

兼具可见光区高透过率与储能性能的无铅铌酸钾钠 基弛豫铁电储能陶瓷

王子怡¹, 黄翔宇¹, 孙一鸣¹, 彭建凌¹, 林奇发², 林锦锋¹, 杨 震¹

(1. 福建师范大学海峡柔性电子(未来科技)学院, 福州 350117; 2. 福州大学材料科学与工程学院, 福州 350108)

摘 要: 采用传统固相反应法并结合无压烧结工艺, 制备了 $(1-x\%)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3)-x\%(\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3)$ ($x = 1, 4, 7, 10, 15$, 摩尔分数)无铅铁电陶瓷, 简称为 $x\text{SBT}$, 并系统研究了其微观结构、相结构演变、光学及储能性能。结果表明, SBT 的引入有效细化了晶粒尺寸, 促进了致密化, 使 7SBT 和 10SBT 陶瓷在可见光区分别获得约 72% 和 58% 的高透过率。同时, SBT 掺杂还诱导了 KNN 陶瓷由正常铁电体向弛豫铁电体转变, 其中 7SBT 和 10SBT 组分表现出显著的弛豫特性。7SBT 陶瓷在 150 kV/cm 电场下的储能效率(η) ~ 52%, 可恢复储能密度(W_{rec})可达 ~1.05 J/cm³; 对于弛豫性更强的 10SBT 陶瓷, 在 300 kV/cm 电场下的 η 约为 52%, W_{rec} 可达 3.61 J/cm³, 这优异的综合性能(储能密度与透光性)在已报道的无铅铁电陶瓷中具有显著优势, 为开发适用于光电集成领域的高性能无铅铁电透明储能介质提供了重要的材料体系与理论支撑。

关键词: 无铅铁电陶瓷; 铌酸钾钠基陶瓷; 透光性; 铁电储能; 弛豫特性

中图分类号: TM534+.1 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)06-1926-11

网络出版时间: 2026-05-13



随着现代电子技术与脉冲功率系统的飞速发展, 介电储能电容器面临着对高储能性能、高频稳定性和高抗压强度的要求^[1], 这类器件是智能电网、电磁武器、新能源汽车以及便携式电子产品中的核心组件, 其性能直接决定了整个系统的效率、体积和可靠性。与传统的电化学储能相比, 介电电容器凭借其极高的功率密度(充放电速率可达微秒甚至纳秒级别)和卓越的循环寿命, 占据着不可替代的地位。然而, 其能量储存密度和效率相对较低, 成为制约其发展的关键瓶颈^[2]。

铁电陶瓷作为介电电容器的关键材料之一, 其储能性能主要取决于电场诱导的极化行为和击穿强度。为获得高的能量密度和效率, 理想的储能介质应具备极高的最大极化强度(P_{max})、极低的剩余极化强度(P_r)以及高的击穿电场(BDS, E_b)。目前, 性能优异的储能陶瓷大多基于含铅材料(如 PZT)。然而,

铅的剧毒性与对环境的危害, 与全球可持续发展的战略背道而驰。因此, 开发高性能的无铅铁电储能陶瓷已成为材料科学领域关注的焦点^[3]。在众多无铅候选材料中, 铌酸钾钠(KNN)基陶瓷因其本征的宽光学带隙和优异的铁电性能(较高的居里温度和较大的自发极化)而备受关注^[4]。实际上, 未改性的纯 KNN 陶瓷属于典型的正常铁电体, 具备高的剩余极化强度和低的击穿场强, 导致储能密度和储能效率均不理想。为了增强 KNN 陶瓷的弛豫特性以及耐击穿特性, Gao 等将 $\text{Bi}(\text{Li}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ (BLN)和 NaNbO_3 (NN)引入 KNN 陶瓷中, 利用 $\text{Bi}^{3+}/\text{Li}^{+}$ 掺杂诱导形成极性纳米微区(PNRs), 实现了铁电相到弛豫铁电相的转变。同时, 细化了晶粒尺寸并提高了击穿场强, 最终在 KNN-0.1BLN-NN 组分中获得了 1140 kV/cm 的超高击穿电场^[5]。因此, 在储能介质中弛豫铁电体备受关注^[6], 这类材料通过在纳米尺

收稿日期: 2025-11-21。 修订日期: 2025-12-23。

基金项目: 国家青年科学基金项目(C类) (52502133)。

第一作者: 王子怡(2002—), 女, 硕士研究生;

黄翔宇(1999—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 林锦锋(1993—), 男, 博士, 副教授;

杨 震(1988—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-11-21. Revised date: 2025-12-23.

First author: WANG Ziyi (2002—), female, Master candidate.

HUANG Xiangyu (1999—), male, Master candidate.

E-mail: qsx20241511@student.fjnu.edu.cn; huangxiangyu1999@qq.com

Correspondent author: LIN Jinfeng (1993—), male, Ph. D., Associate Professor.

YANG Zhen (1988—), male, Ph. D., Professor.

E-mail: ifejflin@fjnu.edu.cn; ifezhyang@fjnu.edu.cn

度上形成动态的极性微区, 对外加电场具有高敏感性, 并增强了体系内的极性无序。在高电场作用下, 材料可获得极高的饱和极化强度; 而一旦撤去外电场, 其宏观极化强度又能迅速弛豫至接近零值。这种特性使得材料具备细长的电滞(P - E)回线, 即同时具备高饱和极化强度 $P_{\max}$ 与低剩余极化强度 P_r , 从而能够兼顾高储能密度和高储能效率^[7]。

与此同时, 在透明电子学和光电集成系统等新兴领域, 对材料的功能提出了前所未有的双重要求: 不仅需要高效储能, 更期望具备优异的光学透过率。例如, 在透明脉冲功率电容器中, 该材料可制备成兼具电路储能与光学窗口功能的器件, 应用于智能显示、隐形设备或其他显示系统^[8]。在光电集成器件中, 可作为透明介电层与光探测器、调制器等单元集成, 构建具备储能功能的透明光电系统。KNN 基透明铁电陶瓷正是为满足这一双重需求而兴起的光电功能材料^[9]。实现 KNN 基陶瓷高透过率的本质, 在于最大限度地消除光在材料内部传播时的散射效应, 这要求材料必须同时满足多项微观结构条件: 足够致密以消除孔隙色散、均匀的纳米晶粒尺寸以确保晶界散射降到最低、高对称的相结构以避免双折射, 以及极高的化学均匀性, 以避免折射率起伏引起的散射等^[10]。为了增强 KNN 陶瓷的透光性, Dai 等向 KNN 陶瓷中引入 $\text{Sr}(\text{Sc}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ (SSN), 通过引入纳米畴、提高光学带隙和减小晶粒尺寸的策略来优化陶瓷的透明度, 获得了 $0.21\ \mu\text{m}$ 的亚微米晶粒尺寸和 $3.21\ \text{eV}$ 的带隙宽度。其中, $0.825\text{KNN}-0.175\text{SSN}$ 陶瓷在近红外区($1378\ \text{nm}$)的透明度高达 84.5% ^[11]。将优异的储能效率和高光学透过率 2 个性能集成于 KNN 基陶瓷中, 前者要求引入可控的化学无序以诱导弛豫特性, 同时保持晶粒尺寸细小以提高击穿场强; 后者则要求微观结构致密、晶粒尺寸细小以及相结构高对称以降低光散射损失。

基于以上背景, 选择钛酸锶铌($\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$)这一组分作为第二组元引入 KNN 基质, 制备了 $(1-x\%)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3)-x\%(\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3)$ ($x = 1, 4, 7, 10, 15$, 摩尔分数)无铅铁电陶瓷, 简称为 $x\text{SBT}$, 并详细研究了陶瓷的微观结构、光学性能、相结构演变以及弛豫特性。 $\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$ 是一个标准的弛豫铁电体组元, 其弛豫特性来源于 A 位的成分无序 ($\text{Sr}^{2+}/\text{Bi}^{3+}$)和 A 位空位所导致的纳米尺度极性微区。 $\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3$ 的引入可以有效地破坏 KNN 基质的长程铁电有序, 从而诱导出强烈的弛豫特性^[12]。同时,

