

钕掺杂 BSPT 基高温压电陶瓷的性能研究

涂浩,官尚义,史伟,陈强,邢洁

(四川大学材料科学与工程学院,四川成都610064)

摘要:采用传统固相反应法制备了 Nd 掺杂的 $\text{BiScO}_3\text{-PbTiO}_3$ (BSPT) 高温压电陶瓷。在确定 BSPT 准同型相界的基础上,系统研究了 Nd 掺杂对其结构和性能的影响。结果表明,通过 Nd 掺杂可调控 BSPT 陶瓷相结构和畴结构,进而有效提高其压电性能和温度稳定性。当 BS 掺杂含量(摩尔分数)为 37%,Nd 掺杂浓度(摩尔分数)为 3.0% 时,陶瓷具有最佳的压电性能,其压电常数 d_{33} 为 620 pC/N,居里温度约为 405 °C,且具有良好的温度稳定性。

关键词:高温压电陶瓷; $\text{BiScO}_3\text{-PbTiO}_3$; MPB; 温度稳定性; 畴结构

中图分类号: TN384 **文献标识码:** A

Performance Study of Nd-Doped BSPT-Based High-Temperature Piezoelectric Ceramics

TU Hao, GUAN Shangyi, SHI Wei, CHEN Qiang, XING Jie

(School of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610064, China)

Abstract: Nd-doped $\text{BiScO}_3\text{-PbTiO}_3$ (BSPT) high-temperature piezoelectric ceramics were prepared using a conventional solid-phase reaction method. Regarding the determination of the morphotropic phase boundary of BSPT, the effects of Nd doping on its structure and properties were systematically investigated. The results show that the phase structure and domain structure of BSPT ceramics can be regulated by Nd doping, which can effectively improve its piezoelectric properties and temperature stability. When the doped BS content is 37 mol%, and the Nd doping concentration is 3.0 mol%, it has the best piezoelectric properties, with a piezoelectric constant d_{33} of 620 pC/N, Curie temperature of approximately 405 °C, and good temperature stability.

Key words: high temperature piezoelectric ceramics; $\text{BiScO}_3\text{-PbTiO}_3$; morphotropic phase boundary; temperature stability; domain structure

0 引言

压电陶瓷作为一种功能材料,可以实现机械能和电能的相互转换。当压电陶瓷受到机械压力时,其表面会产生电荷,即压电效应,而施加电场产生机械运动的现象则为逆压电效应。基于此独特性质,压电陶瓷可被设计成各种压电器件,包括换能器、超声波马达、致动器、传感器等,可用于医学成像、微位移精确控制、振动监测等领域^[1]。尽管以准同型相界(MPB)组成的 $\text{Pb}(\text{Zr}, \text{Ti})\text{O}_3$ (PZT) 基压电陶瓷在各种压电器件中占主导地位,但其相对较低的居里温度($T_c < 386$ °C)限制了其在 300 °C 以上高温环境中的应用。以 MPB 组成的 $\text{BiScO}_3\text{-PbTiO}_3$ (BSPT) 基压电陶瓷不仅具有较高的 d_{33}

(~450 pC/N),还具有较高的 T_c (450 °C),使其在高温环境中的应用成为可能。近几十年,许多研究聚焦于通过化学元素掺杂来调控 BSPT 的性能。例如,Chen 等^[2]采用固相法制备的 Fe、Mn 共掺杂 BSPT,虽然压电常数 d_{33} 值适中,约为 235 pC/N,但可将 T_c 调控到 490 °C。Deng 等^[3]在 BS-PT 中引入 Sb 和 Nb 后, d_{33} 有所提升,可达 498 pC/N,但 T_c 大幅降低,约为 392 °C。Dai 等^[4]采用 Zr^{4+} 部分取代 0.36BS-0.64PT 固溶体中的 Sc^{3+} ,获得了具有高 d_{33} 和高 T_c 的压电陶瓷,其 d_{33} 为 476 pC/N, T_c 为 420 °C。研究表明,利用稀土元素可改变铅基铁电体的局域结构,显著增强其压电性^[5-9]。例如,Li 等^[5]报道了掺杂 Sm 的 PMN-PT 陶瓷可获得

收稿日期:2024-11-18

基金项目:国家自然科学基金重点项目(51932010);企业横向项目(22H1415)

作者简介:涂浩(1999-),男,贵州省遵义市人,硕士生。通信作者:邢洁,女,副研究员;陈强,男,研究员,博士生导师。

超高压电常数, d_{33} 达到 1 500 pC/N。在 PMN-PT 基中引入 Eu^[6]、Nd^[7] 镧系元素, 其 d_{33} 分别高达 1 420 pC/N、870 pC/N。Pu 等^[8] 在 PZT(54/46) 压电陶瓷中引入镧系元素 Nd, 通过调控相结构, d_{33} 从 150 pC/N 增加到 550 pC/N。在 BSPT 体系中, Cho 等^[9] 引入镧系元素 Sm, 通过调控样品的相结构和晶粒尺寸, 极大地增强了压电性能, 其 d_{33} 可达到 628 pC/N。因此, 本文选择稀土元素 Nd 作为掺杂剂以调节 x BS-(1- x)PT 二元体系的性能, 期望实现高 d_{33} 和高 T_C 。系统研究了掺杂对结构(包括晶体结构、微观形貌和畴形貌)和电性能(介电、铁电和压电等)的影响, 并探讨了提高压电性能的潜在机制。

