乎合并在一起, 这是由于铁电相含量的进一步增大缩短了多胞顺电相-简单顺电相变温区的范围. 3) 随着 AlN 含量的增大, 整个温度范围内的介电常数 ε_r 呈现降低的趋势, 这是由于 PNZST 的相对含量减小的缘故.

图 6 为 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4) 陶瓷在室温不同电场下的极化强度-电场 (P - E) 和电流面密度-电场 (J - E) 曲线, 测试频率为 1 Hz . 从图 6 可以看出, $x = 0$ 的陶瓷样品呈现出饱和的双矩形极化强度-电场 (P - E) 和 4 个峰电流面密度-电场 (J - E) 曲线, 基于反铁电体中相邻晶格中离子位移的自发极化方向相反, 大小相等, 致使离子电偶极矩相互抵消, 这使得反铁电材料在宏观上不表现出自发极化, 但在较大的外电场作用下, 反向平行的偶极子可转为平行排列, 此物理过

程称为电场诱导的“反铁电-铁电”(antiferroelectric-ferroelectric, AFE-FE) 相变, 当撤销外电场后, 又恢复至初始的反铁电态, 从而使其极化强度-电场 (P - E) 曲线表现出“双电滞回线”的特征^[21]. 随着 AlN 的加入, $x = 0.1$ 的复合陶瓷表现出亚稳铁电态结构特征, 随着电场的增大, 极化强度-电场 (P - E) 曲线从“双电滞回线”转变成“束腰”状, 意味着反铁电性的减弱和铁电性的增强, 其剩余极化强度 P_r 从初始态 0 增大到 $18.2\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$, 反铁电-铁电相转变的极化电流峰也逐渐靠近零场, 表明该样品是反铁电和铁电相共存的状态. 因其亚稳铁电态, 故只能在一定条件下存在, 对外物理场 (电场、温度和应力) 的变化比较敏感. 随着 AlN 含量的进一步增大, $x \geq 0.2$ 的复合陶瓷呈现饱和的矩形 P - E 和双峰 J - E 曲线, 表现出完全地铁电体的结构特征, 随着施加电场的增大, 铁电回线的矩形度越来越饱和, 剩余极化强度 P_r 和最大极化强度 P_{max} 也不断增大, 表明铁电性的增强. 当 $x = 0.2$ 时, $P_r = 18.1\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$, $P_{\text{max}} = 30.5\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$; 当 $x = 0.3$ 时, $P_r = 13.2\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$, $P_{\text{max}} = 24.4\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$; 当 $x = 0.4$ 时, $P_r = 14.2\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$, $P_{\text{max}} = 27.6\text{ }\mu\text{C}/\text{cm}^2$. 可以发现随着 AlN 含量的增大, 极化强度整体呈现降低的趋势, 其原因归于主晶相 PNZST 的相对含量减小. 主晶相和第二相半导体的热膨胀系数的差异导致反铁电体在烧结温度冷却时产生应力, 这种应力场诱导反铁电-铁电相变, 第二相半导体颗