Bi^{3+} 的 $6s^2$ 孤对电子具有强烈的立体化学活性, 会导致其周围的氧八面体发生局部畸变, 相比于常见的 SrTiO_3 掺杂可以有效维持乃至增强晶格的本征铁电极化强度, 获得高 $P_{\max}$ 。此外, 异价 $\text{Sr}^{2+}/\text{Bi}^{3+}/\text{Ti}^{4+}$ 在取代 A/B 位时也会形成空位缺陷, 有望通过晶界钉扎作用促进晶粒细化和结构致密化, 从而提高透光性与耐击穿场强。与此同时, 其引入的化学无序有助于诱导弛豫特性, 降低剩余极化强度。最终结果表明, 所制备的 $x\text{SBT}$ 陶瓷在特定组分($7 \leq x \leq 10$)中, 其光学透过率在可见光波段 $> 55\%$ 。同时, 7SBT 和 10SBT 陶瓷在储能效率约为 52% 的状态下, 还分别获得了约 $1.05\ \text{J}/\text{cm}^3$ 和约 $3.61\ \text{J}/\text{cm}^3$ 的可恢复储能密度, 展示了一种具有实际应用潜力的无铅铁电透明储能陶瓷, 为未来探索更多面向复杂应用场景的新一代智能与多功能陶瓷提供了新的思路。

1 实验

1.1 样品制备

以 K_2CO_3 [纯度 99.99% (质量分数)]、 Na_2CO_3 (纯度 99.8%)、 Nb_2O_5 (纯度 99.98%)、 Bi_2O_3 (纯度 99.99%)、 SrCO_3 (纯度 99.95%)、 TiO_2 (纯度 99%) 为原料, 通过传统固相反应制备了不同含量 SBT 掺杂的 KNN 基陶瓷, 其化学组成为 $(1-x\%)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3)-x\%(\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3)$ ($x = 1, 4, 7, 10, 15$, 摩尔分数), 即 $x\text{SBT}$ 。首先, 根据化学式中各元素计量称取所需原料, 并放入尼龙球磨罐中进行第 1 次球磨, 其中, 无水乙醇为溶剂, 氧化锆球为球磨介质(原料: 锆球: 无水乙醇质量比为 $1.0:1.2:2.0$); 在 $300\ \text{r}/\text{min}$ 转速下球磨 $12\ \text{h}$ 。将第 1 次球磨后的浆料倒入玻璃皿中, 放置于高温鼓风烘干箱中烘干。将烘干后的粉体研磨均匀后放置于氧化铝坩埚中, 在低温烧结炉中进行 $845\ ^\circ\text{C}$ 煅烧以合成 KNN 基陶瓷初始纯相粉料。将煅烧后的粉料进行 2 次球磨并烘干, 得到 $x\text{SBT}$ 粉体。采用预先配置的质量分数为 6% 的聚乙烯醇(PVA)作为黏结剂对烘干的粉料进行造粒, 并用 80 目筛子过滤掉可能存在的胶体杂质。之后放入直径为 $12\ \text{mm}$ 的不锈钢模具中, 在 $200\sim300\ \text{MPa}$ 的压力下压制成生坯, 以 $1\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至 $600\ ^\circ\text{C}$ 排胶。采用两步烧结法对排胶后的生坯进行烧结, 其中, 升温程序设置如下: 以 $3\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 的速率升温至合适的烧结温度区间($1180\sim1200\ ^\circ\text{C}$), 随后以 $10\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 速率降温 $100\ ^\circ\text{C}$, 最后在此温度下保温 $6\ \text{h}$ 后随炉冷却到室温。将烧结得到的 KNN 基陶瓷样品按需进行处理,

包括超声清洗、减薄抛光、涂银电极等操作,用于相应的结构分析、电学以及光学性能测试。

1.2 样品表征

采用 X 射线衍射仪 (XRD, MiniFlex 600, Rigaku) 对陶瓷在室温下的宏观相结构进行表征。采用扫描电子显微镜 (SEM, SU 3000, Hitachi, Japan) 观察样品的微观形貌和显微结构, 结合能谱仪 (EDS, UltimMax 65) 对微区成分进行分析。采用拉曼光谱仪 (LABRAM HR EVO, Horiba, France) 对不同组分陶瓷进行测试, 所测试的激光波长为 532 nm。使用 Lambda 950 型紫外-可见-近红外光谱仪测量样品的光学透过率。采用 TH2829C 型阻抗分析仪表表征样品的介电温谱, 即相对介电常数(ϵ_r)随温度的变化, 测试条件: 30~550 °C, 升温速率为 3 °C/min, 频率 10~500 kHz。使用 PK-WGCM20 型铁电分析测试仪测量样品的电滞回线。

2 结果与讨论

陶瓷的透光性与其微观结构密切相关。为了研究 SBT 对陶瓷样品微观结构和晶粒尺寸的影响, 通过扫描电子显微镜 (SEM) 对陶瓷表面进行了观察。图 1 为 x SBT 陶瓷的微观结构。由图 1a~图 1h 可见, 当 $x < 15$ 时, 不仅可以观察到样品表面呈现出 KNN 体系陶瓷典型的立方型晶粒形貌, 展示了良好的烧结状态(图 1a~图 1c), 同时所有样品的断面平整致密且显示出明显的穿晶断裂特征, 尤其是 7SBT 和 10SBT 陶瓷(图 1e~图 1g)^[13]。而当 $x = 15$ 时, 虽然表面也呈现出立方型晶粒形貌(图 1d), 但其断面孔隙显著(图 1h), 说明掺杂 SBT 含量过高不利于致密性。更高的致密性不仅可以改善样品的透光性, 还可以降低电介质材料的介电损耗, 增强其能量储存能力^[14]。

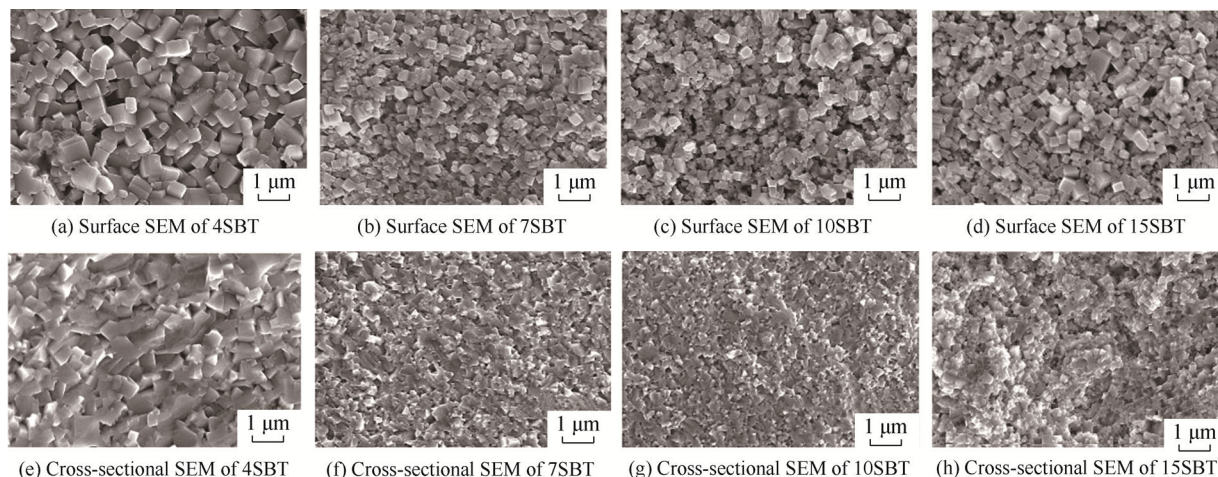


图 1 x SBT 陶瓷的自由表面和断面形貌 SEM 照片

Fig. 1 SEM images of free surface and cross-sectional morphology of 4SBT, 7SBT, 10SBT and 15 SBT ceramics

除了需要具备致密的结构外, 晶粒尺寸也是影响 KNN 基陶瓷透光性的重要因素。依据 Raleigh-Gan-Debye 理论^[16]与廷德尔效应的原理^[17], 当晶粒尺寸远小于可见光波长(400~900 nm)时可以有效抑制光散射损耗。结合图 2a~图 2d 的晶粒尺寸分布可以看出, 在 KNN 中掺入 SBT 后, 陶瓷的晶粒尺寸得到显著细化, 从~290 nm ($x = 4$)减少到<150 nm ($x = 7$ 和 $x = 10$)。因此, SBT 掺杂诱导的高致密结构以及均匀分布的细小晶粒有望显著改善 7SBT 和 10SBT 陶瓷的透光性。此外, 通过 EDS 分析还可以观察到 x SBT 陶瓷中均匀的元素分布(包括 K、Na、Nb、O), 这有助于形成均一的固溶体, 避免杂相的形成(图 2e)。

