

Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷 介电与储能性能*

陈铃¹⁾²⁾ 王娇¹⁾²⁾ 郭旭¹⁾²⁾ 杜欣润¹⁾²⁾ 刘少辉^{1)3)†}

1) (河南工程学院材料工程学院, 河南省电子陶瓷材料与应用重点实验室, 郑州 451191)

2) (河南工程学院材料工程学院, 河南省稀土复合材料国际联合实验室, 郑州 451191)

3) (同济大学材料科学与工程学院, 上海 201804)

(2025年6月23日收到; 2025年7月28日收到修改稿)

电介质玻璃陶瓷材料兼具高功率密度与高能量密度, 在脉冲功率器件的轻量化、小型化与集成化方面具有重要的应用前景. 本研究采用高温熔融、快速冷却结合析晶工艺, 成功制备了不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷, 并系统探究了 Dy³⁺掺杂对玻璃陶瓷微观结构、结晶行为及介电储能性能的影响. 结果表明, Dy³⁺掺杂对基体玻璃陶瓷的相结构无明显影响, 但适量掺杂可促进钨青铜结构 Ba₂NaNb₅O₁₅ 陶瓷相的析出, 同时提高玻璃陶瓷的结晶度, 进而提升其介电常数. 此外, Dy³⁺掺杂能够有效抑制晶粒生长, 增强玻璃陶瓷的耐击穿场强. 当 Dy³⁺掺杂浓度为 0.04 mol/mol 时, 玻璃陶瓷表现出优异的介电储能性能: 介电常数达 97, 击穿场强提升至 1485 kV/cm, 储能密度高达 8.01 J/cm³, 是未掺杂玻璃陶瓷储能性能的 1.87 倍. 本研究为优化玻璃陶瓷材料的介电储能性能提供了重要的实验依据和技术参考, 对推动高性能脉冲功率器件的发展具有重要意义.

关键词: BaO-Na₂O-Nb₂O₅-SiO₂-Al₂O₃-B₂O₃-ZrO₂, 储能性能, 玻璃陶瓷, 介电性能, 稀土离子 Dy³⁺掺杂

PACS: 81.05.Qk, 81.07.-b, 06.60.Ei

DOI: 10.7498/aps.74.20250815

CSTR: 32037.14.aps.74.20250815

1 引言

随着新能源汽车逆变器、5 G 通信基站电源以及高压输电与交直流转换智能配电网等电力储能技术的快速发展, 亟需同时具备高功率密度、高能量密度的电介质储能材料^[1-7]. 然而, 目前电介质电容器在储能性能方面仍显著落后于电化学储能器件, 其储能密度通常低一个数量级以上. 以商用聚合物电容器为例, 其常用的双向拉伸聚丙烯 (BOPP) 薄膜的储能密度仅为 1—2 J/cm³, 严重制约了电力电子设备的小型化和高功率化发展^[8,9].

电介质材料的储能密度主要由其耐击穿场强和介电常数共同决定, 因此, 理想的高性能电介质材料应同时具备较高的介电常数和耐击穿场强. 目前研究最为广泛的脉冲电介质材料主要包括: 介电陶瓷、聚合物、玻璃陶瓷. 与介电陶瓷和聚合物相比, 介电玻璃陶瓷由陶瓷相和玻璃相复合而成, 通过高温熔融、快速冷却和特定温度析晶工艺, 陶瓷相能够均匀分散在致密的玻璃基质中, 形成孔隙率低、晶粒尺寸均匀且结构致密的复合体系. 得益于高介电常数陶瓷相的引入, 玻璃陶瓷表现出优异的介电响应; 同时, 无孔、连续且绝缘性良好的玻璃基质有效提升了材料的整体耐击穿能力, 使其成为

* 河南省科技攻关计划 (批准号: 252102231014) 和河南省大学生创新训练计划 (批准号: 202511517015) 资助的课题.

† 通信作者. E-mail: qqliushaohui@163.com

研究热点^[8-14]. 根据主晶相结构的不同, 介电玻璃陶瓷主要可分为钙钛矿型钛酸盐体系和钨青铜型铌酸盐体系. 其中, 钨青铜结构铌酸盐玻璃陶瓷因具备更高的介电常数和更为优良的介电稳定性, 展现出更为突出的性能优势. 然而, 作为一类重要的介电储能材料, 其性能优化仍面临诸多挑战: 其一, 在析晶过程中易伴随非目标硅酸盐相的析出, 这类低介电常数、低击穿强度的杂相会显著劣化整体介电性能; 其二, 晶体生长过程中常出现晶粒异常团聚现象, 导致电场分布不均并容易引发局部击穿^[6,15-17].

为提升玻璃陶瓷的储能密度, Sun 等^[18-25]围绕介电常数与耐击穿场强之间的协同优化开展了系统性研究. Zhao 等^[26]采用元素掺杂方式提升铌酸盐玻璃陶瓷储能性能, 选用 Lu_2O_3 掺杂铌酸盐玻璃陶瓷, 发现当 Lu_2O_3 摩尔掺杂量增至 3% 时, 玻璃陶瓷的耐击穿场强显著提升至 472 kV/cm. Liu 等^[27]研究了稀土 CeO_2 掺杂对 $\text{SrO-BaO-Nb}_2\text{O}_5\text{-B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 玻璃陶瓷储能性能的改善作用, 当 CeO_2 添加为 0.044 mol/mol 时, 玻璃陶瓷储能密度为 3.39 J/cm³. Zhou 等^[28]发现 Dy_2O_3 掺杂 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2$ 玻璃陶瓷体系中, 尽管 Dy_2O_3 掺杂可以将玻璃陶瓷介电常数提升至 349, 但其耐击穿场强仅为 561.6 kV/cm, 制约了该材料的实际应用. Chen 等^[29]通过调控玻璃陶瓷结晶度以优化其储能性能, 采用 BaF_2 作为形核剂, 对 $\text{BaO-SrO-Nb}_2\text{O}_5\text{-B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 体系的结晶度、微观结构和相结构进行调控, 协同提升玻璃陶瓷的介电常数和耐击穿场强, 制备出储能密度为 4.82 J/cm³ 的铌酸锶钡基玻璃陶瓷. 以上研究结果表明, 通过元素掺杂与组分优化可有效改善玻璃陶瓷的介电与储能性能, 但目前关于元素掺杂影响玻璃陶瓷结构、微观形貌、界面极化、储能性能之间物理机制仍需进一步研究.

稀土离子 Dy^{3+} 具有独特的 4f 电子层结构, 同时具备较大的离子半径和较高的配位数, 在调控玻璃陶瓷的结构与性能方面展现出潜在价值. 本研究通过高温熔融、快速冷却结合析晶工艺制备出 Dy^{3+} 掺杂的 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷, 采用理论模拟结合实验结果分析 Dy^{3+} 掺杂对 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷在相结构、析晶行为、界面极化以及储能性能的内在机制, 揭示 Dy^{3+} 掺杂浓度对 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷微观结构和介电储能性能的影响机理.