1 实验

采用传统的固相反应法制备了掺杂 x BiScO₃-(1- x)PbTiO₃: y Nd 的高温压电陶瓷, 其中 x 取值 0.34~0.38, y 取值 0~4, 以下简记为 BSPT-Nd- y 。分析纯的 Bi₂O₃ (99.999%)、Sc₂O₃ (99.99%)、TiO₂ (98%)、PbO(99%)、Nd₂O₃ (99.9%) 为原料, 按照化学计量比称重后与无水乙醇混合, 球磨 12 h。球磨后的浆料经干燥后在 750 °C 下煅烧 4 h, 再次球磨 12 h。干燥后的陶瓷粉料经过造粒(使用聚乙烯醇 PVA 作为粘结剂)后, 压制直径为 \varnothing 12 mm、厚度为 0.8 mm 的圆片状生坯。陶瓷生坯经过排胶后, 在 1 160~1 200 °C 温度下烧结 2 h。将烧结得到的陶瓷样品上、下表面烧渗银电极后, 置于硅油中施加 4.0 kV/mm 的直流电场极化 20 min。极化后的样品静置 24 h, 测量其压电常数。

采用 X 线衍射仪(XRD; Bruker, D8 Advanced, Germany), 在室温下使用 Cu K α 辐射在 20°~80° 分析样品的晶体结构。采用扫描电子显微镜(SEM; S-3400 N, Hitachi) 观察抛光后热腐蚀的样品表面。采用准静态 d_{33} 仪表(ZJ-3A, 中国科学院声学研究所) 测量压电常数, 使用 TZFD-900 型变温 d_{33} 仪(哈尔滨巨浪科技) 测量 d_{33} 值随温度的实时变化。采用压电力显微镜(PFM MFP-3D, Asylum Research, Goleta, CA) 对铁电畴结构进行表征, 通过阻抗分析仪(HP 4284, Agilent, U. S. A.) 对陶瓷样品的谐振和反谐振谱进行测量, 计算得到平面机电耦合数 k_p 和机械品质因数 Q_m 。采用可编程电炉及 LCR 分析仪(HP 4980A) 的联用, 测试样品的介电

常数 ϵ_r 和损耗 $\tan \delta$ 随温度的变化曲线。通过铁电分析仪(TF Analyzer 2000, aixACCT) 获得陶瓷的电滞回线。

2 实验结果与讨论

Eitel 等指出, BSPT 的 MPB 位于 BS 含量(摩尔分数)为 36% 时, 考虑到不同原料可能导致 MPB 的位置偏移, 因此首先考查了 BS 含量对 BSPT 相结构及其压电性能的影响, 以确定 BS 的最佳含量 x_{MPB} , 并在此基础上进行 Nd 掺杂。图 1(a) 为 2θ 在 20°~60° 的 XRD 图谱随 BS 含量变化的演变情况。由图可见, 所有样品表现出单一的钙钛矿结构。为清晰观察相结构随 BS 含量的演变, 图 1(b) 给出了 2θ 在 44°~46° 的放大 XRD 图谱。由图可见, 当 $0.34 \leq x \leq 0.365$ 时, (200) 峰呈现较好的对称性, 且随 x 的增加无明显变化。(002) 和 (200) 峰的分裂表明该样品具有典型的四方结构; 当 $x = 0.37$ 时, (200) 峰呈现明显的非对称形态, 表明相结构发生了变化; 随着 x 的增加, (002) 峰的强度逐渐降低而趋于消失, (110) 峰和 (101) 峰趋于合并, 表明菱方相含量逐渐增加。 x BS-PT 陶瓷的 d_{33} 、 T_C 随 BS 含量的变化如图 2 所示。