图 3 为 x SBT 陶瓷的光学性能图。由图 3a 可见, SBT 的引入可以有效改善 KNN 陶瓷的透光性, 当掺杂量为 7%和 10%时, 样品在 800 nm 的透光率分别达约 72%与 58%, 这主要与 SBT 掺杂诱导的致密结构和均匀分布的细小晶粒密切相关, 其内部孔隙极少, 可以将光散射损耗降至最低^[18]。进一步利用阿基米德排水法测量并计算了样品的相对密度^[15]。发现相对密度随着 SBT 的增加先增大再减小, 在 7SBT 和 10SBT 陶瓷中达到最高值(>98.50%), 这与 SEM 照片观测结果相符, x SBT 陶瓷的透光性变化规律与相对密度也保持一致(图 3b)。陶瓷的光学透过率除受微观结构的非本征因素影响外, 还与本征因素如带隙宽度(E_g)密切相关。较小的 E_g 会降低电

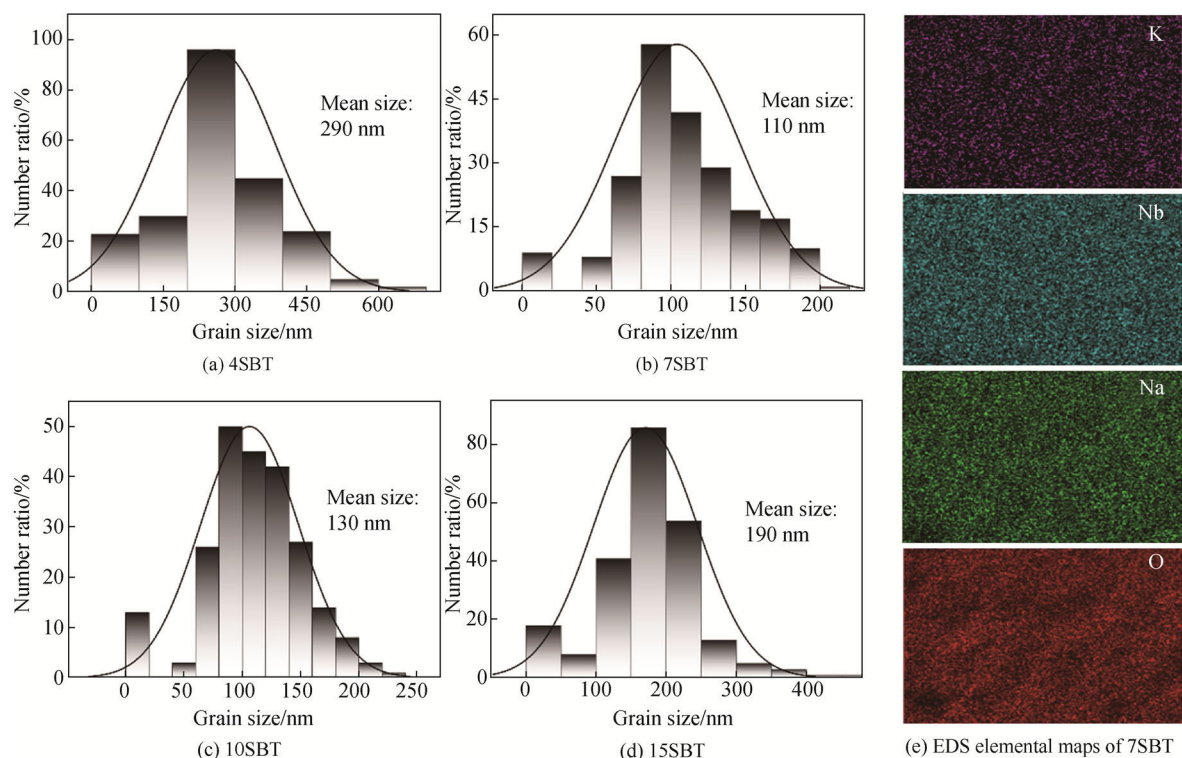


图 2 x SBT 陶瓷的晶粒尺寸分布和 7SBT 陶瓷 EDS 元素分布图
Fig. 2 Grain size distribution of x SBT ceramics and EDS elemental map of 7SBT ceramic

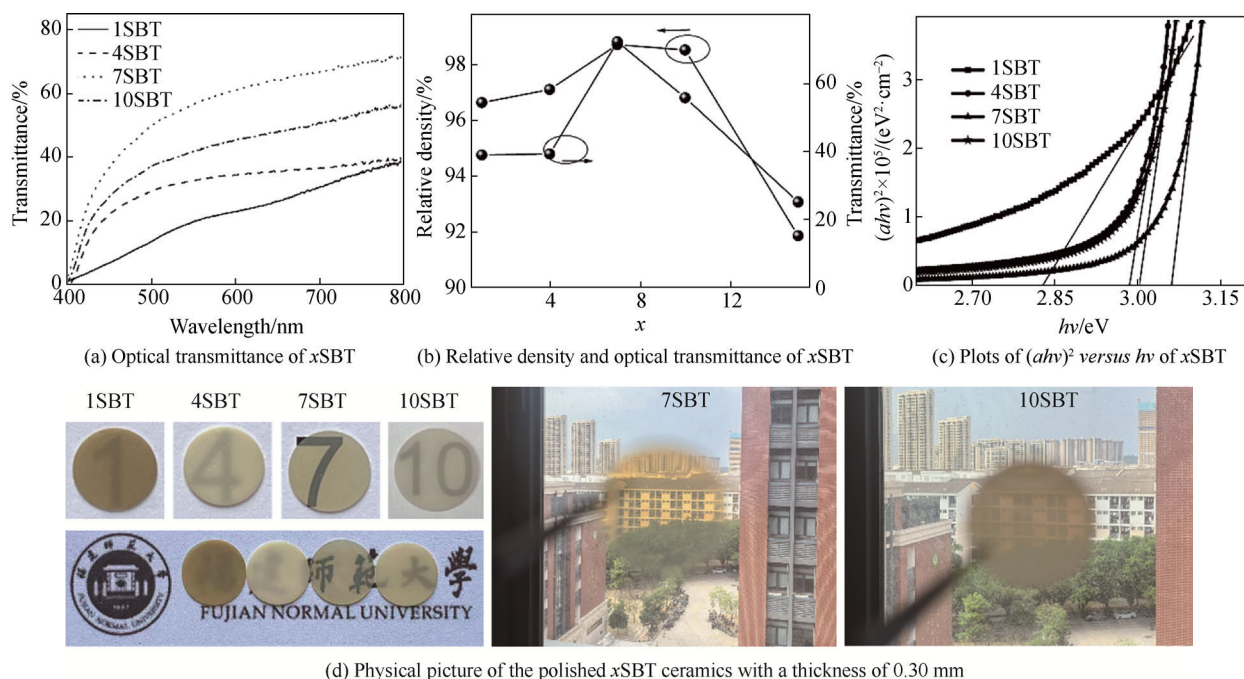


图 3 x SBT($x = 1, 4, 7, 10$)陶瓷的光学性能
Fig. 3 Optical properties of the x SBT ($x = 1, 4, 7, 10$) ceramics

子发生本征吸收跃迁所需的能量阈值, 导致材料在更宽的光谱范围内吸收光子(尤其在可见光区), 造成显著的光能损失, 从而降低光学透过率^[19]。通过光学透过率曲线, 利用 Tauc 方程可以拟合得到带隙值(图 3c)。 x SBT ($1 \leq x \leq 10$)的 E_g 均大于纯 KNN

的带隙值(约为 2.90 eV), 这说明 SBT 的掺杂也可以提高 KNN 陶瓷的本征透光性。通常, 能带的变化与掺杂引起的晶体结构和电子结构变化有关^[20]: 1) Sr^{2+} 本身并不直接提供参与前沿能带(价带顶或导带底)的电子轨道, 但 Sr^{2+} 的离子半径(约为 1.44 Å,