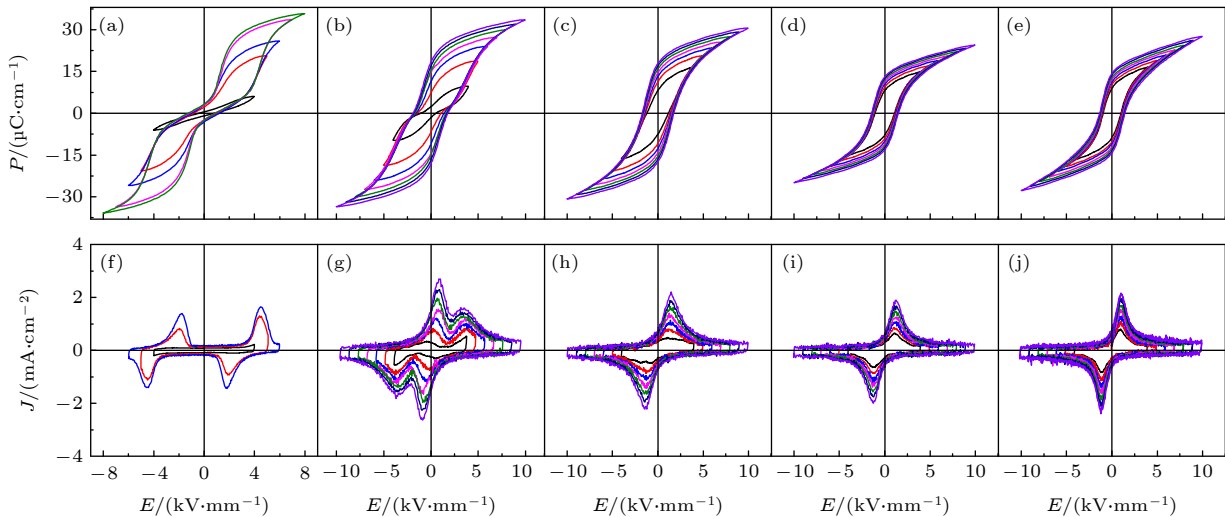


图 6 不同组分 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ 陶瓷样品在室温不同电场下的 P - E (a)–(e) 和 J - E (f)–(j) 曲线 (a), (f) $x = 0$; (b), (g) $x = 0.1$; (c), (h) $x = 0.2$; (d), (i) $x = 0.3$; (e), (j) $x = 0.4$

Fig. 6. Electric field-dependent P - E loops (a)–(e) and J - E (f)–(j) curves of $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ composite at room temperature: (a), (f) $x = 0$; (b), (g) $x = 0.1$; (c), (h) $x = 0.2$; (d), (i) $x = 0.3$; (e), (j) $x = 0.4$.

粒分布在晶界位置对陶瓷内部产生体积膨胀, 这种体积膨胀会在反铁电 PNZST 陶瓷内产生离子位移, 并形成自发的铁电畴结构, 从而形成宏观的铁电态.

为观察应力诱导的铁电相的温度稳定性, 图 7 所示为不同组分 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ ($x = 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4) 陶瓷样品在不同温度下的 P - E 和 J - E 曲线. $x = 0.1$ 的陶瓷样品在 $50\text{ }^\circ\text{C}$ 以下依然表现出亚稳铁电态的结构特征, 随着温度的升高, 自由能增大, 铁电态的稳定性降低, 在温度的诱导下, 又重新恢复到电偶极矩相互抵消的反铁电态, 在这一温度附近, 极化强度发生急剧变化, 致使其介电和热释电性能也呈现出异常的改变. 当温度达到 $50\text{ }^\circ\text{C}$ 以后, 初始态完全转变成反铁电态, 表明在 $25\text{--}50\text{ }^\circ\text{C}$ 围内, 该复合陶瓷是铁电和反铁电共存状态, 如图 7(a) 和 (e) 所示. 对于 $x = 0.2$ 和 0.3 的复合陶瓷, 当温度分别达到 $100\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $125\text{ }^\circ\text{C}$ 以上时, 其铁电回线又转变为双铁电回线的 P - E 曲线和 4 个极化电流峰的 J - E 曲线, 这是由于铁电态的极化有序性受高温影响, 产生了热扰动, 热扰动破坏了材料中偶极子的有序方向, 降低了偶极子之间的相互作用, 引起大量的有序排列的偶极子从与极化方向一致的排列方式转变成反铁电相中反平行的排列方式, 从而导致铁电-反铁电相转变. 随着 AlN 含量的进一步增大, 铁电态的温度稳定性进一

步升高, 当 $x = 0.4$ 时, 在整个测试温度范围内, 都依然维持良好铁电态. 但是随着测试温度的升高, 极化强度 P_r 呈现逐渐降低的趋势, 这是由于温度升高使吉布斯自由能中熵的作用增强, 体系无序度增大, 电偶极子取向更加混乱, 致使极化强度降低.