2 实验过程

不同摩尔浓度稀土 Dy^{3+} 掺杂的 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷制备工艺如下: 以 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷 (组成为 $24\text{BaO-6Na}_2\text{O-30Nb}_2\text{O}_5\text{-32SiO}_2\text{-5Al}_2\text{O}_3\text{-1.5B}_2\text{O}_3\text{-1.5ZrO}_2$) 为基体, 按照 0, 0.02, 0.04, 0.06 mol/mol 的摩尔比例分别掺杂稀土 Dy^{3+} . 根据化学计量比称量各原料组分, 并利用球磨机进行均匀混合, 将充分混合的原料置于高温玻璃炉中, 玻璃熔融温度为 1550 °C, 保温 2.5 h, 使原料完全熔融. 随后迅速将熔体浇铸到预热的金属模具中获得块状玻璃样品, 并在 650 °C 的条件下保温 3 h, 以消除残余应力. 接着将透明的大玻璃块切割成 1.5 mm×7 mm×6 mm 玻璃薄片, 最后在 1100 °C 保温 3 h, 冷却后可得到不同摩尔浓度稀土 Dy^{3+} 掺杂的 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷.

为分析材料的相组成及晶体结构, 采用 D8 Advanced 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷样品进行表征; 使用 XL30-FEG 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷的晶粒尺寸和微观形貌. 为更清晰地观察玻璃陶瓷的晶粒分布, $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷在测试前先进行精细抛光, 随后用 HF 溶液蚀刻, 以去除陶瓷晶粒之间的玻璃基体. 通过 E4980A 型 LCR 测量仪测试不同温度下 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷的介电常数和介电损耗. 采用 ET2671B 耐击穿测试仪测试玻璃陶瓷的耐击穿场强. 在测试之前, 将测试样品打磨并抛光至厚度约为 70 μm, 然后通过离子溅射方式在其表面形成直径为 1 mm 的 Au 电极. 耐击穿测试电压升压速率为 200 V/s, 测试温度为室温. 采用 Premier-II 型铁电测试仪测试 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷的极化-电场 ($P-E$) 曲线.

3 实验结果与分析

图 1(a) 为不同摩尔浓度 Dy^{3+} 掺杂的 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷的 XRD 图谱. 从图 1 可以看出, Dy^{3+} 掺杂的 $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ 基玻璃陶瓷中均检测到钨青铜结构的 $\text{Ba}_2\text{NaNb}_5\text{O}_{15}$ 主晶相和钙钛矿结构 NaNbO_3 陶瓷相, 但未发现与 Dy^{3+} 相关的衍射峰, 表明 Dy^{3+} 并未形成独立的新相. 随着

稀土 Dy³⁺ 掺杂浓度由 0 mol/mol 增至 0.06 mol/mol, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的衍射峰的位置和形状没有发生明显的变化, 表明少量稀土 Dy³⁺ 掺杂后 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷中没有生成其他新相. 图 1(b) 为 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷钨青铜结构相 (060), (260) 晶面衍射峰的区域放大图, 清晰显示了随着稀土 Dy³⁺ 掺杂量的增大, (260) 晶面的衍射峰逐渐向高角度偏移. 根据晶体衍射的布拉格公式 $2d\sin\theta = \lambda$ 可知, 当衍射角 θ 变大, 晶面间距 d 变小, 进而得出稀土 Dy³⁺ 掺杂使得玻璃陶瓷中钨青铜结构的晶胞参数变小. 结合离子半径数据, Dy³⁺ 的离子半径小于 Ba²⁺ 和 Na²⁺, 当 Dy³⁺ 进入铌酸钡钠钨青铜结构中并且占据 Ba²⁺ 或 Na²⁺ 位置时, 会使钨青铜结构的 Ba₂NaNb₅O₁₅ 晶胞参数变小^[30,31]. 利用 Jade 软件对不同 Dy³⁺ 掺杂浓度样品的晶胞参数进行计算, 结果见图 1(c). 数据显示, 随着 Dy³⁺ 掺杂量的增大, Ba₂NaNb₅O₁₅ 玻璃陶瓷晶胞体积从 2484 Å³ 减小到 2479 Å³, 该趋势

与上述分析结果吻合, 进一步验证了 Dy³⁺ 成功进入钨青铜结构并占据 Ba²⁺/Na⁺ 位点的结论. 图 1(c) 为不同摩尔浓度 Dy³⁺ 掺杂的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的结晶度. 结果显示, 结晶度随 Dy³⁺ 掺杂量的增大呈现先升高后下降的趋势. 未掺杂的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的结晶度仅为 73.1%, 而当 Dy³⁺ 掺杂为 0.04 mol/mol 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的结晶度提升到 83.2%. 以上结果表明适量的 Dy³⁺ 掺杂有助于促进玻璃陶瓷的析晶, 这是因为 Dy³⁺ 替代 Ba²⁺ 或 Na⁺, 导致铌酸钡钠晶格收缩, 从而在铌酸钡钠晶胞内部引起内应力积累和局部应变场, 提供了额外的能量起伏和非均匀成核位点, 降低成核势垒, 提高成核速率, 有利于初始结晶相从玻璃基质中析出, 提高玻璃陶瓷的结晶度. 利用软件对不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺ 掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷 XRD 结果进行了精修计算, 稀土 Dy³⁺ 掺杂浓度为 0.04 mol/mol BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的精修结果见图 1(d),