CN = 12)显著大于其所取代的 A 位离子 Na^+ (约为 $1.39 \text{ \AA}$, CN = 12)和 K^+ (约为 $1.64 \text{ \AA}$, CN = 12), 导致晶格膨胀和 A 位局部应变, 从而影响 B—O 八面体键长和键角, 为电子结构变化奠定结构基础; 2) Bi^{3+} 的 $6s^2$ 孤对电子具有极高极化率, 能够与 O 2p 轨道强烈杂化, 从而抬升价带顶的能量^[21]; 3) Ti^{4+} 取代 Nb^{5+} , 因其电负性和轨道能级差异, 会减弱 B—O 键的共价性, 使得主要由 Nb 4d 和 Ti 3d 轨道构成的导带底能量有效上移^[22]。因此, 在 SBT 复合掺杂中, Sr 和 Bi 作为 A 位掺杂剂, 通过引入晶格畸变和独特的电子结构(尤其是 Bi 的 $6s^2$ 孤对电子), 协同 B 位的 Ti 掺杂, 共同导致了 KNN 陶瓷带隙的增大。由图 3e 可见, $x\text{SBT}$ 透明陶瓷抛光后的实物图透光性变化规律与图 3a 中所测试的光学透过率($T\%$)结果一致。由于具备优异的透光性能, 透过 7SBT 和 10SBT 陶瓷可以清晰地观察到样品下的字样以及远处的景物, 尤其是 7SBT 陶瓷。除了光学透光性, 陶瓷的击穿场强(BDS)也与其微观结构密切相关, 尤其是晶粒尺寸和致密度^[23]。根据电介质击穿理论, 致密、均匀的细晶结构是获得高 BDS 的基础, 细小的晶粒表明更多的晶界, 这些晶界可作为阻碍击穿通道扩展的有效壁垒; 而高的致密度能最大限

度消除孔隙等缺陷, 避免局部电场畸变, 从而抑制击穿。因此, KNN 基陶瓷透光性的改善一定程度上也有助于提高击穿电场。

为了探索 SBT 掺杂对 KNN 基陶瓷相结构的影响, 通过 XRD 谱和拉曼(Raman)光谱进行表征。图 4 为 $x\text{SBT}$ 陶瓷的相结构演变。由图 4a 左图可见, 所有 $x\text{SBT}$ 陶瓷的 XRD 谱均呈现出典型的纯钙钛矿结构, 衍射峰尖锐, 表明样品结晶性良好^[24], 同时说明 SBT 组元已成功固溶于 KNN 基体中, 形成 $(1-x\%)\text{KNN}-x\%\text{SBT}$ 固溶体。由图 4a 右图可见, 1SBT 陶瓷的(002)衍射峰明显高于(200)衍射峰, 表明其晶体结构为正交相(O)。随着 SBT 含量的增加, 4SBT 陶瓷的(200)峰强度超过(002)峰, 结构转变为四方相(T)。进一步增加 x 值, (002)和(200)衍射双峰逐渐合并为单一(002)峰, 说明逐渐诱导出立方相(C)。因此, 随着 x 值增大, $x\text{SBT}$ 陶瓷的相结构经历了从正交相($x = 1$)到四方相($x = 4$), 再经由四方相与立方相共存($x = 7、10$), 最终转变为纯立方相($x = 15$)的连续演变过程, 即实现了由低对称性正交相向高对称性立方相的结构转变。此外, 拉曼光谱中位于约 250 cm^{-1} 和约 600 cm^{-1} 处的散射峰逐渐向低波数方向移动并减弱, 这一变化进一步佐证了

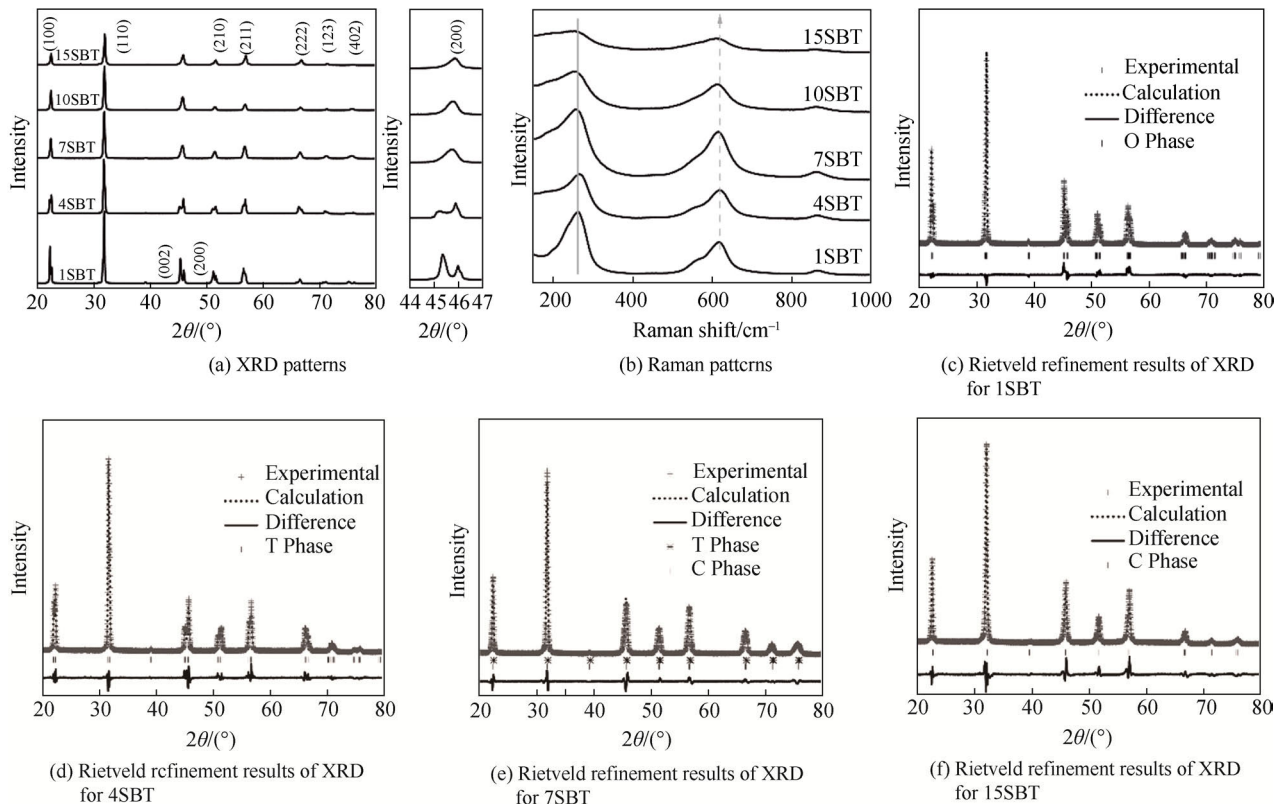


图 4 $x\text{SBT}$ 陶瓷的相结构演变
Fig. 4 Phase structure evolution of the $x\text{SBT}$ ceramics

SBT 含量增加所诱导的连续相变(图 4b)。为了验证上述相结构分析,对 x SBT 陶瓷的 XRD 谱进行了 Rietveld 精修,所得拟合曲线(图 4c~图 4f)及相关精修结果均表明了相结构演变的合理性(表 1)。7SBT 与 10SBT 组分中存在的 T-C 相共存特征与 A/B 位异价离子掺杂所诱导的纳米尺度化学与结构不均匀性密切相关。半径与价态差异显著的掺杂离子在 A/B 位随机分布,形成了纳米尺度的成分起伏区。在掺杂离子($\text{Sr}^{2+}/\text{Bi}^{3+}/\text{Ti}^{4+}$)的富集区域,

离子半径与化学活性等特性的较大差异产生了强烈的局域晶格畸变,这种应变场抑制了邻近氧八面体的协同倾斜与长程偶极有序,从而在该局域倾向于稳定高对称性相(如立方相)^[25]。与此同时,在掺杂浓度较低的局域区域,KNN 基体的低对称性相得以部分保留(如四方相),这种在纳米尺度上高对称性相与低对称性相结构微区的空间交织与共存,在宏观 XRD 表征中即表现为两相衍射峰的叠加。

表 1 x SBT 陶瓷不同组分的 XRD Rietveld 精修结果
Table 1 XRD Rietveld refinement results for different components of x SBT ceramics