为了观察铁电-反铁电相变以及应力诱导的铁电相的温度稳定性对热释电性能的影响, 图 8 为不同组分 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ ($x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4) 陶瓷样品的热释电系数随温度的变化关系. 热释电效应的强弱可用热释电系数 p 来表示, $p = dP_s/dT$, 其数值大小取决于自发极化强度 P_s 随温度的变化率. 对于 $x = 0$ 的陶瓷样品, 由于其反铁电特性, 热释电系数在整个测试温度测量范围一直近乎为 0, 没有表现出热释电效应. 但是 $x \geq 0.1$ 的复合陶瓷在较宽的温度范围内均表现出具有较大的热释电系数, 这与其介电和铁电测试结果相一致. 其中两个重要特征值得强调: 1) 随着 AlN 含量的增大, 热释电系数峰逐渐向高温方向移动. 当 $x = 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4 时, 峰值温度和热释电系数 p 分别为 $37\text{ }^\circ\text{C}$, $3.3 \times 10^{-5}\text{ C}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$; $45\text{ }^\circ\text{C}$, $6.1 \times 10^{-3}\text{ C}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$; $58\text{ }^\circ\text{C}$, $5.4 \times 10^{-3}\text{ C}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$; $73\text{ }^\circ\text{C}$, $2 \times 10^{-3}\text{ C}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$. 由此可见在宽的组分范围内具有可调的热释电峰值. 2) 所有复合陶瓷样品在较宽的温度范围内均保持较高的热释电系数, 具体而言, $x = 0.1, 0.2, 0.3$ 和 0.4 复合陶瓷对应半

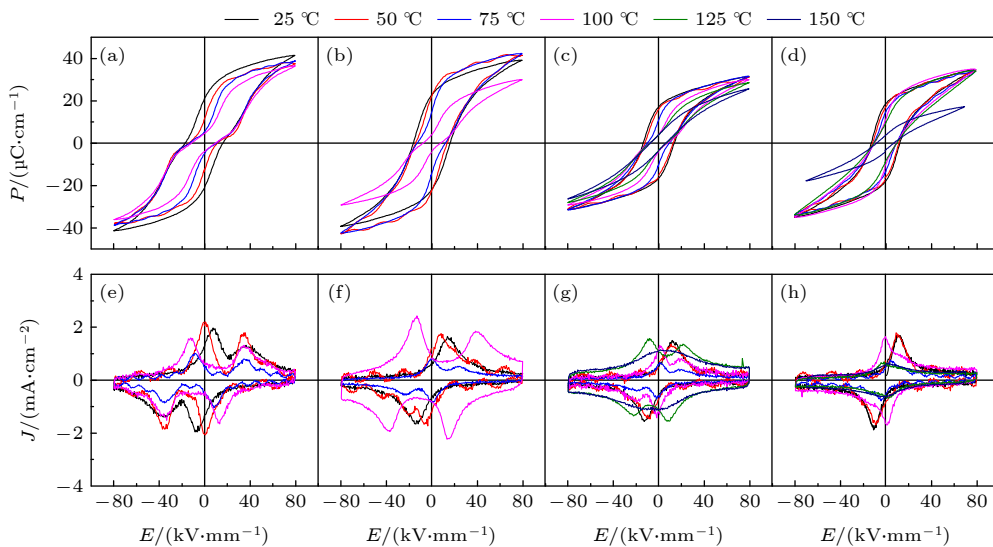


图 7 不同组分 $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ 陶瓷样品在不同电场下的 P - E (a)—(d) 和 J - E (e)—(h) 曲线 (a), (e) $x = 0.1$; (b), (f) $x = 0.2$; (c), (g) $x = 0.3$; (d), (h) $x = 0.4$

Fig. 7. Temperature-dependent P - E loops (a)—(d) and J - E curves (e)—(h) of $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$ composite at room temperature: (a), (e) $x = 0.1$; (b), (f) $x = 0.2$; (c), (g) $x = 0.3$; (d), (h) $x = 0.4$.

高峰宽分别为 19 °C, 11 °C, 11 °C 和 25 °C. 而一般的热释电陶瓷由于相变温区比较窄, 其半高峰宽普遍低于 5 °C^[15,31–33], 因此该复合陶瓷在较宽的温度范围内具有良好的温度稳定性.