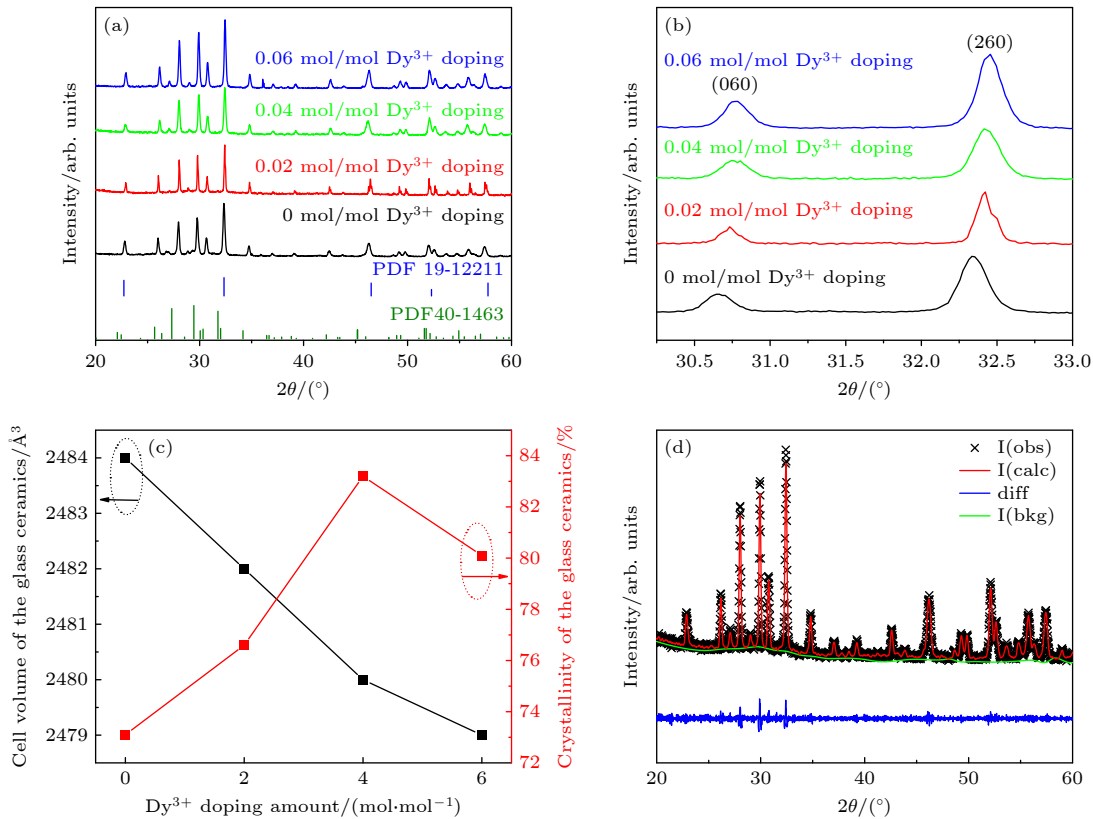


图 1 不同摩尔浓度 Dy³⁺ 掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 玻璃陶瓷的 (a) XRD 图谱、(b) XRD 局部放大图、(c) 晶胞参数和结晶度; (d) Dy³⁺ 掺杂浓度为 0.04 mol/mol BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 玻璃陶瓷的 XRD 精修全谱拟合图

Fig. 1. (a) XRD pattern, (b) local enlargement of XRD pattern and (c) cell parameters and crystallinity of BaO-Na₂O-Nb₂O₅ glass ceramics doped with vary concentrations of Dy³⁺; (d) full XRD refinement fit for the BaO-Na₂O-Nb₂O₅ glass-ceramic doped with 0.04 mol/mol Dy³⁺.

不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的精修结果见表 1。结果显示, 具有高介电常数的 Ba₂NaNb₅O₁₅ 相的相对含量随 Dy³⁺掺杂量的增大有先上升后下降的变化趋势。

表 1 稀土 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷精修结果及各相含量

Table 1. Refined results and phase contents of rare earth Dy³⁺ doped barium sodium niobate based glass ceramics.

Different concentration of Dy ³⁺ doping (mol/mol)	Ba ₂ NaNb ₅ O ₁₅ /%	NaNbO ₃ /%	R _p /%
0	73.1	26.9	13.49
0.02	77.2	22.8	14.38
0.04	83.2	16.8	12.36
0.06	80.3	19.7	15.43

稀土 Dy³⁺掺杂对 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的微观形貌具有显著影响, 进而影响其介电性能及耐击穿特性。图 2 为不同摩尔浓度 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷表面的 SEM 图。可见, 未掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷中可明显观察到晶粒团聚现象, 整体微观结构分布不均匀。随着 Dy³⁺掺杂量从 0 增至 0.04 mol/mol, 晶粒尺寸趋于均匀, 微观组织逐渐致密化。然而, 当 Dy³⁺掺杂量超过 0.04 mol/mol 后, 玻璃陶瓷内部开始出现颗粒团聚, 微观结构趋于疏松。为进一步量化晶粒尺寸的变化趋势, 采用 Nano Measurer 软件对不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂的玻璃陶瓷样品的晶粒尺寸进行了统计分析, 结果如图 3 所示。当 Dy³⁺掺杂量分别为 0 mol/mol, 0.02 mol/mol, 0.04 mol/mol 和 0.06 mol/mol 时, 对应的平均晶粒尺寸依次为 16.44 nm, 15.30 nm, 11.22 nm 和 12.95 nm。结果表明, 在较低掺杂浓度范围内 (0.02—0.04 mol/mol), Dy³⁺的引入有助于细化晶粒结构。此方面情况可以归因于 Dy³⁺掺杂导致铌酸钡钠晶胞畸变, 一方面引起初始晶核密度显著增大, 另一方面晶格收缩产生的内应力场是晶界迁移的主要障碍。晶粒生长速率与晶界迁移率成正比, 而迁移率受应力强烈抑制。此外, 伴随 Dy³⁺掺杂产生的空位可能在晶界处偏聚, 产生 Zener 钉扎效应, 进一步钉扎晶界, 阻止其迁移。上述多种机制协同作用, 使得 Dy³⁺的引入实现玻璃陶瓷晶粒细化, 改善 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的微观组织均匀性 [22–25]。

图 4 为 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷密度测试结果图。随着稀土 Dy³⁺掺杂摩尔浓度

逐渐增大, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的密度从 4.98 g/cm³ 逐步升高至 5.05 g/cm³; 然而, 当 Dy³⁺掺杂浓度继续增大时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的密度反而呈现下降趋势。BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷密度增大可归因于适量 Dy³⁺掺杂有助于减小材料内部气泡含量, 促进结构致密化, 从而提高整体体积密度。

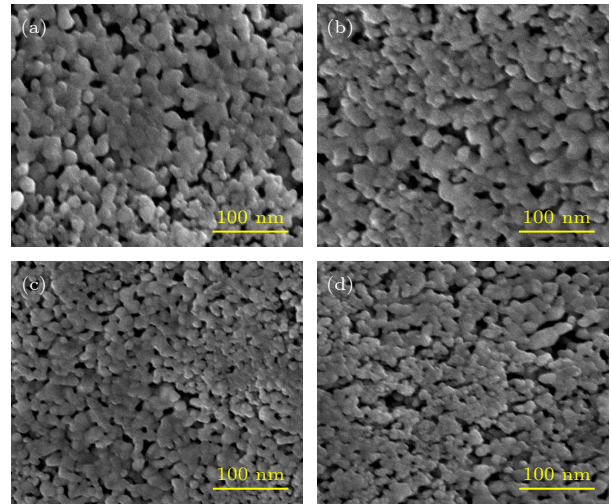


图 2 不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的 SEM (a) 0 mol/mol; (b) 0.02 mol/mol; (c) 0.04 mol/mol; (d) 0.06 mol/mol

Fig. 2. SEM of barium sodium niobate glass ceramics with different molar concentration of Dy³⁺ doping: (a) 0 mol/mol; (b) 0.02 mol/mol; (c) 0.04 mol/mol; (d) 0.06 mol/mol.

微晶玻璃的介电性能受到多种因素的影响, 包括成分、微观结构、晶粒尺寸和界面极化。为了研究稀土 Dy³⁺掺杂对玻璃陶瓷介电性能的影响, 在不同温度下测试玻璃陶瓷介电性能。图 5 是 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷在 100 kHz 频率下介电常数与介电损耗随温度 (−40—110 °C) 变化的关系曲线。从图 5 可以看出, 在整个测试温度范围内, Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电常数均表现出良好的介电稳定性。BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电常数为 76.1, 而 Dy³⁺掺杂后, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电常数在 85.2—97.0 之间变化, 均高于未掺杂玻璃陶瓷介电常数。其提升机制可能包括以下三方面: 一方面, 少量 Dy³⁺进入 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的钨青铜结构晶相中, 取代 Ba²⁺和 Na²⁺离子, 可以提升玻璃陶瓷的介电极化性 [30], 从而提高玻璃陶瓷的介电常数; 另一方面, 适量 Dy³⁺的引入有助于促进玻璃陶瓷内钨青铜型 Ba₂NaNb₅O₁₅ 晶相的析出 [24]。