Sample No.	Phase	$a/\text{\AA}$	$b/\text{\AA}$	$c/\text{\AA}$	Fraction/%	$R_{\text{wp}}/\%$	$R_p/\%$	χ^2
1SBT	O	3.954 6	5.649 2	5.676 6	100.00	10.13	11.03	1.85
4SBT	T	3.964 5	3.964 5	4.013 6	100.00	9.97	10.99	1.72
7SBT	T	3.965 5	3.965 5	3.966 9	32.10	7.29	8.35	1.39
	C	3.976 5	3.976 5	3.976 5	67.90			
10SBT	T	3.956 5	3.956 5	4.019 5	19.93	7.72	8.44	1.46
	C	3.973 9	3.973 9	3.973 9	80.07			
15SBT	C	3.983 7	3.983 7	3.983 7	100.00	12.91	14.25	2.03

图 5 为 x SBT 陶瓷的弛豫特性。由图 5a~图 5e 可见,首先,从 1SBT 陶瓷中可以观察到 2 个介电峰,其中,在 150 °C 出现的第 1 个介电峰对应了正交-四方的相变温度($T_{\text{O-T}}$),如图 5a~图 5c;第 2 个峰则为四方-立方的相变温度,即居里温度(T_{C}),当 x 增大到 4 时, $T_{\text{O-T}}$ 介电峰开始消失从而转变为 T 相。随着 SBT 含量的继续增加($x=7、10$), T_{C} 介电峰不仅向室温移动还逐渐宽化,说明 T-C 相共存增强了弛豫特性(图 5a 和图 5b)。造成居里温度降低的原因在于半径与价态差异显著的 SBT 复合掺杂离子在 A/B 位取代过程中,破坏了晶格的规则性和偶极相互作用的协同性,从而抑制了相变并降低了 T_{C} 。当 x 继续增大到 15 时, T_{C} 介电峰被移到室温以下,因此,15SBT 陶瓷的相结构为立方相(图 5d)。15SBT 陶瓷的居里峰相比于 7SBT 和 10SBT 陶瓷变得锐化,这是因为在高掺杂量下,掺杂离子占比提高,在整体基质中趋于均匀化,导致成分起伏以及扩散相变特征削弱,从而造成了 15SBT 陶瓷从“成分无序主导的弛豫态”到“平均场效应主导的平移相变”的跨越^[26]。从上述结果可以看出, x SBT 陶瓷介电温谱中的介电峰演变很好地对应了 XRD 谱的相结构变化。此外,由于 10SBT 陶瓷的弛豫特性增强,其介电峰表现出显著的频率色散特性,即介电常数峰值随测试频率升高向高温移动且峰形宽化(图 5e),这一现象的关键在于相结构的高对称性演变以及异

价 $\text{Sr}^{2+}/\text{Bi}^{3+}/\text{Ti}^{4+}$ 在取代 A/B 位时引入的随机场,两者都可以有效地破坏长程铁电有序,进而产生大量的极性纳米微区(PNRs),这些极性纳米微区的极性矢量在外加电场下发生转向时需要一定的弛豫时间,从而对不同的测试频率表现出差异化的响应,最终在宏观上导致了介电峰值的宽化和频率色散现象^[27]。弥散系数(γ)是用来量化弛豫铁电体相变展宽和频率色散程度的无量纲参数, γ 值越大,材料的弛豫特性越强。对于弛豫铁电体,在高温的顺电相区($T > T_{\text{m}}$),其介电常数的倒数与温度的关系不再遵循传统的居里-外斯(Curie-Weiss)定律,而遵循修正的 Curie-Weiss 定律。根据修正的 Curie-Weiss 定律,可以拟合得到陶瓷相变的弥散系数(γ)^[28]:

$$\frac{1}{\varepsilon_r} = \frac{1}{\varepsilon_m} + \frac{(T - T_m)^\gamma}{C} \quad (1)$$

式中: C 为类 Curie-Weiss 常数; ε_m 为 ε_r 的最大值; T_m 为 ε_m 处对应的温度。因此,对 10 kHz 频率下测得介电温谱中的顺电相区($T > T_m$)进行 $\ln(1/\varepsilon_r - 1/\varepsilon_m)$ 和 $\ln(T - T_m)$ 的线性拟合计算可以得到 x SBT 陶瓷的弥散系数(γ)随组分的变化(图 5f)。 $\gamma = 1$ 表示材料遵循传统的 Curie-Weiss 定律,属于正常铁电体; $1 < \gamma < 2$ 表示材料为类弛豫铁电体; $\gamma = 2$ 表示材料为理想弛豫铁电体。拟合得到的 1SBT 陶瓷的 γ 值为 1.07,接近正常铁电体。随着 SBT 组元含量

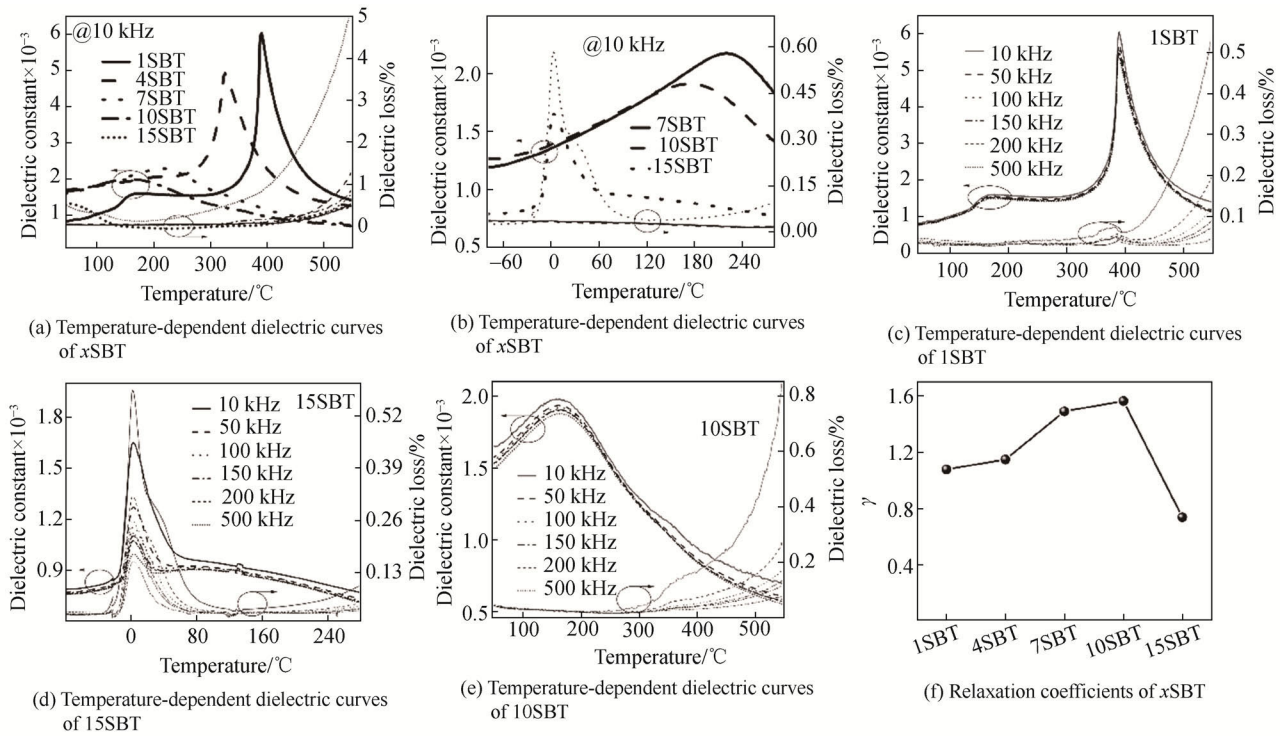


图5 xSBT 陶瓷的弛豫特性

Fig. 5 Relaxor characteristics of the xSBT ceramics

的增加, 当 $x = 7$ 和 $x = 10$ 时, γ 值分别增加到 1.49 和 1.56, 表现出类弛豫特性, 该结果与介电温谱变化趋势一致。

图 6 为 xSBT 陶瓷的铁电和储能性能。由图 6a 可见, 电场强度为 40 kV/cm 时, 随着 SBT 含量的增加, xSBT 陶瓷的 P - E 回线发生了连续变化, 剩余极化强度(P_r)和矫顽场(E_c)显著降低, 从 1SBT 陶瓷中方形饱和的回线形状逐渐转变为在 10SBT 陶瓷中的细瘦形状, 这是弛豫铁电体的典型特征^[29]。因为 SBT 引入时所产生的晶体对称性提高和化学无序破坏了 KNN 基体的长程铁电有序性, 促进了 PNRs 的形成。这些弱极性铁电畴在电场下易于定向排列, 导致低的 E_c , 同时因缺乏长程有序畴结构, 撤去电场后因热扰动而迅速弛豫, 退回到非极化状态, 表现出极低的 P_r 。而当 $x = 15$ 时, 由于 SBT 掺杂过量造成了微观结构的不致密(图 1h), 这不仅影响了样品的透光性, 其 P - E 回线也表现出显著的漏导行为(图 6b), 不利于铁电储能。在铁电储能特性中, P - E 回线所包围的面积代表了储能的能量损耗。因此, 当 $x < 15$ 时, 随着 SBT 含量的增加, 损耗逐渐降低, 这意味着 7SBT 和 10SBT 陶瓷不仅具有透光性, 还呈现出高的储能效率。为了评估 xSBT 陶瓷的储能潜力, 结合 P - E 回线, 基于以下公式可以计算出陶瓷铁电储能的相关参数^[30]:

$$W_{\text{tol}} = \int_0^{P_{\text{max}}} E dP \quad (2)$$

$$W_{\text{rec}} = \int_{P_r}^{P_{\text{max}}} E dP \quad (3)$$

$$\eta = \frac{W_{\text{rec}}}{W_{\text{tol}}} \quad (4)$$

式中: P_r 、 E 、 P_{max} 、 W_{tol} 、 W_{rec} 、 η 分别为剩余极化、电场、最大极化、总的能量密度、可回收能量密度以及储能效率。为了更直观地比较不同组分的变化, 图 6c 展示了 xSBT 陶瓷($x = 1, 4, 7, 10$)在 80 kV/cm 相同电场下的 W_{rec} 与 η 。尽管 7SBT 和 10SBT 的 P_{max} 低于 1SBT 和 4SBT, 但其显著降低的 P_r 使得 W_{rec} 与 η 凸显优势(图 6d 和图 6e), 这体现了弛豫特性对优化储能性能的关键作用。随后又着重研究了 7SBT 和 10SBT 的最佳储能性能, 可以观察到 7SBT 和 10SBT 陶瓷的 W_{rec} 均随电场的增加而单调递增(图 6f 和图 6g), 表明提升工作电场是提高储能密度的另一个关键途径。与 W_{rec} 的趋势相反, 两组分陶瓷的储能效率均随电场的升高而呈现出下降趋势, 这是因为随着电场增强, 弛豫储能材料内部的极化翻转不可逆性加剧, 同时漏电流增大, 导致能量损耗急剧增加。也正是 10SBT 陶瓷具有更强的弛豫特性, 说明电学损耗低, 因此, 随着电场的增加其效率衰减较慢。7SBT 和 10SBT 陶瓷分别在 150 kV/cm

和 300 kV/cm 下储能效率可以维持在~52%，同时在该效率下，7SBT 和 10SBT 陶瓷的可恢复储能密度分别可达 1.05 J/cm³ 和 3.61 J/cm³。图 6h 显示了 7SBT

和 10SBT 陶瓷与其他无铅铁电陶瓷的 W_{rec} 和透过率对比^[29, 31–42]，可见其优异的综合性能在已报道的无铅铁电透明陶瓷中具有显著优势。

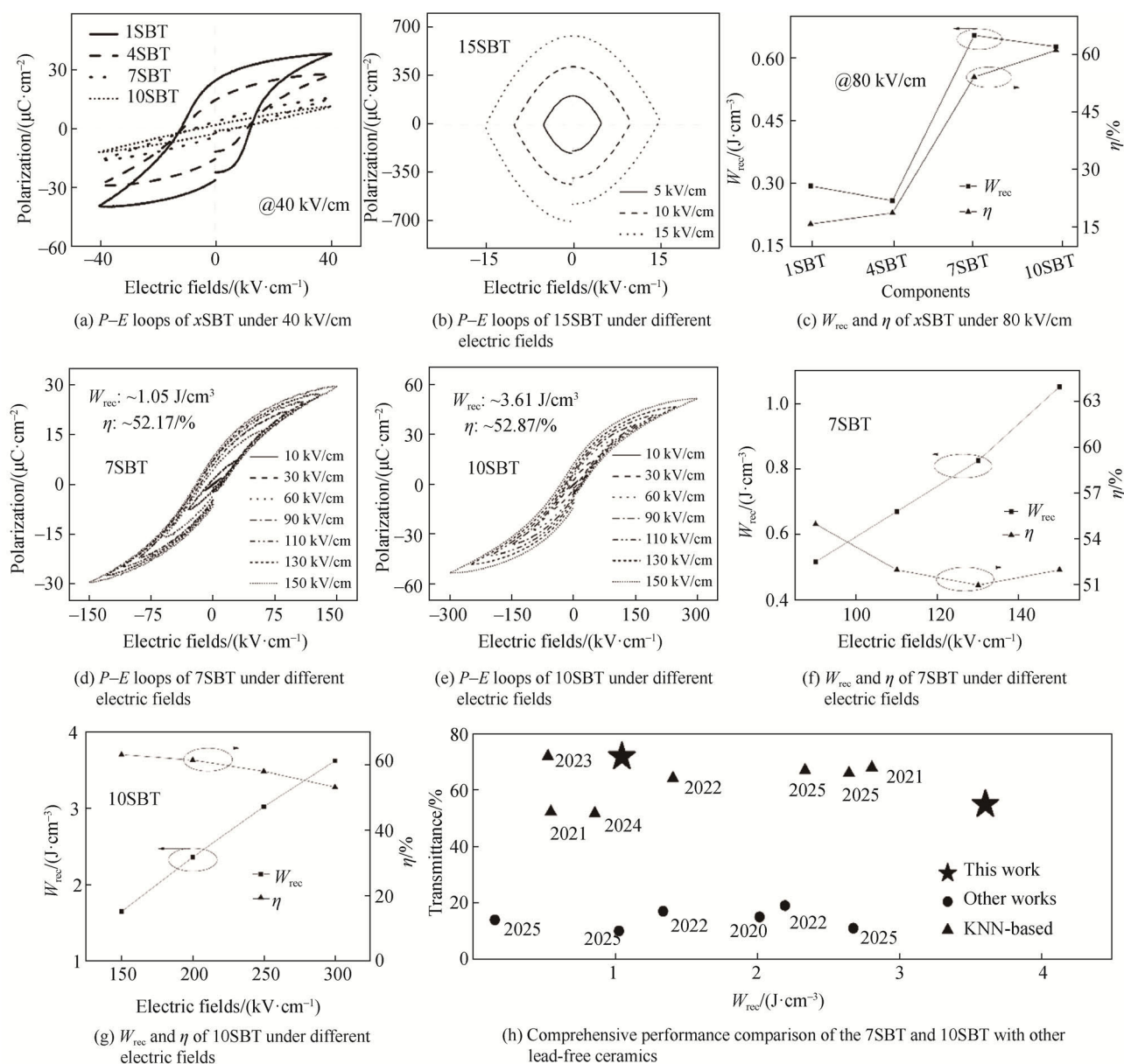


图 6 x SBT 陶瓷的铁电和储能性能
Fig. 6 Ferroelectric and energy storage properties of x SBT ceramics

3 结论

基于传统固相反应法并结合无压烧结工艺，成功通过 SBT 组分掺杂在 KNN 基陶瓷中实现了晶粒细化与结构致密化，获得了具有高光学透过率的无铅铁电陶瓷，其中，7SBT 和 10SBT 陶瓷在可见光区的光学透过率分别可达 72% 和 58%。此外，SBT 引入时所产生的晶体对称性提高和化学无序破坏了 KNN 基体的长程铁电有序性，进一步诱导了铁电弛

豫特性，使得 7SBT 和 10SBT 透明陶瓷获得了优异的铁电储能特性。7SBT 和 10SBT 陶瓷分别在 150 kV/cm 和 300 kV/cm 下储能效率可以维持在 52% 左右，同时在该效率下，其可恢复储能密度分别可达 1.05 J/cm³ 和 3.61 J/cm³。这优异的综合性能（储能密度与透光性）在已报道的无铅铁电透明陶瓷中具有显著优势。本工作为推动下一代光电集成系统关键材料的发展提供了重要的理论与实验依据，也为新型多功能无铅铁电陶瓷的设计开辟了新路

径。不足之处在于当前体系的储能效率仍有较大提升空间，未来可通过更精细的组成调控、界面工程等工艺降低介电损耗与漏导。其次，在宽温域、高频率下的性能稳定性也有待系统评估。