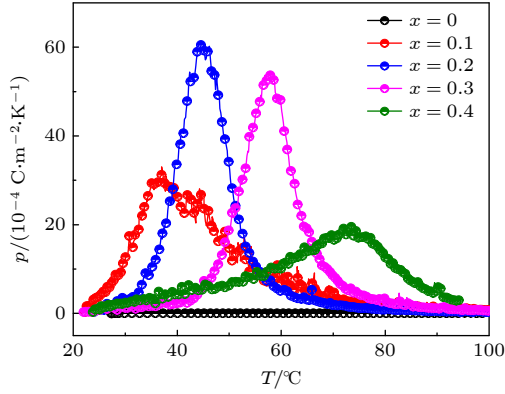


图 8 不同组分 (1-x)PNZST:xAlN (x = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4) 陶瓷样品随温度变化的热释电系数值

Fig. 8. Temperature-dependent pyroelectric coefficient of (1-x)PNZST:xAlN (x = 0, 0.1, 0.2, 0.3 and 0.4) composite.

热释电材料性能的强弱除了与热释电系数有关以外, 还受材料的介电常数、介电损耗以及比热容等的影响. 评价热释电材料在红外传感器应用中表现优劣的重要参数是材料优值因子 FOMs, 即电流优值因子 F_i 、电压优值因子 F_v 和探测率优值因子 F_d .

对于电流型红外探测器, 其电流响应与 F_i 成正比, F_i 表示为

$$F_i = p/C_v. \quad (1)$$

对于电压型红外探测器, 其电压响应与 F_v 成正比, F_v 表示为

$$F_v = p/(C_v \epsilon_r \epsilon_0). \quad (2)$$

而噪声主要来自热释电敏感元件的介电损耗, 其比探测率正比于探测率优值 F_d , 其表达式为

$$F_d = \frac{p}{C_v \sqrt{\epsilon_r \epsilon_0 \tan \delta}}. \quad (3)$$

这里, C_v 是材料的体积比热容, ϵ_r 为相对介电常数, ϵ_0 为真空介电常数, $\tan \delta$ 为介电损耗. 从 (1)–(3) 式可以看出, 高器件响应需要热释电材料具备低介电常数、低介电损耗、低比热容和高的热释电系数等. 在本研究中, 计算可得 $x = 0.1$ 的复合陶瓷样品在近人体温度附近的 FOMs 优值因子为: $F_v = 0.613 \text{ m}^2/\text{C}$, $F_d = 4.4 \times 10^{-4} \text{ Pa}^{-1/2}$, $F_i = 3.16 \times 10^{-9} \text{ m}/\text{V}$, 表现出优异的热释电性能. 表 1 所列为在 20–40 °C 下本文与文献 [1,2,11,34–40] 报道的热释电材料性能的比较, 通过对比可发现, 0.9PNZST-0.1AlN 复合陶瓷的热释电性能远优于其他单晶、薄膜或陶瓷材料, 且在室温宽温域范围内具有良好的温度稳定性.

表 1 PNZST:AlN 复合陶瓷与其他已报道的无铅材料和 PZT 基材料的热释电性能参数比较

Table 1. Comparison of the pyroelectric parameters of PNZST:AlN ceramics, other reported lead-free materials and PZT-based materials.

材料组成	介电常数 ϵ_r	介电损耗 $\tan \delta$	热释电系数 $p/$ ($10^{-4} \text{ C} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$)	电流优值因子 $F_i/$ ($10^{-10} \text{ m} \cdot \text{V}^{-1}$)	电压优值因子 $F_v/$ ($10^{-2} \text{ m}^2 \cdot \text{C}^{-1}$)	探测率优值因子 $F_d/$ ($10^{-5} \text{ Pa}^{-1/2}$)	文献
TGS	55	0.025	5.5	2.12	43	6.1	[1]
LiTaO ₃ crystal	47	0.0005	2.3	0.72	17	15.7	[1]
PVDF	11	0.02	0.3	0.13	13.4	0.9	[35]
BNT-BT	403	0.011	2.42		2.68	1.53	[2]
BNT-BT-ST	1278	0.109	5.7	2.08	1.8	0.589	[2]
PLZT	511	0.014	4.0	1.66	3.6	2.07	[36]
KNN-BKT	980	0.035	2.18	0.994	1.14	0.57	[37]
BNT-BA-KNN	514	0.029	3.7	1.32	2.89	1.15	[38]
BCT-BST	3500	0.025	2.05	1	0.32	0.41	[39]
CSBN	328	0.033	1.24	0.6	2.03	0.61	[40]
PZT-based	290	0.0027	3.8		6.0	5.8	[2]
KBT-BT-NBT	660	0.23	2.58	0.92	1.5	0.53	[34]
PIMNT film	2824	0.004	8.5	3.40	1.4	1.03	[11]
x = 0.1	583.6	0.01	33.0	31.6	61.3	44.0	本工作