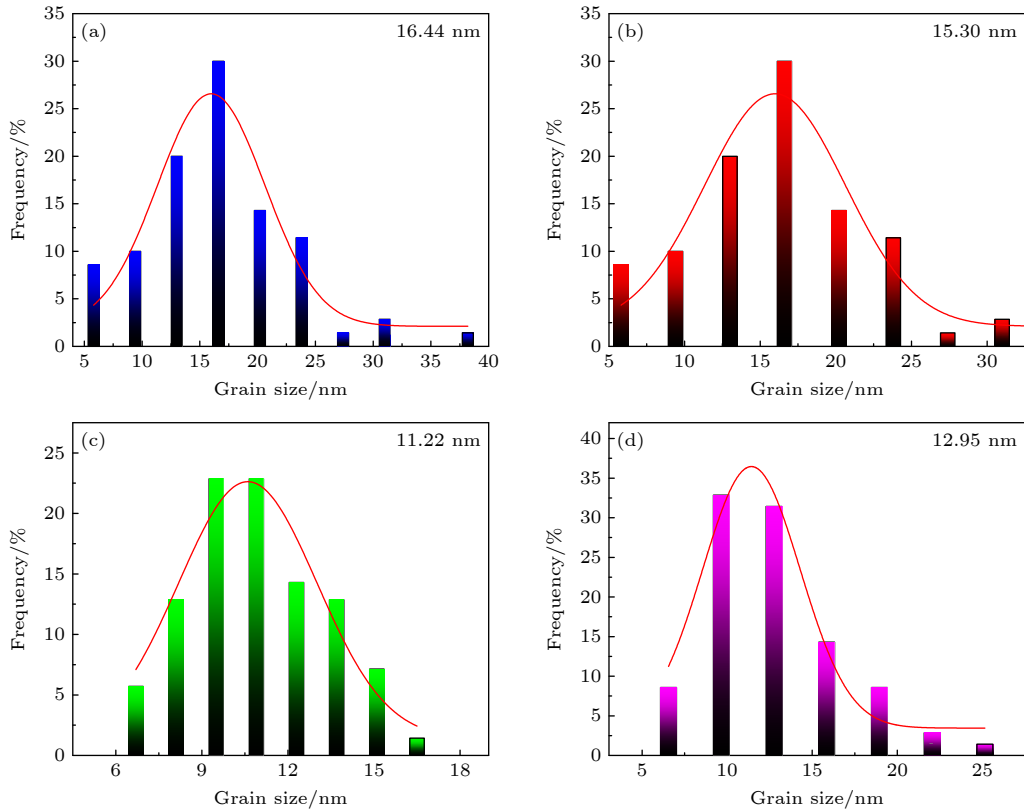


图 3 不同 Dy^{3+} 掺杂浓度的 $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ 基玻璃陶瓷晶粒尺寸分布图 (a) 0 mol/mol; (b) 0.02 mol/mol; (c) 0.04 mol/mol; (d) 0.06 mol/mol

Fig. 3. Grain size distribution graphs for $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ glass-ceramics doped with different Dy^{3+} concentrations: (a) 0 mol/mol; (b) 0.02 mol/mol; (c) 0.04 mol/mol; (d) 0.06 mol/mol.

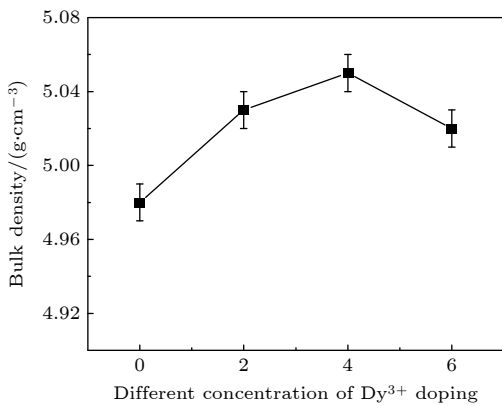


图 4 Dy^{3+} 的 $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ 基玻璃陶瓷的密度测试图
Fig. 4. Density of $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ based glass-ceramics with different molar concentrations of Dy^{3+} .

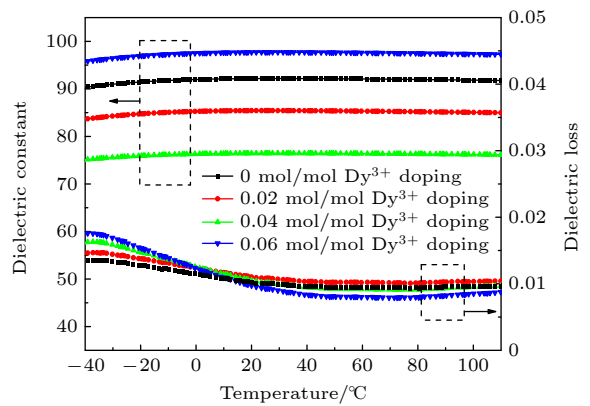


图 5 不同摩尔浓度稀土 Dy^{3+} 掺杂 $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ 基玻璃陶瓷介电常数和损耗随温度变化关系曲线

Fig. 5. Temperature dependent curves of dielectric constant and loss of barium sodium niobate based glass ceramics doped with Dy^{3+} rare earth at different molar concentrations.

$Ba_2NaNb_5O_{15}$ 晶相的结晶度随着 Dy^{3+} 摩尔浓度从 73.1% 先增至 83.2%, 随后有所下降, 而 $Ba_2NaNb_5O_{15}$ 晶相的结晶度越高通常意味着更高的介电常数^[22]. 同时在 $BaO-Na_2O-Nb_2O_5$ 基玻璃陶瓷中, 由于介电陶瓷相与晶界、玻璃基体与介电陶瓷相之间的介电常数和电导率方面存在显著差异, 容易导致玻璃陶瓷内部出现大量的界面和缺陷, 限制玻璃陶瓷内

空间电荷运动并影响其输运行为. 玻璃陶瓷晶粒尺寸减小意味着晶界密度提高, 而界面是空间电荷积累和界面极化发生的主要场所. 更多的界面意味着在相同体积内有更多的地方可以发生这种电荷积累和极化. 当施加外电场时, 大量的空间电荷将在

玻璃基体和介电陶瓷相以及介电陶瓷相和晶界之间的界面上积聚,即发生界面极化.晶粒细化和界面电荷积累共同作用,导致 Maxwell-Wagner-Sillars (MWS) 界面极化效应显著增强^[26-31].此外,所有 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电损耗均低于 0.015.在室温条件下, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷介电损耗随着稀土 Dy³⁺掺杂量的逐渐增大而降低,这可能源于玻璃基体缺陷减少以及微观结构趋于致密和均匀化.