参考文献:

- [1] XIONG X, LIU H, ZHANG J, et al. Ultrahigh energy-storage in dual-phase relaxor ferroelectric ceramics[J]. *Adv Mater*, 2024, 36(48): e2410088.
- [2] WANG M Q, LIN Y, ZHENG B L, et al. Optimized energy storage performances *via* high-entropy design in KNN-based relaxor ferroelectric ceramics[J]. *Chem Eng J*, 2024, 499: 156447.
- [3] YAN F, GE G L, QIAN J, et al. Gradient-structured ceramics with high energy storage performance and excellent stability[J]. *Small*, 2023, 19(6): e2206125.
- [4] XING J, CHEN H, JIANG L M, et al. High performance $\text{BiFe}_{0.9}\text{Co}_{0.1}\text{O}_3$ doped KNN-based lead-free ceramics for acoustic energy harvesting[J]. *Nano Energy*, 2021, 84: 105900.
- [5] GAO T T, MO M Y, CHEN N, et al. Enhanced comprehensive energy storage properties of lead-free KNN based ceramics through composition optimization strategy[J]. *Chem Eng J*, 2024, 500: 157560.
- [6] ZHANG M, YANG H B, LIN Y, et al. Significant increase in comprehensive energy storage performance of potassium sodium niobate-based ceramics *via* synergistic optimization strategy[J]. *Energy Storage Mater*, 2022, 45: 861–868.
- [7] LI J L, LI F, XU Z, et al. [J]. *Adv Mater*, 2018, 30(32): 1802155.
- [8] SONG L F, GLINSEK S, ALLURI N R, et al. Highly transparent lead-free piezoelectric haptic device[J]. *Commun Mater*, 2025, 6: 91.
- [9] LIN J F, GE G L, ZHU K, et al. Simultaneously achieving high performance of energy storage and transparency *via* A-site non-stoichiometric defect engineering in KNN-based ceramics[J]. *Chem Eng J*, 2022, 444: 136538.
- [10] XIAO Z H, YU S J, LI Y M, et al. Materials development and potential applications of transparent ceramics: A review[J]. *Mater Sci Eng R Rep*, 2020, 139: 100518.
- [11] DAI Z H, LI D Y, ZHOU Z J, et al. A strategy for high performance of energy storage and transparency in KNN-based ferroelectric ceramics[J]. *Chem Eng J*, 2022, 427: 131959.
- [12] PAN H, MA J, MA J, et al. Giant energy density and high efficiency achieved in bismuth ferrite-based film capacitors *via* domain engineering[J]. *Nat Commun*, 2018, 9(1): 1813.
- [13] LIN Q F, ZENG X F, HUANG X, et al. Multiscale reconfiguration achieving high electromechanical performance in $\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3$ -based transparent ceramics for pressure-warning smart window[J]. *Chem Eng J*, 2025, 520: 165886.
- [14] ZHONG M Q, FENG Q, YUAN C L, et al. Photocurrent density and electrical properties of $\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{TiO}_3$ - $\text{BaNi}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}\text{O}_3$ ceramics[J]. *J Adv Ceram*, 2021, 10(5): 1119–1128.
- [15] ALMUTAIRI D, ALSHAMRANI N, INGRAM A, et al. Maximizing Archimedes spiral packing density area[J]. *Opt Express*, 2022, 30(21): 39040–39054.
- [16] APETZ R, VAN BRUGGEN M P B. Transparent alumina: A light-scattering model[J]. *J Am Ceram Soc*, 2003, 86(3): 480–486.
- [17] KUGLAND N L, AURAND B, BROWN C G, et al. Demonstration of a low electromagnetic pulse laser-driven argon gas jet X-ray source[J]. *Appl Phys Lett*, 2012, 101(2): 024102.
- [18] CHAI Q Z, ZHANG F D, ZHOU Q Y, et al. Superior energy storage properties and optical transparency achieved in $\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3$ -based dielectric ceramics *via* multiple synergistic strategy[J]. *Small*, 2023, 19, 2207464.
- [19] WU X, LIN J F, CHEN P F, et al. Ho^{3+} -doped (K, Na) NbO_3 -based multifunctional transparent ceramics with superior optical temperature sensing performance[J]. *J Am Ceram Soc*, 2019, 102(3): 1249–1258.
- [20] YANG P, LI L, HAO S L, et al. Electrical and transparent properties induced by structural modulation in $(\text{Sr}_{0.925}\text{Ca}_{0.075})_{2.5-0.5x}\text{Na}_x\text{Nb}_5\text{O}_{15}$ ceramics[J]. *J Eur Ceram Soc*, 2017, 37(7): 2605–2613.
- [21] LIU Q, LI J F, ZHAO L, et al. Niobate-based lead-free piezoceramics: A diffused phase transition boundary leading to temperature-insensitive high piezoelectric voltage coefficients[J]. *J Mater Chem C*, 2018, 6(5): 1116–1125.
- [22] DAI Z H, ZHANG F B, WANG S B, et al. High energy storage properties for $\text{BiMg}_{0.5}\text{Ti}_{0.5}\text{O}_3$ -modified KNN ceramics under low electric fields[J]. *J Mater Sci*, 2022, 57(33): 15919–15928.
- [23] HU J W, ZHOU Z X, LV L, et al. Achieving exceptional energy storage performance in PbHfO_3 antiferroelectric ceramics through defect engineering design[J]. *Mater Horiz*, 2025, 12(10): 3368–3377.
- [24] WU J G, XIAO D Q, ZHU J G. Potassium–sodium niobate lead-free piezoelectric materials: Past, present, and future of phase boundaries[J]. *Chem Rev*, 2015, 115(7): 2559–2595.
- [25] QI H, LI W C, WANG L, et al. Large (anti)ferrodistortive NaNbO_3 -based lead-free relaxors: Polar nanoregions embedded in ordered oxygen octahedral tilt matrix[J]. *Mater Today*, 2022, 60: 91–97.
- [26] FERRIER-BARBUT I, SCHMITT M, WENZEL M, et al. Liquid quantum droplets of ultracold magnetic atoms[J]. *J Phys B: At Mol Opt Phys*, 2016, 49(21): 214004.
- [27] HUANG J P, DENG L, ZHANG Y, et al. Synergistically enhanced energy storage performance of $\text{Bi}_{0.47}\text{Na}_{0.47}\text{Ba}_{0.06}\text{TiO}_3$ -based relaxor ferroelectrics *via* dual engineering of dynamic nanodomains and defect regulation[J]. *J Mater Chem A*, 2025, 13(36): 30053–30064.
- [28] UCHINO K, NOMURA S. Critical exponents of the dielectric constants in diffused-phase-transition crystals[J]. *Ferroelectrics*, 1982, 44(1): 55–61.
- [29] REN X D, JIN L, PENG Z H, et al. Regulation of energy density and efficiency in transparent ceramics by grain refinement[J]. *Chem Eng J*, 2020, 390: 124566.
- [30] LI Y, LIU Y, TANG M Y, et al. Energy storage performance of BaTiO_3 -based relaxor ferroelectric ceramics prepared through a two-step process[J]. *Chem Eng J*, 2021, 419: 129673.
- [31] ZHENG Y Y, DAI Z H, LIU C X, et al. Enhancing energy storage performance of BT-based ceramics by doping modification[J]. *Mater Sci Semicond Process*, 2025, 196: 109656.
- [32] ZHANG Y X, DAI Z H, LI X J, et al. Synergy of energy storage and transparency in KNN-based relaxor ceramics[J]. *Mater Sci Semicond Process*, 2025, 200: 110008.
- [33] ZHANG B W, GU Y H, WANG S, et al. Strain engineered enhancement for the energy storage performance of BST ceramics[J]. *Ceram Int*, 2025, 51(16): 22059–22066.
- [34] WANG Z Y, QIN Z C, GAO S, et al. Improving energy storage properties of barium zirconate titanate ceramics *via* defect dipole engineering[J]. *Materials*, 2025, 18(12): 2809.
- [35] LIU C X, DAI Z H, ZHENG Y Y, et al. Simultaneous enhancement of the energy storage, transparency, and hardness properties of $\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3$ -based ceramics *via* a synergistic optimization strategy[J].