4 结 论

通过采用两步固相反应烧结法,设计制备了 0-3 型 PNZST:AlN 复合陶瓷,研究了复合陶瓷的微观结构与铁电、介电和热释电性能. 结果表明,第二相半导体分布在主晶相反铁电体的晶界位置,由于两者之间热膨胀系数的失配形成局域应力场,导致体积膨胀,从而引起晶体结构发生变化,这种体积膨胀会在反铁电 PNZST 基体中产生离子位移,并产生自发的铁电畴结构,在电场的作用下使反向平行的偶极子转为平行排列,从而形成宏观的铁电状态,构建了室温附近铁电-反铁电相界,继而在温度的诱导下,在宽的温度范围内获得优异的热释电系数 p 以及优值参数 FOMs,为热释电探测器的应用奠定了基础.

参考文献

- [1] Liu Z, Lu T, Dong X, Wang G, Liu Y 2021 *IEEE Trans. Ultrason. Ferr.* **68** 242
- [2] Jia J, Guo S, Yan S, Cao F, Yao C, Dong X, Wang G 2019 *Appl. Phys. Lett.* **114** 032902
- [3] Whatmore R W 1986 *Rep. Prog. Phys.* **49** 1135
- [4] Wang Y, Yuan G, Luo H, Li J, Viehland D 2017 *Phys. Rev. Appl.* **8** 034032
- [5] Domingo N, Bagués N, Santiso J, Catalan G 2015 *Phys. Rev. B* **91** 094111
- [6] Pandya S, Wilbur J, Kim J, Gao R, Dasgupta A, Dames C, Martin L W 2018 *Nat. Mater.* **17** 432
- [7] Yang M M, Luo Z D, Mi Z, Zhao J, Sharel P E, Alexe M 2020 *Nature* **584** 377
- [8] Guo S B, Yan S G, Cao F, Yao C H, Wang G S, Dong X L 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 127708 (in Chinese) [郭少波, 闫世光, 曹菲, 姚春华, 王根水, 董显林 2020 物理学报 **69** 127708]
- [9] Xu Y Q, Wu N J, Ignatiev A 2000 *J. Appl. Phys.* **88** 1004
- [10] Zhang S, Lebrun L, Jeong D Y, Randall C A, Zhang Q, Shrout T R 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 9257
- [11] Huang X, Tang Y, Wang F, Ming Leung C, Zhao X, Qin X, Wang T, Duan Z, Wu Y, Wang J, Shi W 2022 *J. Am. Ceram. Soc.* **105** 327
- [12] He H, Lu X, Hanc E, Chen C, Zhang H, Lu L 2020 *J. Mater. Chem. C* **8** 1494
- [13] Song K, Ma N, Mishra Y K, Adelung R, Yang Y 2019 *Adv. Electron. Mater.* **5** 1800413
- [14] Srikanth K S, Singh V P, Vaish R 2017 *J. Eur. Ceram. Soc.* **37** 3943
- [15] Patel S, Weyland F, Tan X, Novak N 2018 *Energy Technology* **6** 865
- [16] Li L, Liu H, Wang R X, Zhang H, Huang H, Lu M H, Zhang S T, Jiang S, Wu D, Chen Y F 2020 *J. Mater. Chem. C* **8** 7820
- [17] Liu B, Li L, Zhang S T, Zhou L, Tan X 2022 *J. Am. Ceram. Soc.* **105** 794
- [18] Riemer L M, Lalitha K V, Jiang X, Liu N, Dietz C, Stark R W, Groszewicz P B, Buntkowsky G, Chen J, Zhang S T, Rodel J, Koruza J 2017 *Act. Mater.* **136** 271