为了进一步探究玻璃陶瓷介电性能与组分之间的关系,利用 Lichtenecker 公式对玻璃陶瓷的介电常数进行拟合^[15]:

$$\log \varepsilon = V_1 \log \varepsilon_1 + V_2 \log \varepsilon_2 + V_3 \log \varepsilon_3,$$

式中, V_1 , V_2 和 V_3 分别为 XRD 精修结果得到的 Ba₂NaNb₅O₁₅, NaNbO₃ 和玻璃基体的体积分数; ε_1 , ε_2 和 ε_3 分别对应这三者的介电常数.其中 Ba₂NaNb₅O₁₅ 介电常数取值为 220, NaNbO₃ 的介电常数取值为 90, 玻璃基体介电常数取值为 6.从图 6 的拟合结果可以看出, Dy³⁺掺杂摩尔浓度为 0, 0.02, 0.04, 0.06 mol/mol 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电常数拟合结果分别为 73.6, 85.1, 110.4 和 98.4, 而实验测试不同浓度 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电常数为 76.1, 85.2, 97.0, 92.1, 模拟的玻璃陶瓷介电常数变化趋势与实验结果基本一致,但二者之间仍存在一定偏差,该差异主要源于玻璃陶瓷中陶瓷相与玻璃基体之间的界面相互作用.

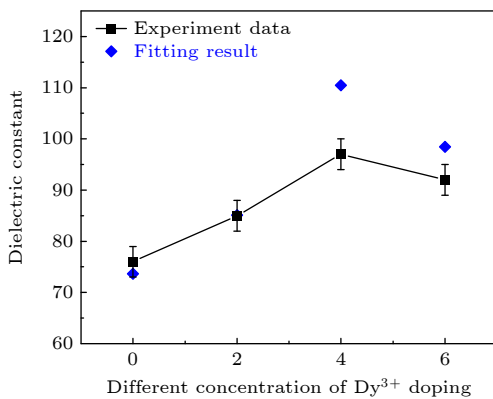


图 6 室温下 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷 (频率为 100 kHz) 的介电常数实验测量值与理论拟合值随 Dy³⁺掺杂浓度变化的关系曲线

Fig. 6. Experimental dielectric constant values measured at room temperature for BaO-Na₂O-Nb₂O₅ glass-ceramics (frequency of 100 kHz) as a function of Dy³⁺ doping concentration, compared with theoretical fitting values.

耐击穿性能是影响玻璃陶瓷作为电介质材料实际应用的关键因素之一.由于单次玻璃陶瓷击穿场强测试值存在一定的偶然性,为准确评估玻璃陶瓷的耐击穿可靠值,采用 Weibull 统计分布模型对玻璃陶瓷电介质材料的耐击穿场强进行了分析.图 7 为 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的击穿场强 Weibull 分布图,对于 Dy³⁺掺杂含量分别为 0, 0.02, 0.04, 0.06 mol/mol 的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷,其 Weibull 分布的形状参数 (β) 分别为 17.2, 21.2, 15.8 和 26.1,均大于 8,表明所测得的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷耐击穿场强具有较高的可靠性和稳定性.随着稀土 Dy³⁺掺杂含量增大, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的耐击穿场强呈现出先增大后降低的趋势.未掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷耐击穿场强为 1129 kV/cm,而稀土 Dy³⁺掺杂量为 0.04 mol/mol 时,该值达到最大值 1485 kV/cm;继续增大至 0.06 mol/mol,玻璃陶瓷耐击穿场强降低到 1366 kV/cm.

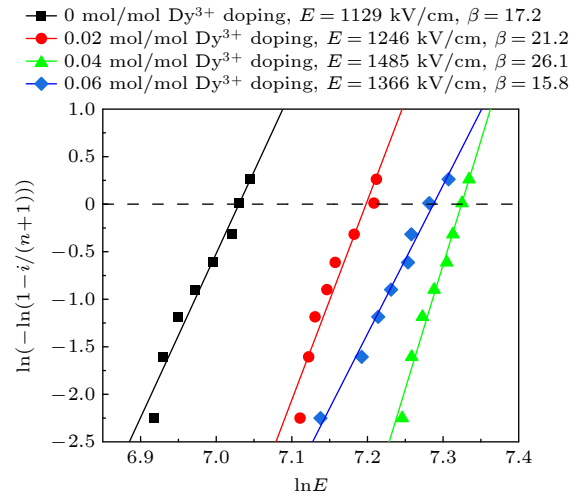


图 7 不同摩尔浓度 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷耐击穿场强的 Weibull 分布图

Fig. 7. Weibull distribution of breakdown strength of Dy³⁺ doped barium sodium niobate glass ceramics.

为深入理解稀土 Dy³⁺掺杂对 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷耐击穿性能的影响机制,对玻璃陶瓷进行了阻抗测试,研究界面激活能 (E_a) 与耐击穿场强之间的关系,通过阻抗谱测试获取不同温度下的复-阻抗数据,并据此计算出相应的界面激活能值.阻抗谱测试温度设为 420—480 °C,每间隔 10 °C 进行一次测量,从而得到 Dy³⁺掺杂对 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的 Cole-Cole 图.图 8(a) 为

Dy³⁺掺杂浓度为0.04 mol/mol时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷在不同测试温度下阻抗虚部 (Z'') 随频率的变化关系. 随着测试温度的升高, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷阻抗虚部峰值的频率逐渐向高频移动. 图 8(b) 为该掺杂玻璃陶瓷的 Cole-Cole 图, 当测试温度低于 420 °C 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷由于其自身电阻较大, 未能形成明显的半圆特征; 随着测试温度不断升高, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷的电阻逐渐减小, Cole-Cole 图中半圆特征逐渐显现且半径减小. 这一现象主要归因于玻璃基体与铌酸钡钠陶瓷相的大量界面所引发的 Maxwell-Wagner 界面弛豫效应. 基于 Arrhenius 公式, 结合阻抗谱数据, 可进一步计算出不同 Dy³⁺掺杂浓度下 BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 值 (见图 8(c)):

$$\ln \tau = E_a / (k_B T) + \ln \tau_0,$$

其中, T 为绝对温度, k_B 为玻尔兹曼常数, E_a 为弛豫过程中玻璃陶瓷的界面激活能, τ 是弛豫时间. 如图 8(c) 所示, 弛豫时间的自然对数和测量温度的倒数之间呈线性关系, 根据公式利用斜率计算出样品的 E_a 值.

空间界面极化是影响玻璃陶瓷耐击穿性能变化的重要机制之一. 实验结果表明, 随着稀土 Dy³⁺掺杂量的增大, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 呈现出先降低后升高的趋势. 图 8(d) 为 BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷耐击穿场强、激活能 E_a 和稀土 Dy³⁺掺杂摩尔浓度之间的关系曲线. 稀土 Dy³⁺掺杂摩尔浓度为 0.04 mol/mol 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 最小, 而未掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅基玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 最大. 由于玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 与玻