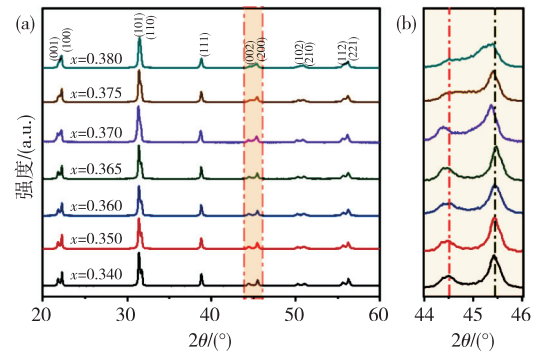


图 1 x BS-PT 样品的 XRD 图谱和局部放大图

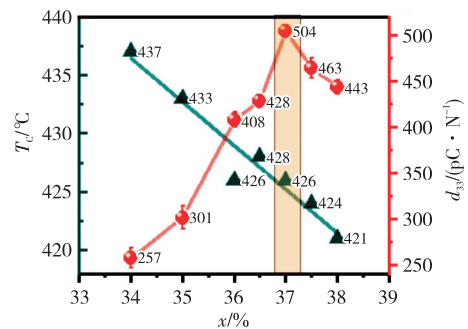


图 2 x BS-PT 陶瓷的 d_{33} 、 T_C 随 BS 含量 x 的变化

由图 2 可见, 随着 x 的增加, d_{33} 逐渐增加, 当 $x = 0.37$ 时, d_{33} 达到最大值, 约为 504 pC/N; 当 x

进一步增大时, d_{33} 趋于降低。 T_c 随着 x 的增加而降低。结合 XRD 分析结果,可以认为 x_{MPB} 等于 0.37。

确定了 $x_{MPB} = 0.37$, 以此组分作为基体, 向其晶格 A 位引入 Nd 离子, 以期增强其压电活性。图 3(a) 为 Nd 掺杂 BSPT 陶瓷的粉末 X 线衍射图谱。在给定的掺杂浓度范围内, 所有样品均表现出单一的钙钛矿结构, 这表明 Nd^{3+} 离子成功进入晶格 A 位。随着 Nd 含量的增加, (002) 和 (200) 峰的分裂愈发清晰, 衍射峰的对称性增强。当 Nd 含量(摩尔分数)为 2.5% 时, (101) 峰右侧分裂出 (110) 峰; 当 $y > 3.0$ 时, (002) 峰高近似为 (200) 峰的 1/2, 此时所有样品为单一四方相结构; 当 $0 \leq y \leq 3.0$ 时, 样品为四方、菱方相共存的相结构。为了深入研究相结构的演变, 以洛伦兹函数对 (002)、(200) 衍射峰进行分峰拟合, 可拟合为 3 个峰, 分别为 (002)_T、(200)_R 和 (200)_T, 其中 (002)_T 和 (200)_T 表示四方相的衍射峰, (200)_R 表示菱方相的衍射峰。为了进一步研究陶瓷中相结构的比例, 陶瓷样品中 R 相的含量^[10] 为

$$\omega_R = \frac{I_{(200)R}}{I_{(002)T} + I_{(200)R} + I_{(200)T}} \quad (1)$$

式中: $I_{(002)T}$ 和 $I_{(200)T}$ 分别表示 T 相 (002)、(200) 晶面的衍射峰的强度; $I_{(200)R}$ 表示 R 相 (200) 晶面的衍射峰强度。分峰拟合及 R 相含量结果如图 3(b) 所示。Nd 的引入可调控样品中四方相和菱方相的占比, 随着 Nd 含量的增加, 菱方相占比逐渐减少, 当 $y > 3.0$ 时转变为纯四方晶体结构。相结构转变的原因是掺杂 Nd^{3+} 和 Bi^{3+} 的离子半径不匹配^[11]。

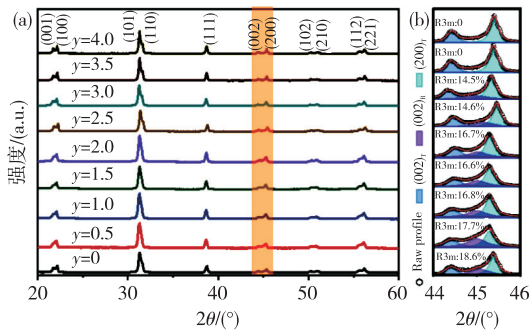


图 3 BSPT:Nd-y 样品的 XRD 图谱和局部放大图

为了进一步研究 Nd 掺杂对晶体结构畸变的影响, 以 ICSD # 186424(P3mm, R3m)cif 卡片为初始模型, 利用 Maud 软件对所有的 XRD 图谱进行 Rietveld 精修。作为示例, 图 4(a)-(i) 展示了 BSPT:

Nd-y 样品的精修衍射谱。所有样品的计算谱线 (Y_{calc}) 与实验谱线 (Y_{obs}) 吻合良好, 验证了精修结果的可靠性。Nd 掺杂样品 XRD 数据经精修后得到的四方相晶胞参数随 Nd 掺杂量的变化如图 4 (g) 所示。由图可见, 随着 Nd 掺杂量的增加, c/a 比逐渐增大, 在 $y = 3.0$ 时达到最大值。在四方 PZT 中, 自发极化可通过 c/a 比进行估算, 自发极化强度 P_s 的平方与 $(c/a-1)$ 成正比^[12], 由此推测掺杂稀土元素 Nd 后, 陶瓷的铁电、压电性能得到增强。