- [19] Yin J, Wang Y, Zhang Y, Wu B, Wu J 2018 *Act. Mater.* **158** 269
- [20] Tabary P, Servant C, Alary J A 2000 *J. Eur. Ceram. Soc.* **20** 913
- [21] Tian Y, Jin L, Feng Y J, Zhuang Y Y, Xu Z, Wei X 2017 *Prog. Phys.* **37** 155 (in Chinese) [田野, 靳立, 冯玉军, 庄永勇, 徐卓, 魏晓勇 2017 物理学进展 **37** 155]
- [22] Wang H, Jiang B, Thomas R S, Cao W 2004 *IEEE Trans. Ultrason. Ferr.* **51** 908
- [23] Lee H J, Zhang S, Luo J, Li F, Shrout T R 2010 *Adv. Funct. Mater.* **20** 3154
- [24] Shen M, Hu Z, Qiu Y, Qiu S, Li M Y, Zhang G, Zhang S, Yang Z, Kagawa F, Jiang S 2019 *J. Eur. Ceram. Soc.* **39** 5243
- [25] You D, Tan H, Yan Z, Gao H, Chen S, Ma W, Fan P, Tran N M, Liu Y, Salamon D, Zhang H 2022 *ACS Appl. Mater. Inter.* **14** 17652
- [26] Tan X, Frederick J, Ma C, Aulbach E, Marsilius M, Hong W, Granzow T, Jo W, Rödel J 2010 *Phys. Rev. B* **81** 014103
- [27] Tan X, Jo W, Granzow T, Frederick J, Aulbach E, Rödel J 2009 *Appl. Phys. Lett.* **94** 042909
- [28] Frederick J, Tan X, Jo W 2011 *J. Am. Ceram. Soc.* **94** 1149
- [29] He H, Tan X 2007 *J. Phys. Condens. Matter.* **19** 136003
- [30] Tan X, Frederick J, Ma C, Jo W, Rodel J 2010 *Phys. Rev. Lett.* **105** 255702
- [31] Yang X, Zhuo F, Wang C, Liu Y, Wang Z, He C, Long X 2020 *Act. Mater.* **186** 523
- [32] Li S, Nie H, Wang G, Liu N, Zhou M, Cao F, Dong X 2019 *J. Mater. Chem. C* **7** 4403
- [33] Zhou M, Liang R, Zhou Z, Dong X 2019 *J. Am. Ceram. Soc.* **103** 193
- [34] Thakre A, Maurya D, Kim D Y, Kim Y, Sriboriboon P, Yoo I R, Priya S, Cho K H, Song H C, Ryu J 2021 *J. Eur. Ceram. Soc.* **41** 2524
- [35] Whatmore R W 2021 *Encyclopedia Mater. Tech. Ceram. Glasses* **3** 139
- [36] Qiao P, Zhang Y, Chen X, Zhou M, Wang G, Dong X 2019 *Ceram. Int.* **45** 7114
- [37] Jiang X P, Chen Y, Lam K H, Choy S H, Wang J 2010 *J. Alloys Compd.* **506** 323
- [38] Liu Z, Ren W, Peng P, Guo S, Lu T, Liu Y, Dong X, Wang G 2018 *Appl. Phys. Lett.* **112** 142903
- [39] Srikanth K S, Patel S, Steiner S, Vaish R 2018 *Scr. Mater.* **146** 146
- [40] Chen H, Guo S, Dong X, Cao F, Mao C, Wang G 2017 *J. Alloys Compd.* **695** 2723