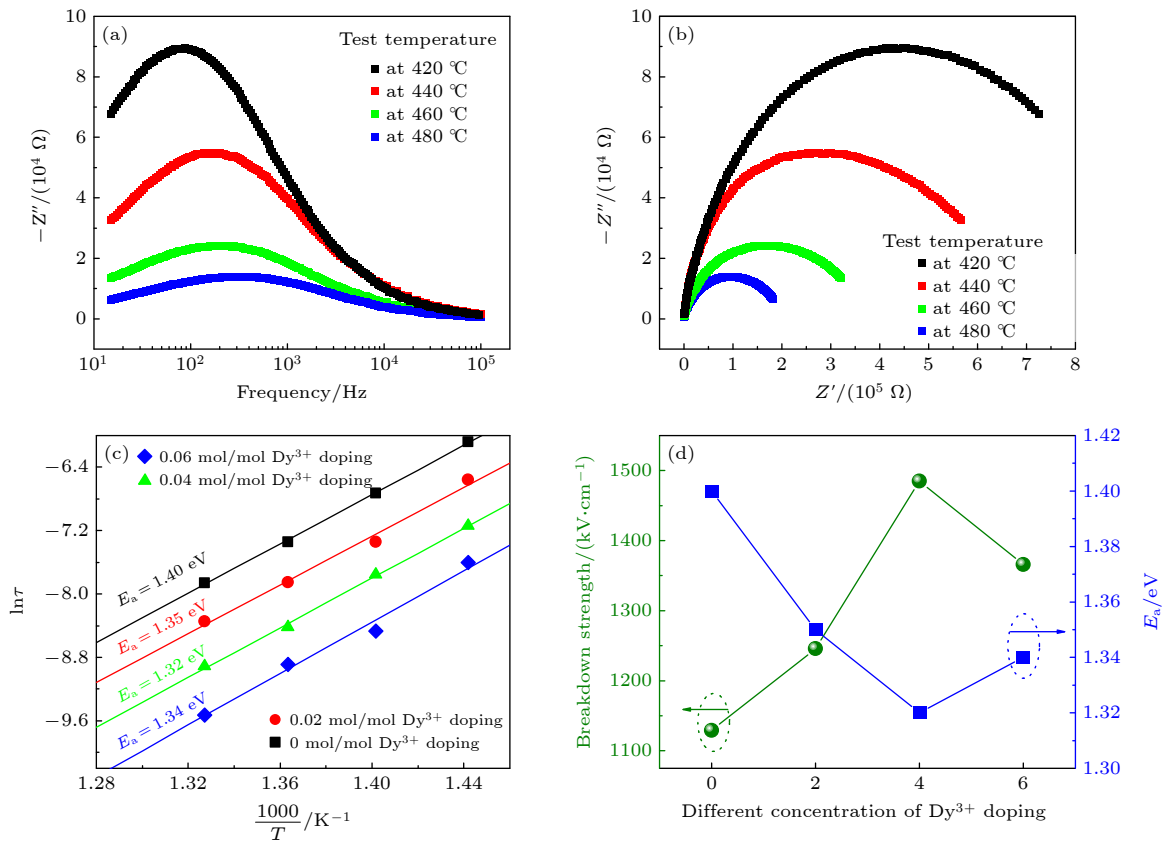


图 8 (a) 不同测试温度下稀土 Dy³⁺掺杂浓度为 0.04 mol/mol BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 玻璃陶瓷的阻抗虚部随频率的变化曲线; (b) 稀土 Dy³⁺掺杂浓度为 0.04 mol/mol 时 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 玻璃陶瓷的复阻抗谱; (c) 不同摩尔浓度 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的界面激活能; (d) 不同摩尔浓度 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 玻璃陶瓷的界面激活能与耐击穿场强关系图

Fig. 8. (a) Variation of the imaginary part of impedance with frequency for 0.04 mol/mol Dy³⁺ doped strontium barium niobate glass ceramics at different test temperatures; (b) complex impedance spectrum of glass ceramics doped with 0.04 mol/mol Dy³⁺; (c) the interfacial activation energy of barium sodium niobate based glass ceramics doped with Dy³⁺ at different molar concentrations; (d) relationship between interfacial activation energy and breakdown field strength of barium sodium niobate glass ceramics doped with Dy³⁺ at different molar concentrations.

璃基体和陶瓷相之间界面处的空间电荷分布密切相关,若玻璃陶瓷两相界面处累积的空间电荷越多,则会阻碍空间电荷的迁移,导致玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 越高,进而降低 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的耐击穿场强;反之,两相界面处的空间电荷分布更均匀,则有助于电荷的传输行为,使得玻璃陶瓷的界面激活能 E_a 降低,耐击穿场强越高.根据以上分析的结果可知,更少空间电荷的积累和更加均匀致密的微观结构导致了稀土 Dy³⁺掺杂 0.04 mol/mol 的玻璃陶瓷耐击穿场强达到最高值.

图 9 为 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的 $P-E$ 曲线.测试结果表明, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷体系的电滞回线的闭合部分面积较小, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的剩余极化非常低,这表明不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷材料在室温下表现出近似线性介电行为.这一特性与介电常数随温度变化的测试结果一致.基于储能计算公式,进一步计算了不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷材料的储能密度.当稀土 Dy³⁺掺杂摩尔浓度为 0.02, 0.04, 0.06 mol/mol 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的储能密度分别为 5.85, 8.01, 7.60 J/cm³.特别是稀土 Dy³⁺掺杂摩尔浓度为 0.04 mol/mol 时样品表现出最优的储能性能,玻璃陶瓷的耐击穿场强达到了 1485 kV/cm,其相应的介电常数为 97.0,储能密度高达 8.01 J/cm³,而未掺杂样品储能密度仅为 4.29 J/cm³.玻璃陶瓷储能性能的提升主要归因于适量稀土 Dy³⁺的引入.一方面,低浓度 Dy³⁺

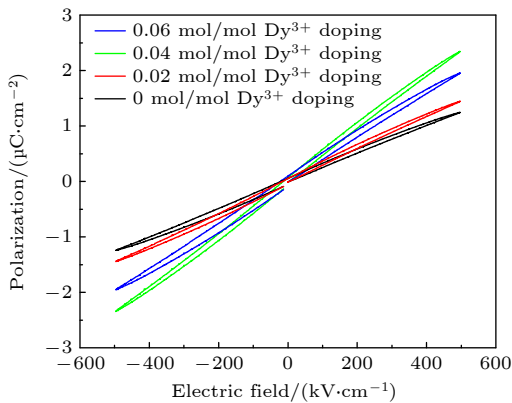


图 9 不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的 $P-E$ 曲线

Fig. 9. $P-E$ curves of barium sodium niobate based glass ceramics doped with rare earth Dy³⁺ at different molar concentrations.

掺杂有助于促进析晶过程,优化玻璃陶瓷的微观结构;另一方面, Dy³⁺掺杂降低了界面激活能,从而改善了空间电荷的迁移行为,提升了 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的介电与储能性能.

为更直观地评估本研究中 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的储能性能,对文献已报道的玻璃陶瓷储能密度与本文结果进行了对比分析(表 2).数据表明,稀土 Dy³⁺掺杂可大幅提升 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的储能密度,与其他文献报道的玻璃陶瓷的储能密度相比,展现出一定的性能优势.

表 2 文献报道玻璃陶瓷的储能密度和本文结果比较

Table 2. Comparison between the energy storage density of glass ceramics reported in literature and the results presented in this paper.