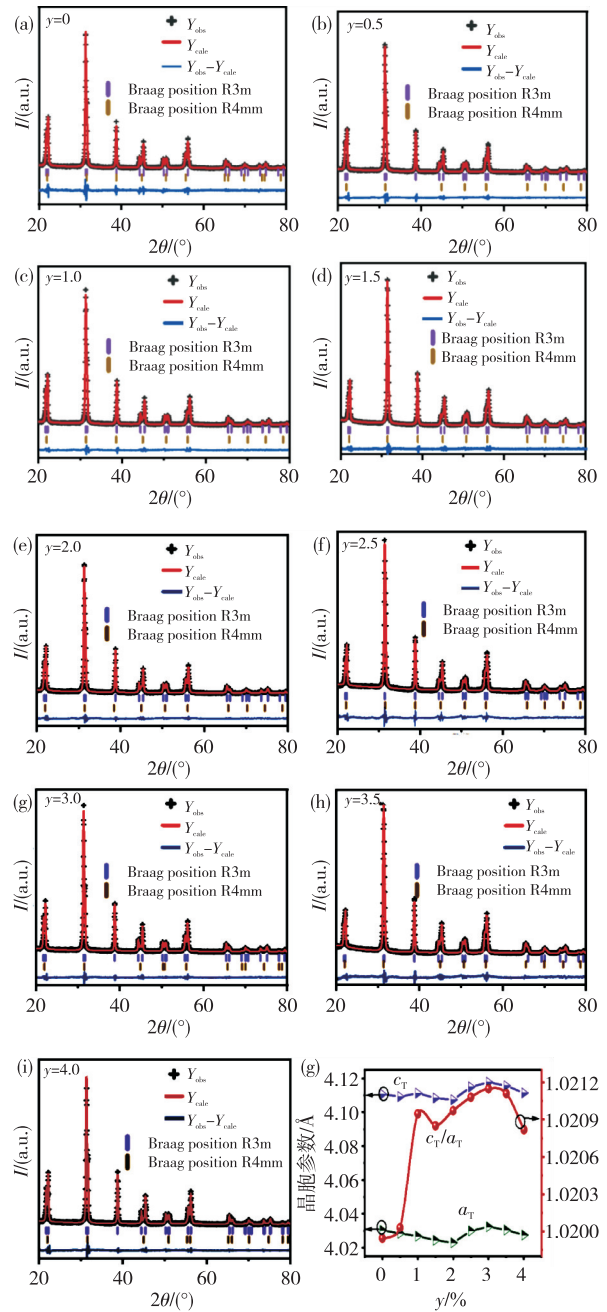


图 4 BSPT:Nd-y 样品的 XRD 精修图谱

图 5(a) 为 1 160 °C 下烧结 2 h 的 BSPT:Nd-y 样品的扫描电子显微镜图像 (SEM), 内插图为其晶粒尺寸分布图。由图可看出, 所有陶瓷样品的晶粒堆积紧密, 孔隙较少, 晶粒尺寸分布均匀, 其相对密度 $\rho_R > 95\%$ 。由图 5(b) 可见, 随着 Nd 掺杂浓度的增加, 平均晶粒尺寸 (AGS) 在 $y = 0.01$ 时达到最大值, 约为 $4.66 \mu\text{m}$; 当 Nd 掺杂浓度进一步增加时, 平均晶粒尺寸呈单调减小趋势, 导致此种晶粒尺寸变化趋势的原因可能为:

1) 适量的 Nd 掺杂可降低陶瓷烧结的温度, 因此, 未掺杂 Nd 的样品在较低温度 (1 160 °C) 下烧结时, 晶粒生长不及, 而显示出较小晶粒尺寸。

2) 当 Nd 掺杂量超出一定阈值后会抑制晶粒生长, 因此, 随着 Nd 含量的增加, 晶粒尺寸逐渐减小。

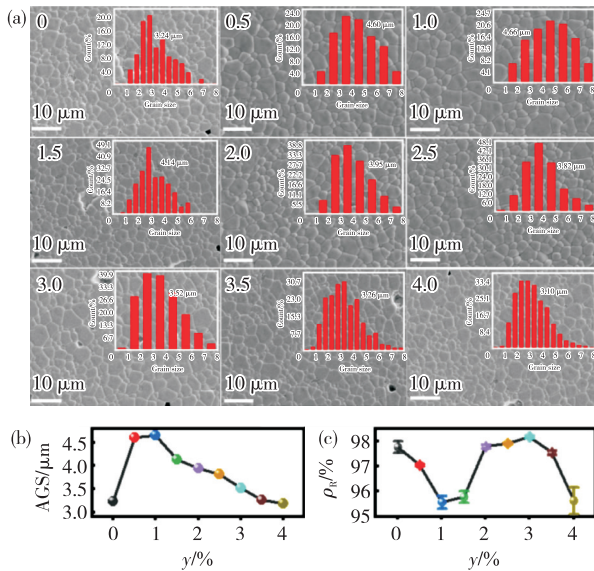


图 5 BSPT:Nd-y 陶瓷的微观形貌

图 6(a) 为 1 kHz 下 BSPT:Nd-y 样品的介电常数 ϵ_r 随温度的变化曲线。在选定的测试温度范围内观察到一个介电反常峰, 对应样品的铁电-顺电相变温度 T_c 。随着 Nd 掺杂含量增加, T_c 整体呈降低趋势, $y < 3$ 时, $T_c > 400 \text{ }^\circ\text{C}$, 如图 6(a) 内插图所示。图 6(b) 为样品在 1 kHz 下的介电损耗 $\tan \delta$ 随温度的变化曲线。由图可见, $\tan \delta$ 随着温度的升高而逐渐下降, 在 $300 \text{ }^\circ\text{C}$ 附近最小, 而后开始急剧增加, 并在 T_c 附近形成一个峰值。其原因

可能是在此温度附近, 材料开始发生铁电-顺电相变, 畴壁运动显著增加, 从而引起介电损耗的显著增加。

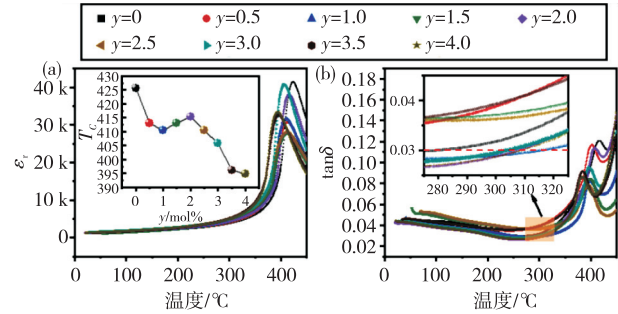
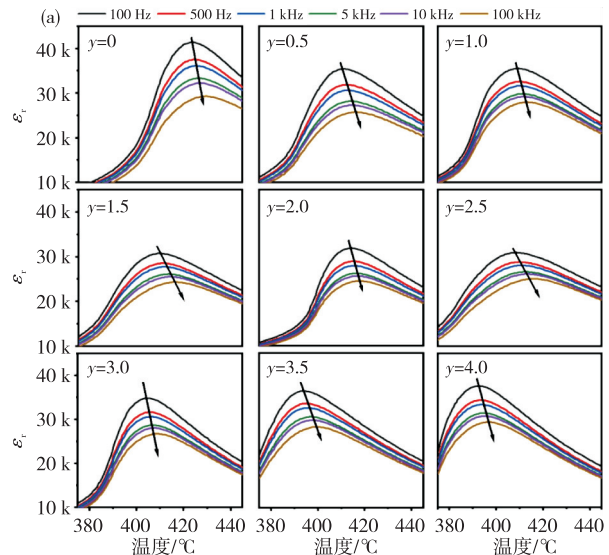


图 6 1 kHz 下 BSPT:Nd-y 陶瓷的 ϵ_r 、 $\tan \delta$ 随温度的变化

图 7(a) 为 BSPT:Nd-y 样品在 100 Hz ~ 100 kHz 下的介电温谱。与典型铁电体尖锐的介电峰相比, BSPT:Nd-y 样品的介电峰有一定程度的展宽, 随着测试频率增加, 所有样品的介电峰值温度均向高温方向移动, 且其峰值介电常数逐渐减小, 呈现弥散相变特征。为了进一步表征 BSPT:Nd-y 的弥散程度, 利用居里-外斯定律修正公式计算了 1 kHz 下 BSPT:Nd-y 的弥散因子 γ :

$$\frac{1}{\epsilon} - \frac{1}{\epsilon_m} = \frac{(T - T_m)^\gamma}{C} \quad (2)$$

式中 ϵ 、 ϵ_m 、 C 分别是介电常数、峰值介电常数、居里常数。取 $\gamma = 1 \sim 2$, 其值越大, 弥散程度越高。当 $\gamma = 1$ 时, 为典型的正常铁电体; 当 $\gamma = 2$ 时, 对应典型的弛豫铁电体。根据式 (2) 的计算结果, γ 的计算值分布在 $1.50 \sim 1.90$, 如图 7(b) 所示。