Mechanism of local stress field enhanced pyroelectric performance of PNZST:AlN composite ceramics^{*}

Li Ling¹⁾ Pan Tian-Ze¹⁾ Ma Jia-Jun¹⁾ Zhang Shan-Tao^{2)†} Wang Yao-Jin^{1)‡}

1) (School of Materials Science and Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China)

2) (College of Engineering and Applied Science, Nanjing University, Nanjing 210023, China)

(Received 26 June 2022; revised manuscript received 18 July 2022)

Abstract

In this work, composite ceramics $(1-x)\text{Pb}_{0.99}\text{Nb}_{0.02}[(\text{Zr}_{0.57}\text{Sn}_{0.43})_{0.94}\text{Ti}_{0.06}]_{0.98}\text{O}_3:x\text{AlN}$ (abbreviated $(1-x)\text{PNZST}:x\text{AlN}$, $x = 0, 0.1, 0.2, 0.3$ and 0.4) are prepared by a two-step solid phase synthesis method. The crystal structures, micromorphologies, domain structure evolutions, ferroelectric, dielectric and pyroelectric properties of those composite ceramics are systematically investigated. The results show that the difference in thermal expansion coefficient between PNZST and AlN creates compressive stresses in the PNZST matrix when cooling down from the sintering temperature, then a metastable ferroelectric (FE) phase is induced in the anti-FE matrix by the AlN component-induced internal stress, and in turn ferroelectric/antiferroelectric phase boundary is constructed near room temperature. As the temperature increases, the ferroelectric-to-antiferroelectric phase transition causes a larger pyroelectric current peak. In particular, the composition with $x = 0.1$ exhibits a high pyroelectric coefficient $p = 3.3 \times 10^{-3} \text{ C} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ and figure-of-merit with current responsivity $F_i = 3.16 \times 10^{-9} \text{ m} \cdot \text{V}^{-1}$, voltage responsivity $F_v = 0.613 \text{ m}^2 \cdot \text{C}^{-1}$, and detectivity $F_d = 4.4 \times 10^{-4} \text{ Pa}^{-1/2}$ around human body temperature. Moreover, the enhanced pyroelectric coefficient exists in a broad operation temperature range with a large full width at half maximums of $16.3 \text{ }^\circ\text{C}$ at $37 \text{ }^\circ\text{C}$. With the increase of AlN content, the pyroelectric peak temperature of the composite ceramic is adjustable in a wide temperature range of $37\text{--}73 \text{ }^\circ\text{C}$, showing good temperature stability.

Keywords: pyroelectricity, composite ceramics, local stress field, ferroelectric domain

PACS: 77.84.-s, 85.60.Gz, 77.70.+a, 61.66.-f

DOI: 10.7498/aps.71.20221250

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant Nos. 11874032, 52072178, 52202139), the Fundamental Research Funds for the Central Universities (Grant Nos. 30920041119, 30922010402), the China Postdoctoral Science Foundation (Grant No. 2021M701716), and the Jiangsu Funding Program for Excellent Postdoctoral Talent (Grant No. 2022ZB248).

[†] Corresponding author. E-mail: stzhang@nju.edu.cn

[‡] Corresponding author. E-mail: yjwang@njust.edu.cn

PNZST:AlN复合陶瓷局域应力场增强热释电性能机理

李玲 潘天择 马家骏 张善涛 汪尧进

Mechanism of local stress field enhanced pyroelectric performance of PNZST:AlN composite ceramics

Li Ling Pan Tian-Ze Ma Jia-Jun Zhang Shan-Tao Wang Yao-Jin

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 71, 217701 (2022) DOI: 10.7498/aps.71.20221250

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.71.20221250>

当期内容 View table of contents: <http://wulixb.iphy.ac.cn>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

红外探测用无铅铁电陶瓷的热释电特性研究进展

Research progress of pyroelectric characteristics of lead-free ferroelectric ceramics for infrared detection

物理学报. 2020, 69(12): 127708 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200303>

铁电材料中的极性拓扑结构

Polar topological structures in ferroelectric materials

物理学报. 2020, 69(12): 127702 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200311>

相场模拟应变调控 $\text{PbZr}_{(1-x)}\text{Ti}_x\text{O}_3$ 薄膜微观畴结构和宏观铁电性能

Phase field simulation of misfit strain manipulating domain structure and ferroelectric properties in $\text{PbZr}_{(1-x)}\text{Ti}_x\text{O}_3$ thin films

物理学报. 2020, 69(12): 127801 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200310>

铁电纳米结构中奇异极化拓扑畴的研究新进展

Recent progress in exotic polar topological states in ferroelectric nanostructures

物理学报. 2020, 69(21): 217501 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20201063>

多效应铌酸钾钠基透明铁电陶瓷的制备及性能

Preparation and properties of multi-effect potassium sodium niobate based transparent ferroelectric ceramics

物理学报. 2020, 69(24): 247702 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20201317>

$\text{PbLa}(\text{Zr}, \text{Sn}, \text{Ti})\text{O}_3$ 反铁电陶瓷在脉冲电场下的极化与相变行为

Polarization and phase transition behavior of $\text{PbLa}(\text{Zr}, \text{Sn}, \text{Ti})\text{O}_3$ antiferroelectric ceramics under pulse electric field

物理学报. 2020, 69(12): 127710 <https://doi.org/10.7498/aps.69.20200209>