Glass ceramic components	$U/(J\cdot cm^{-3})$	Ref.
Barium strontium titanate glass ceramics	1.13	[32]
(BaO, Na ₂ O)-Nb ₂ O ₅ -SiO ₂ glass ceramics	5.12	[33]
Ba _x Sr _{1-x} TiO ₃ -(Ba-B-Al-Si-O) glass ceramics	4.89	[34]
SrO-BaO-Nb ₂ O ₅ -TiO ₂ -SiO ₂ -Al ₂ O ₃ glass ceramics	7.73	[35]
Strontium barium niobate based glass ceramics	7.9	[36]
BaO-Na ₂ O-Nb ₂ O ₅ -SiO ₂ -TiO ₂ -ZrO ₂ glass ceramics	8.01	This work

4 结 论

采用高温熔融法结合热处理析晶工艺,制备了不同摩尔浓度稀土 Dy³⁺掺杂的 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷.系统探讨了 Dy³⁺掺杂浓度对玻璃陶瓷微观结构、析晶行为及其介电储能性能的影响.实验结果表明: 1) Dy³⁺掺杂对 BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷的主相结构无明显影响,但 Dy³⁺掺杂提高了玻璃陶瓷的结晶度,抑制了晶粒生长; 2) 随着 Dy³⁺掺杂浓度的增大, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷介电性能、耐击穿强度表现出先增加后降低的趋势; 3) 在 Dy³⁺掺杂浓度为 0.04 mol/mol 时, BaO-Na₂O-Nb₂O₅ 基玻璃陶瓷表现出最优的储能性能,储能密度达到 8.01 J/cm³,是未掺杂玻璃陶瓷 (4.29 J/cm³) 的 1.87 倍.该性能提升主要归因于低浓度 Dy³⁺掺杂可有效促进 Ba₂NaNb₅O₁₅ 陶瓷相析出,优化玻璃陶瓷微观结构,同时降低玻璃陶瓷的界面激活能,从而增强微结构与介电响应之间的协同效应.

参考文献

- [1] Ahmad A, Zahra M, Alam F, et al. 2023 *Fuel* **336** 126930
- [2] Zhu N, Liu J H, Zhou J T, Zhang L, Yao N, Liu X L, Chen Y X, Zhang J, Zhang X F 2022 *Adv. Electron. Mater.* **8** 2200670
- [3] Zhou J J, Zhou W Y, Cao D, Zhang C H, Peng W W, Yao T, Zuo J, Cai J T, Li Y 2022 *J Polym. Res.* **29** 72
- [4] Dong J F, Deng X L, Niu Y J, Pan Z Z, Wang H 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 217701 (in Chinese) [董久锋, 邓星磊, 牛玉娟, 潘子钊, 汪宏 2020 物理学报 **69** 217701]
- [5] Du J H, Li Y, Sun N N, Zhao Y, Hao X H 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 127703 (in Chinese) [杜金花, 李雍, 孙宁宁, 赵焯, 郝喜红 2020 物理学报 **69** 127703]
- [6] Liu S H, Wang J, Wang F F, Wang Y 2023 *Surf. Tech* **52** 346 (in Chinese) [刘少辉, 王娇, 王菲菲, 王远 2023 表面技术 **52** 346]
- [7] Zhuo J T, Lin M H, Zhang Q Y, Huang S W 2024 *Acta Phys. Sin.* **73** 177701 (in Chinese) [卓俊添, 林铭浩, 张齐艳, 黄双武 2024 物理学报 **73** 177701]
- [8] Yang M Z, Ren W B, Guo M F, Shen Y 2022 *Small* **18** 2205247
- [9] Wang Y, Wang H, Xu K, Wang B Y, Wang F, Li C L, Diao C L, Huang H B, Zheng H W 2022 *Ceram. Int.* **48** 16114
- [10] Fu J, Yang M C, Wang R, Cheng S, Huang X Y, Wang S J, Li J L, Li M X, He J L, Li Q 2022 *Mater. Today Energy* **29** 101101
- [11] Zhang J R, Zhang Z A, Han X, Fang R, Xu R X, Zhao L L 2021 *Mater. Rev.* **35** 23162
- [12] Zhang J R, Xu R X, Han X, Zhang Z A, Zhao L L, Cui B, Zhai C X, Lei X Y 2021 *Funct. Mater. Lett.* **14** 2151004
- [13] Wang J, Liu S H, Chen C Q, Hao H S, Zhai J W 2020 *Acta Phys. Sin.* **69** 218101 (in Chinese) [王娇, 刘少辉, 陈长青, 郝好山, 翟继卫 2020 物理学报 **69** 218101]
- [14] Wang J, Wang Q, Wang Y, Sun X, Hao H S, Liu S H 2024 *J. Chin. Ceramic. Soc.* **52** 1310 (in Chinese) [王娇, 汪庆, 王远, 孙兴, 郝好山, 刘少辉 2024 硅酸盐学报 **52** 1310]
- [15] Li D, Zhou D, Wang D, Zhao W C, Guo Y, Shi Z Q 2022 *Adv. Funct. Mater.* **32** 2111776
- [16] Jiang Y, Huang Y, Fan Z H, Shen M, Huang H T, He Y B, Zhang Q F 2022 *Chem. Eng. J.* **446** 136925
- [17] Qin B, Wang D, Liu X, et al. 2021 *Science* **373** 56
- [18] Sun L, Shi Z C, Liang L, et al. 2022 *ACS Appl. Mater. Interfaces* **14** 29292
- [19] Jiang Y, Luo Z M, Huang Y, Shen M, Huang H T, Jiang S L, He Y B, Zhang Q F 2022 *J. Mater. Chem. A* **10** 18950
- [20] Prateek, Bhunia R, Sarkar A, Anand S, Garg A, Gupta R K 2021 *Energy Technol.* **9** 2000905
- [21] Dong G H, Mao Y Q, Yang G M, et al. 2021 *ACS Appl. Energy Mater.* **4** 4038
- [22] Zha J W, Tian Y Y, Zheng M S, Wan B Q, Yang X, Chen G G 2023 *Mater. Today Energy* **31** 101217
- [23] Yu Y G, Shao W Z, Liu Y, Li Y, Zhong J, Ye H J, Zhen L 2023 *J. Mater. Chem. A* **11** 5279
- [24] Rajabathar J R, Thankappan R, Al-Lohedan H, Al-Sigh H A 2023 *J. Mater. Sci-Mater. El.* **34** 585
- [25] Peng S J, Du X F, Liang Z S, Ma M B, Guo Y, Xiong L L 2023 *J. Energy Storage* **60** 106636
- [26] Zhao Y Y, Xu J W, Zhou C R, Yuan C L, Li Q N, Chen G H, Wang H, Yang L 2016 *Ceram. Int.* **42** 2221
- [27] Liu X, Pu Y, Li P, Wu T, Pan G 2014 *J. Mater. Sci-Mater. El.* **25** 3044
- [28] Xie W Q, Bai G X, Cai Y J, Tian Y, Huang F F, Xu S Q, Zhang J J 2019 *J. Alloys Compd.* **788** 972
- [29] Chen G H, Liu T Y, Yang Y, Zhang W J 2012 *Adv. Mater. Res.* **535** 1619
- [30] Zheng J, Chen G H, Yuan C L, Zhou C R, Chen X, Feng Q, Li M 2015 *Ceram. Int.* **42** 1827
- [31] Zhou Y, Zhang Q M, Luo J, Tang Q, Du J 2012 *Rare Met.* **31** 281
- [32] Wang J W, Tang L J, Shen B, Zhai J W 2014 *J. Mater. Res.* **29** 288
- [33] Xie S X, Wang J W, Liu S H, Zhang W Q, Tang L J, Shen B, Zhai J W 2014 *Ceram. Int.* **40** 7495
- [34] Zhang W Q, Wang J W, Xue S X, Liu S H, Shen B, Zhai J W 2014 *J. Mater. Sci-Mater. El.* **25** 4145
- [35] Liu J H, Wang H T, Shen B, Zhai J W, Li P, Pan Z B 2017 *J. Am. Ceram. Soc.* **100** 506
- [36] Liu S H, Wang J, Ding J, Hao H S, Zhao L M, Xia S Y 2019 *Ceram. Int.* **45** 4003