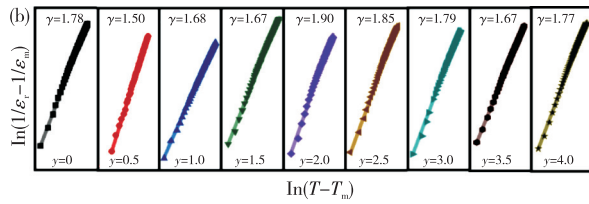


图 7 BSPT:Nd-y 陶瓷的介电弛豫特性

图 8(a)为 BSPT:Nd-y 样品在室温下的电滞回线(P - E 曲线)。由图可见,所有样品的 P - E 曲线都呈饱和的矩形回线。由图 8(b)可见,随着 Nd 掺杂浓度的增加,剩余极化强度 P_r 逐渐增大,当 $y = 3.0$ 时, P_r 达到最大值 $68 \mu\text{C}/\text{cm}^2$;当 y 进一步增大时, P_r 趋于减小。铁电体的压电常数可估算^[13]为

$$d_{33} = 2Q\epsilon_r P_r \quad (3)$$

式中 Q 是与温度无关的电致伸缩系数,由于掺杂水平较低,该系数几乎保持不变。因此, d_{33} 与 P_r 随 Nd 掺杂的变化具有相同趋势,如图 8(b)所示。

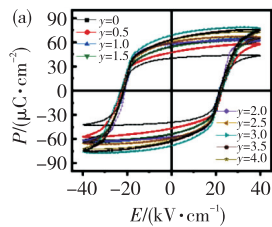


图 8 BSPT:Nd-y 陶瓷的铁电、压电特性

压电材料的压电性源于本征贡献及非本征贡献两部分。本征贡献取决于晶格参数的变化,而非本征贡献来源于铁电畴的作用。图 9(a)-(d)为 BSPT:Nd-0 和 BSPT:Nd-3 样品的 PFM 振幅图以及 PFM 相位图。结合振幅图和相位图分析可知,两种样品都显示出强压电响应,其中 BSPT:Nd-3 样品的压电响应更强。两者的铁电畴均呈无规迷宫状结构,但 BSPT:Nd-3 的畴密度明显增加,有利于压电活性的增强。图 9(e)-(h)展示了不同写畴电压(7.5~30 V)下,两组样品在室温下的畴翻转行为。施加 7.5 V 电压时,可观察到 BSPT:Nd-0 样品的畴翻转,而 BSPT:Nd-3 样品未见明显翻转;当电压升至 15 V 时,两种样品的畴均可完全翻转。

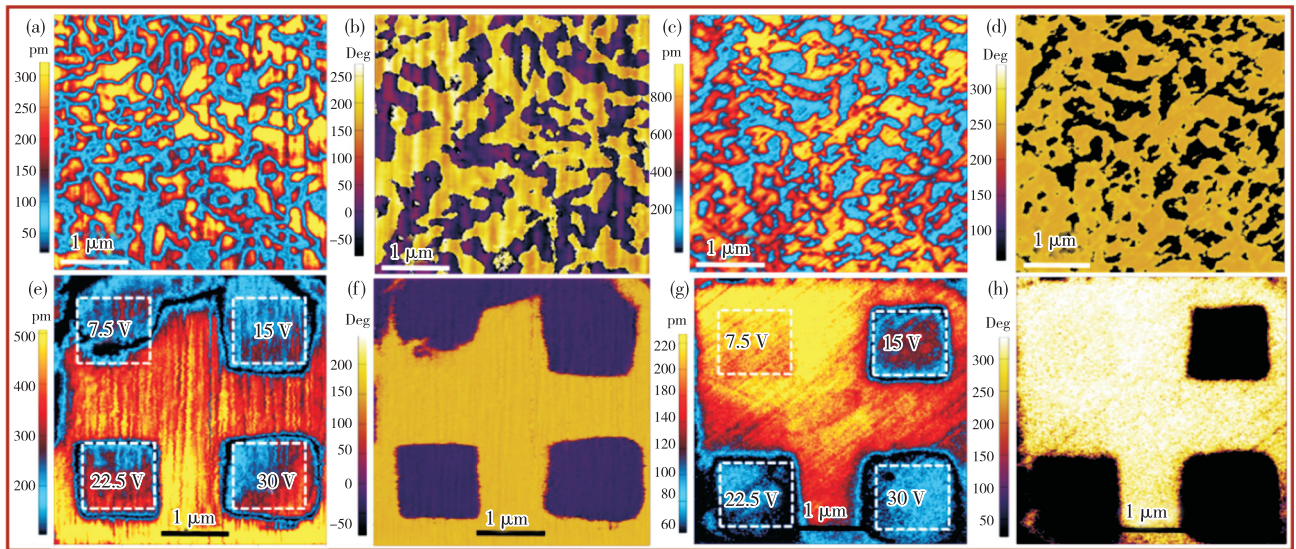


图 9 BSPT:Nd-y 样品的 PFM 图谱

为了进一步研究掺杂样品的畴形貌,利用扫描电子显微镜对经酸腐蚀后的 BSPT:Nd-3 极化前后样品的表面和横截面进行了表征,如图 10 所示。图 10(a)、(b)分别为未极化样品表面及横截面的显微

形貌,二者均呈迷宫状畴结构,与 PFM 结果一致,这主要归因于未极化样品中铁电畴的无序分布。经过极化处理后,由于畴随极化电场取向分布,酸对畴正、负端腐蚀速率不同,使得表面晶粒呈现凹