- J Mater Chem A, 2025, 13(47): 41365–41374.
- [36] GAO L L, LIU Z Y, REN P R, et al. Inhibiting oxygen vacancies and twisting NbO_6 octahedron in erbium modified KNN-based multifunctional ceramics[J]. J Materiomics, 2024, 10(1): 179–189.
- [37] WANG L W, LIU H N, YU C J, et al. High-transmittance $(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3$ ferroelectric ceramics modified by $\text{Sr}(\text{Bi}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})\text{O}_3$ [J]. J Electron Mater, 2023, 52(2): 1050–1056.
- [38] ZHOU X Y, LIU K, YAN Z L, et al. High energy storage efficiency of NBT–SBT lead-free ferroelectric ceramics[J]. Ceram Int, 2022, 48(16): 23266–23272.
- [39] WU H T, SHI S Y, LIU X, et al. The $\text{Ba}(\text{Bi}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})\text{O}_3$ modified $(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5})\text{NbO}_3$ lead-free transparent ferroelectric ceramics with high transmittance and excellent energy storage performance[J]. J Mater Sci Mater Electron, 2022, 33(20): 16045–16055.
- [40] PENG Z H, WANG J T, NIU M S, et al. Structure, electrical properties and energy storage performance of BNKT–BMN ceramics[J]. J Mater Sci Mater Electron, 2022, 33(6): 3053–3064.
- [41] HU G B, WANG J T, LIU X, et al. Structural, transmittance, ferroelectric, energy storage, and electrical properties of $\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3$ ceramics regulated by $\text{Sr}(\text{Yb}_{0.5}\text{Ta}_{0.5})\text{O}_3$ [J]. J Mater Sci Mater Electron, 2021, 32(17): 22300–22308.
- [42] DAI Z H, XIE J L, FAN X, et al. Enhanced energy storage properties and stability of $\text{Sr}(\text{Sc}_{0.5}\text{Nb}_{0.5})\text{O}_3$ modified 0.65BaTiO_3 – $0.35\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{TiO}_3$ ceramics[J]. Chem Eng J, 2020, 397: 125520.

作者贡献声明：

王子怡：论文构思、分析数据并推导结论、撰写初稿

黄翔宇：设计研究方法和实验方案、调查研究

孙一鸣：调查研究、软件使用

彭建凌：数据管理、验证、绘制图表

林奇发：软件使用、验证

林锦锋：审阅与修订、监督指导、获取资助

杨 震：监督指导、提供资源、项目管理

Energy Storage Performance and High Optical Transmittance in Visible Light Range of Lead-Free Potassium Sodium Niobate-Based Relaxor Ferroelectric Ceramics

WANG Ziyi¹, HUANG Xiangyu¹, SUN Yiming¹, PENG Jianling¹, LIN Qifa², LIN Jinfeng¹, YANG Zhen¹

(1. Strait Institute of Flexible Electronics, Fujian Normal University, Fuzhou 350117, China;

2. College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108, China)

Extended Abstract

Introduction $(1-x\%)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3) - x\%(\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3)$ ($x = 1, 4, 7, 10$, and 15 molar fraction) lead-free ferroelectric ceramics, denoted as $x\text{SBT}$, were synthesized by a conventional solid-state reaction method and a subsequent pressureless sintering. The effect of SBT incorporation on the microstructure, phase evolution, optical properties, and energy storage performance was investigated. The introduction of SBT effectively refined the grain size and promoted densification, resulting in a high optical transmittance of 72% and 58% in the visible region for the 7SBT and 10SBT ceramics, respectively. SBT doping induced a transition from a normal ferroelectric to a relaxor ferroelectric state in the KNN-based matrix, with the 7SBT and 10SBT compositions exhibiting pronounced relaxor characteristics. The results of ferroelectric performance tests revealed recoverable energy storage densities of approximately 1.05 J/cm^3 at 150 kV/cm for 7SBT and 3.61 J/cm^3 at 300 kV/cm for 10SBT, accompanied by an energy storage efficiency of 52%. This outstanding comprehensive performance (energy storage density and optical transmittance) demonstrated significant advantages over other reported lead-free ferroelectric ceramic systems, thereby providing both a material system and theoretical foundation for developing high-performance lead-free ferroelectric transparent dielectrics for optoelectronic integrated applications.

Methods $(1-x\%)(\text{K}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{NbO}_3) - x\%(\text{Sr}_{0.7}\text{Bi}_{0.2}\text{TiO}_3)$ ($x = 1, 4, 7, 10$, and 15) ceramics, denoted as $x\text{SBT}$, were fabricated with high-purity oxides and carbonates as starting materials by a conventional solid-state reaction method and a subsequent pressureless sintering. The phase structure was analyzed by X-ray diffraction (XRD). The microstructure and elemental distribution were examined by scanning electron microscopy (SEM) coupled with energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS). The structural evolution was determined by Raman spectroscopy. The optical transmittance was measured by ultraviolet–visible–near infrared spectrophotometry. The temperature-dependent relative dielectric permittivity (ϵ_r) was evaluated by an impedance analyzer and the polarization–electric field (P – E) hysteresis loops were measured by a ferroelectric test system to assess energy storage performance.

Results and discussion The SEM images demonstrate that the introduction of $x\text{SBT}$ effectively refines the grain size and promotes the microstructural densification. The grain size is significantly reduced from approximately 290 nm (as $x = 4$) to below 150 nm (as $x = 7$ and 10), effectively minimizing a light scattering. Consequently, the 7SBT and 10SBT ceramics achieve a high optical transmittance of approximately 72% and 58% at 800 nm in the visible light region, respectively. The XRD patterns and XRD Rietveld refinement results reveal a continuous phase structural evolution with increasing x content, *i.e.*, from an orthorhombic phase ($x = 1$) to a tetragonal phase ($x = 4$), then to a coexistence of tetragonal and cubic phases ($x = 7, 10$), and finally to a pure cubic phase ($x = 15$). This progression signifies a structural transition from low-symmetry orthorhombic to high-symmetry cubic phases. The enhanced structural symmetry, along with chemical disorder induced by heterovalent substitutions of $\text{Sr}^{2+}/\text{Bi}^{3+}/\text{Ti}^{4+}$, effectively can disrupt the long-range ferroelectric order, facilitating the formation of polar nanoregions (PNRs) and leading to a pronounced relaxor behavior.

This is quantitatively supported by the significant increase in the diffuseness coefficient (γ) to 1.49 and 1.56 for $x = 7$ and 10, respectively. Correspondingly, the P – E loops evolve from a saturated square shape for 1SBT to a slim shape for 10SBT. As a result, the 7SBT and 10SBT compositions deliver recoverable energy storage densities (W_{rec}) of 1.05 J/cm³ in 150 kV/cm and 3.61 J/cm³ in 300 kV/cm, respectively, with an efficiency (η) of 52%. The combination of high optical transmittance and superior energy storage performance makes the x SBT ceramics a promising lead-free material system for integrated optoelectronic applications.

Conclusions This study achieved the grain refinement and structural densification in KNN-based ceramics *via* doping SBT components, resulting in lead-free ceramics with a high optical transparency. The optical transmittance of the 7SBT and 10SBT ceramics in the visible light region reached 72% and 58%, respectively. Furthermore, the increased crystal symmetry and introduced chemical disorder by SBT doping disrupted the long-range ferroelectric order of the KNN matrix, thereby inducing pronounced relaxor characteristics. These modifications contributed to excellent ferroelectric energy storage properties in the 7SBT and 10SBT transparent ceramics. The 7SBT and 10SBT ceramics maintained an energy storage efficiency of 52% in electric fields of 150 kV/cm and 300 kV/cm, respectively, while achieving recoverable energy storage densities of approximately 1.05 J/cm³ and 3.61 J/cm³. Their outstanding overall performance (*i.e.*, energy storage density and optical transparency) demonstrated significant advantages among reported lead-free ferroelectric transparent ceramics. This work could provide important theoretical and experimental foundations for advancing key materials in next-generation optoelectronic integrated systems and open pathways for designing novel multifunctional lead-free ferroelectric ceramics. The main limitation could lie in the substantial room for improvement in the energy storage efficiency of the current system. Future work could involve more precise composition control and interfacial engineering to reduce dielectric loss and leakage. In addition, the stability of electrical performance across wide temperature ranges and high frequencies could also require a systematic evaluation.

Keywords lead-free ferroelectric ceramics; potassium sodium niobate-based ceramics; optical transmittance; ferroelectric energy storage; relaxor characteristics