Dielectric and energy-storage performance of Dy³⁺ doped BaO-Na₂O-Nb₂O₅ based glass ceramics*

CHEN Ling¹⁾²⁾ WANG Jiao¹⁾²⁾ GUO Xu¹⁾²⁾

DU Xinrun¹⁾²⁾ LIU Shaohui^{1)3)†}

1) (Henan Key Laboratory of Electronic Ceramic Materials and Application, College of Materials Engineering, Henan Institute of Engineering, Zhengzhou 451191, China)

2) (Henan International Joint Laboratory of Rare Earth Composite Materials, College of Materials Engineering, Henan Institute of Engineering, Zhengzhou 451191, China)

3) (School of Materials Science & Engineering, Tongji University, Shanghai 201804, China)

(Received 23 June 2025; revised manuscript received 28 July 2025)

Abstract

Dielectric glass ceramics that combine high power density and high energy density have important application value in achieving lightweight, miniaturization, and integration of pulse power devices. Compared

with dielectric ceramics and polymers, dielectric glass-ceramics are composites consisting of a ceramic phase dispersed within a glass phase. Through the high-temperature melting, rapid cooling, and specific-temperature crystallization, the ceramic phase becomes uniformly distributed within the dense glass matrix, resulting in a composite structure characterized by low porosity, uniform grain size, and high density. Owing to the introduction of the high-dielectric-constant ceramic phase, the glass-ceramics exhibit excellent dielectric response. Furthermore, the pore-free, continuous, and highly insulating glass matrix effectively enhances the overall breakdown resistance of the material. Different molar concentrations of rare earth Dy^{3+} doped $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ based glass ceramics are prepared using high-temperature melting combined with temperature-controlled crystallization process. The raw materials of glass ceramics are weighed according to the stoichiometric ratio and homogeneously mixed using a ball mill. The thoroughly mixed raw materials are placed in a high-temperature glass furnace and melted at 1550 °C for 2.5 h to ensure complete fusion. The melt is then rapidly cast into a preheated metal mold to obtain bulk glasses. These glasses are annealed at 650 °C for 3 h to relieve residual stresses. Subsequently, the transparent bulk glass blocks are cut into thin slices. Finally, these slices are heat-treated at 1100 °C for 3 h. Upon cooling, Dy^{3+} doped -based glass-ceramics with varying molar concentrations of the rare-earth ion are obtained. The effects of different molar concentrations of rare earth Dy^{3+} doping on the microstructure, crystallization behavior, and dielectric energy storage performance of $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ based glass ceramics are systematically studied. The test results show that rare earth Dy^{3+} doping has almost no effect on the phase structure of $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ based glass ceramics. Moderate rare earth Dy^{3+} doping can effectively promote the precipitation of $\text{Ba}_2\text{NaNb}_5\text{O}_{15}$ ceramic phase in tungsten bronze structure, while improving the crystallinity of glass ceramics and increasing the dielectric constant of glass ceramics. In addition, rare earth Dy^{3+} doping also has the effect of inhibiting the growth of glass ceramic grains, which can improve the breakdown strength of $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ based glass ceramics. When the rare earth Dy^{3+} doping molar concentration is 0.04 mol/mol, the dielectric constant of $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5$ based glass ceramic is 97.0, the breakdown strength reaches 1485 kV/cm, and the highest energy storage density arrives at 8.01 J/cm³, which is 1.87 times that of undoped glass ceramics. This result provides experimental basis and technical reference for improving the performance of glass ceramic materials in the field of energy storage.

Keywords: $\text{BaO-Na}_2\text{O-Nb}_2\text{O}_5\text{-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$, energy storage performance, glass ceramics, dielectric properties, rare earth ion Dy^{3+} doping

PACS: 81.05.Qk, 81.07.-b, 06.60.Ei

DOI: 10.7498/aps.74.20250815

CSTR: 32037.14.aps.74.20250815

* Project supported by the Programs for Tackling Key Problems in Science and Technology of Henan Province, China (Grant No. 252102231014) and the College Students' Innovation and Entrepreneurship Training Program of Henan Province, China (Grant No. 202511517015).

† Corresponding author. E-mail: qqliushaohui@163.com

Dy³⁺掺杂BaO–Na₂O–Nb₂O₅基玻璃陶瓷介电与储能性能

陈铃 王娇 郭旭 杜欣润 刘少辉

Dielectric and energy-storage performance of Dy³⁺ doped BaO–Na₂O–Nb₂O₅ based glass ceramics

CHEN Ling WANG Jiao GUO Xu DU Xinrun LIU Shaohui

引用信息 Citation: *Acta Physica Sinica*, 74, 198102 (2025) DOI: 10.7498/aps.74.20250815

CSTR: 32037.14.aps.74.20250815

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250815>

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

Sc₂O₃掺杂对稀土难熔钇盐阴极热发射性能的影响

Effect of Sc₂O₃ doping on thermal emission properties of rare-earth refractory yttrium salt cathode

物理学报. 2025, 74(15): 157901 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20250520>

(Bi_{0.5}Na_{0.5})_{0.7}Sr_{0.3}TiO₃掺杂对[0.93NaNbO₃–0.07Bi(Mg_{0.5}Sn_{0.5})O₃]陶瓷结构与电学性能的影响

Influence of (Bi_{0.5}Na_{0.5})_{0.7}Sr_{0.3}TiO₃ doping on structure and electrical properties of [0.93NaNbO₃–0.07Bi(Mg_{0.5}Sn_{0.5})O₃] ceramics

物理学报. 2025, 74(1): 017702 <https://doi.org/10.7498/aps.74.20240833>

Ti⁴⁺掺杂对Ca₃Co₂O₆磁性和磁-介电性能的影响

Effect of Ti⁴⁺ doping on magnetism and magnetodielectric properties of Ca₃Co₂O₆

物理学报. 2024, 73(17): 177501 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240648>

V₂O₅–Al₂O₃助烧剂对低温烧结Li–Zn微波铁氧体性能的影响

Effects of V₂O₅–Al₂O₃ sintering aid on properties of low temperature sintered Li–Zn microwave ferrites

物理学报. 2023, 72(3): 037501 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20221723>

Cu掺杂β–Ga₂O₃薄膜的制备及紫外探测性能

Preparation and ultraviolet detection performance of Cu doped β–Ga₂O₃ thin films

物理学报. 2023, 72(19): 198503 <https://doi.org/10.7498/aps.72.20230971>

基于实验参数的Dy³⁺, Na⁺: PbGa₂S₄中红外激光理论研究

Theoretical study of Dy³⁺, Na⁺: PbGa₂S₄ mid-infrared laser based on experimental parameters

物理学报. 2024, 73(16): 164203 <https://doi.org/10.7498/aps.73.20240223>