凸形貌(见图 10(c)),而截面则呈现凸起条状与沟壑相结合的形貌(见图 10(d))。表面形貌中凸起部分直径约为 $\varnothing 0.40 \mu\text{m}$,而截面形貌中的凸起条状线宽约为 $0.36 \mu\text{m}$ 。

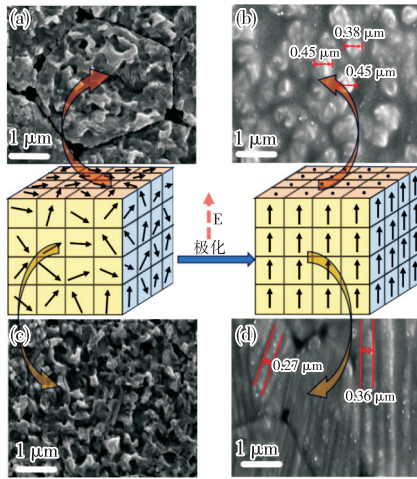


图 10 BSPT:Nd-3 样品的畴极化前后对比

由于 BSPT:Nd-3 具有最优的压电性能,为了评估其温度稳定性,对比了 BSPT:Nd-0 和 BSPT:Nd-3 的电滞回线及压电常数随温度的变化,如图 11 所示。由图 11(a)-(b)可以看出,BSPT:Nd-0、BSPT:Nd-3 两组样品的 P - E 曲线在 $30\sim 150\text{ }^\circ\text{C}$ 的测试温度下均呈现出饱和的矩形曲线,且由于温度升高使得畴翻转的阻力减小,因此矫顽场随着温度的升高而明显降低。图 11(c)为两组样品的 P_r 随温度的变化曲线,由图可见,BSPT:Nd-3 样品的 P_r 变化幅度明显小于 BSPT:Nd-0 样品,表明 Nd 的掺杂可提高陶瓷的温度稳定性。图 11(d)为两组样品的 d_{33} 随温度的变化曲线,由图可见,在 $150\text{ }^\circ\text{C}$ 以上,BSPT:Nd-3 样品相较于 BSPT:Nd-0 样品表现出更小的 d_{33} 波动,进一步表明 Nd 掺杂增强了样品的温度稳定性。随着温度的升高,所有曲线首先表现出两个驼峰,随后急剧下降。这一现象可以通过以下机制解释:温度升高使样品晶格膨胀,晶格畸变增加,从而提升压电活性;然而,铁电畴随温度升高逐渐回到极化前的随机分布,导致压电活性下降;两者之间的竞争导致了驼峰现象^[13]。具体而言,对于 BSPT:Nd-3 样品,在 $175\text{ }^\circ\text{C}$ 以下时,晶格膨胀导致 d_{33} 逐渐增加;温度升高至 $175\text{ }^\circ\text{C}$ 时,纳米畴逐步激活并在 $240\text{ }^\circ\text{C}$ 时完成翻转,此时 d_{33} 开始

下降;而在温度从 $240\text{ }^\circ\text{C}$ 升高至 $310\text{ }^\circ\text{C}$ 的过程中,不再有纳米铁电畴的激活,同时无法激活大块的铁电畴,导致 d_{33} 再次上升;最后当温度高于 $310\text{ }^\circ\text{C}$ 后,样品的大块铁电畴被激活, d_{33} 迅速下降。

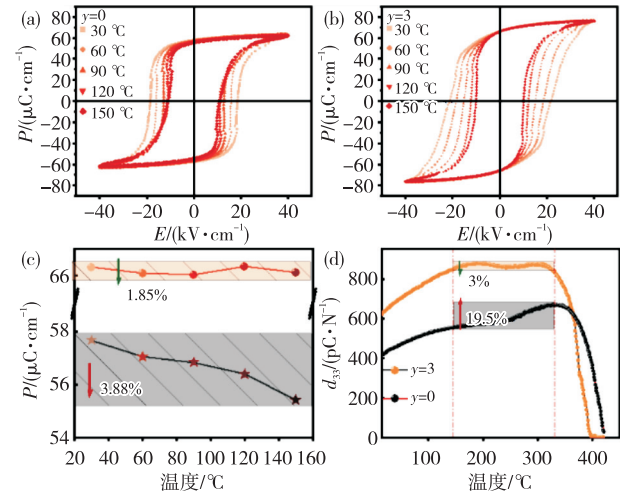


图 11 BSPT:Nd- y 陶瓷的温度稳定特性

3 结束语

通过传统的固相反应法制备了 BSPT:Nd- y 陶瓷。通过分析 x BS-($1-x$)PT 陶瓷的 XRD 图谱以及压电性能随 x 的变化,确定了 BS 掺杂量 $x_{\text{max}} = 0.37$ 。然后系统研究了 Nd 掺杂对陶瓷结构(包括晶体结构、微观结构和畴结构)、介电、压电、铁电性及温度稳定性的影响。实验结果表明,Nd 掺杂一方面调控了相组成,增大了晶格畸变,减小了晶粒尺寸,另一方面增强了铁电畴密度,从而增强了压电响应。适量掺杂 Nd 可明显改善陶瓷的压电活性,当掺杂浓度 $y = 3\%$ 时,陶瓷具有优秀的综合性能, d_{33} 和 T_c 值分别为 620 pC/N 和 $408\text{ }^\circ\text{C}$;同时还具有低介电损耗($\tan \delta \approx 3\%$)和良好的温度稳定性。以上特性表明,BSPT:Nd-3 压电陶瓷是一种制备简单、性能优异的压电材料,在 $330\text{ }^\circ\text{C}$ 高温环境中具有良好的应用潜力。

参考文献:

- [1] 鲜晓军,赵天龙,孙昕郝,等. BS-PT 基高温压电超声换能器研究[J]. 压电与声光, 2022, 44(3): 431.
XIAN Xiaojun, ZHAO Tianlong, SUN Xinhao, et al. Study of the high temperature piezoelectric ultrasonic transducer based on BS-PT ceramics[J]. Piezoelectrics

- & Acousto-optics, 2022, 44(3): 431.
- [2] CHEN Jianguo, JIN Guoxi, WANG Chunming, et al. Reduced dielectric loss and strain hysteresis in Fe and Mn comodified high-temperature BiScO₃-PbTiO₃ ceramics[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2014, 97(12): 3890-3896.
- [3] DENG Jianming, LIU Caige, WANG Suning, et al. Enhanced ferroelectric and piezoelectric properties of Sb/Nb co-doped BiScO₃-PbTiO₃-based ceramics via relaxation regulation near morphotropic phase boundary[J]. Materials Research Bulletin, 2024, 177: 112840.
- [4] DAI Zhonghua, LIU Weiguo, LIN Dabin, et al. Electrical properties of zirconium-modified BiScO₃-PbTiO₃ piezoelectric ceramics at re-designed phase boundary [J]. Materials Letters, 2018, 215: 46-49.
- [5] LI Fei, LIN Dabin, CHEN Zibin, et al. Ultrahigh piezoelectricity in ferroelectric ceramics by design [J]. Nature Materials, 2018, 17(4): 349-354.
- [6] GUO Qinghu, HOU Lintao, LI Fei, et al. Investigation of dielectric and piezoelectric properties in aliovalent Eu³⁺-modified Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O₃-PbTiO₃ ceramics[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2019, 102(12): 7428-7435.
- [7] DONG Yun, ZHUANG Chunbo, OUYANG Xi, et al. Investigations on electric properties and domain structures of Nd-doped 0.70Pb(Mg_{1/3}Nb_{2/3})O₃-0.30PbTiO₃ relaxor ferroelectric ceramics with high piezoelectric properties [J]. Journal of the European Ceramic Society, 2023, 43(14): 6012-6020.
- [8] PU Tao, CHEN Hao, XING Jie, et al. Ultra-high-temperature piezoelectric responses and ultra-high thermal stability of piezoelectricity in ceramic PbZr_{0.54}Ti_{0.46}O₃[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2022, 105(6): 4152-4160.
- [9] CHO S W, BAIK J M, JEONG Y H. Effects of Sm-substitution on dielectric, ferroelectric, and piezoelectric properties of 0.36(Bi_{1-x}Sm_x)ScO₃-0.64PbTiO₃ ceramics[J]. Ceramics International, 2023, 49(2): 1865-1873.
- [10] 冯晓颖, 周黎阳, 许心, 等. 0.75PZT-*x*PZN-(0.25-*x*)PNN 压电陶瓷的相结构和电性能[J]. 压电与声光, 2022, 44(4): 531-536.
- FENG Xiaoying, ZHOU Liyang, XU Xin, et al. Phase structure and electrical properties of 0.75PZT-*x*PZN-(0.25-*x*)PNN piezoelectric ceramics[J]. Piezoelectrics & Acousto-optics, 2022, 44(4): 531-536.
- [11] CALISIR I, AMIROV A A, KLEPPE A K, et al. Optimisation of functional properties in lead-free BiFeO₃-BaTiO₃ ceramics through La³⁺ substitution strategy[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2018, 6(13): 5378-5397.
- [12] EHARA Y, UTSUGI S, NAKAJIMA M, et al. Spontaneous polarization estimation from the soft mode in strain-free epitaxial polar axis-oriented Pb(Zr, Ti)O₃ thick films with tetragonal symmetry[J]. Applied Physics Letters, 2011, 98(14): 141914.
- [13] XIE Lixu, MO Mingyue, CHEN Hao, et al. Controlling the domain size to enhance the piezoelectricity of BiFeO₃-BaTiO₃ via heterovalent doping[J]. Journal of Materials Chemistry A, 2022, 10(42): 22540-22550.