锶镁共掺对 $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ 氧离子导体电学性能的影响分析

Investigation on electrical performance of Sr, Mg, co-doped $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ oxide ion conductor

王伟国，王新福，汪　聃，郝刚领
（延安大学 物理与电子信息学院，陕西 延安 716000）
WANG Wei-guo, WANG Xin-fu, WANG Dan, HAO Gang-ling
(College of Physics and Electronic Information, Yan'an University, Yan'an 716000, Shaanxi, China)

摘要：通过固相反应法制备单一结构的锶镁共掺的 $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ 氧离子导体，利用交流阻抗谱和内耗温度谱分别研究锶镁共掺对 $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ 材料晶粒电导率及氧离子扩散的影响。在 593K 时，$Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ 材料的晶粒电导率可以达到 5.31×10^{-4} S/cm，比母体 $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ 材料在同温度下的晶粒电导率高一个数量级，甚至超过了 $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.98}$ 样品在 673K 温度下的晶粒电导率。在锶镁共掺的 $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ 材料中观察到一个氧弛豫内耗峰，其弛豫参数为：$E=0.85$eV，$\tau_0=7.4\times10^{-14}$ s。结合弛豫参数和结构分析，Sr^{2+} 的掺杂在一定程度上可以增大氧离子扩散的自由体积，较大的自由体积、较高的可动氧空位浓度和较好的氧空位可动性是 NBT-SrMg2 样品晶粒电导率相较于 NBT-Mg2 样品大幅提高的主要原因。

关键词：氧离子导体；晶粒电导率；氧空位能动性
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2018.001190
中图分类号：TM911　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2019)08-0028-05

Abstract: $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ compound was synthesized by solid-state reaction. AC impedance and internal friction spectroscopy were employed to study the electrical performance and oxgyen ion diffusion in the Sr, Mg-co-doped $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ compounds. The grain conductivity of $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ sample can reach 5.31×10^{-4} S/cm at 593 K, an order of magnitude higher than that of the $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ compound at the same temperature and exceeding the grain conductivity of $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.98}$ sample at 673K. An internal friction relaxation peak was observed. The relaxation parameters can be calculated, $E=0.85$eV and $\tau_0=7.4\times10^{-14}$ s. Judging from the relaxation parameters and structural analysis, the Sr^{2+} dopant can amplify the specific free volume. Compared with the $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.98}$ sample, the substantial increase of the grain conductivity for $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$ sample may be derived from the larger specific free volume, higher mobile oxygen vacancy content and better oxygen vacancy mobility.

Key words: oxide ionic conductor; grain conductivity; oxygen vacancy mobility

氧离子导体在固体氧化物燃料电池电解质、氧离子传感器、浓差电池与氧泵等方面有广泛的应用前景，尤其是氧离子传感器可用于汽车尾气排放、锅炉排气中残氧含量的检测。ZrO_2 基氧离子导体具有比较高的氧离子电导率和良好的化学结构稳定性，而成为氧离子导体中研究最为深入的一种固体电解质材料。ZrO_2 基氧离子导体的使用温度过高（1073～1273K）容易产生界面效应，电极烧结以及不同部分之间热膨胀系数失配等一系列问题[1-2]，同时对材料的要求更严格，高成本也限制了 ZrO_2 基氧离子导体在固体氧化物燃料电池中的使用。因此相对于高温固体氧化物燃料电池而言，发展中温（673～873K）固体氧化物燃料电池，将有助于降低燃料电池的成本并延长其使用寿命，因此寻找在中温区域具有较高的氧离子电导率和较好的化学稳定性的电解质材料是中温固体氧化物燃料电池研究工作非常重要的研究课题。

目前研究的 CeO_2 基、Bi_2O_3 基以及 $La_2Mo_2O_9$ 基氧离子导体[3-5]，在还原气氛下容易产生电子电导，极

大地限制了这些材料体系在燃料电池中的应用。而目前报道钙钛矿结构(ABO_3)的部分铋缺失的 $Na_{0.5}Bi_{0.49}TiO_{2.985}$ 材料，经 B 位中 Ti^{4+} 的部分 Mg^{2+} 取代获得的 $Na_{0.5}Bi_{0.49}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.965}$ 化合物，在 873K 其氧离子体电导率可达 10^{-2} S/cm[6]。另外，Sinclair 等对 $Na_{0.5}Bi_{0.49}TiO_{2.985}$ 材料中 A 位 Bi^{3+} 的部分 Sr^{2+} 取代获得的 $Na_{0.5}Bi_{0.47}Sr_{0.02}TiO_{2.975}$ 化合物，在 773 K 时其氧离子电导率为 4.9×10^{-3} S/cm [7]。由此可见，在 $Na_{0.5}Bi_{0.49}TiO_{2.985}$ 材料中的部分锶和镁的掺杂可以明显改善 $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$ 材料的导电性能，在本工作中采用锶镁掺杂于 $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$(NBT) 材料中 A 位置和 B 位置来制备 $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$(NBT-SrMg2)材料，进而采用交流阻抗谱来研究试样的氧离子导电性能，利用内耗谱来研究氧离子在 NBT-SrMg2 材料中的扩散性能和弛豫机制，为 NBT 基氧离子导体的实际应用奠定理论实验基础。

1　实验材料与方法

1.1　样品制备

采用高纯的碳酸钠、氧化铋、碳酸锶、二氧化钛以及氧化镁等原料，利用传统的固相反应法制备合成 NBT 和 NBT-SrMg2 陶瓷试样。为了除去水汽等吸附杂质的影响，首先将原材料在 553K 温度下处理 20h，随后按照一定的化学计量比称取原料，将称量好的原料于玛瑙罐中球磨 12h，在大气环境中自然风干，在 1073K 进行预烧 12h；将预烧的粉料再次球磨 12h，风干后加入 PVA 黏合剂充分研磨，用大约 300MPa 的压力在圆形或者长条形模具中分别压制成用于内耗谱测量所用的条形试样(约 70mm×4mm×1.5mm)和电导率、介电弛豫测量所用的圆片状试样(半径约 13mm，厚约 2mm)。随后以 2℃/min 的升温速率升温至 1353K 保温 8h 得到浅灰色试样。将烧结所得的圆形试样双面抛光，均匀刷涂中温银浆，在 973K 下保温 30min，随炉冷却得到电学测试的试样。

1.2　物相分析及电学性能测试

利用 X 射线衍射粉末衍射(XRD)的模式对 NBT-SrMg2 试样进行物相结构分析，测量角度范围为10°～90°，步长为 0.02°，晶格常数和晶胞体积通过 Fullprof 程序拟合 XRD 图谱获得。样品表面形貌通过场发射扫描电镜(FE-SEM)进行观察，型号为 Sirion 200 FEG。用 LCR 表(IM3536)测试 NBT-SrMg2 试样的交流阻抗谱，测试频率范围为 10Hz～1MHz，并利用 ZView 软件对实验数据进行处理和分析。内耗测试在多功能内耗仪上进行，升温速率为 3K/min，应变振幅为 3×10^{-5}。

2　结果与分析

2.1　物相分析

图 1 分别给出的是 NBT 和 NBT-SrMg2 试样的室温 XRD 图谱，通过与 NBT 图谱比较发现，锶镁共掺 NBT-SrMg2 试样的 XRD 图谱没有其他衍射峰的出现，这表明 Sr^{2+} 和 Mg^{2+} 离子进入了晶格，形成了单一钙钛矿结构的 NBT-SrMg2 固溶体。利用 Fullprof 对 NBT 和 NBT-SrMg2 的 XRD 图谱进行了拟合分析，从图 1 中可以看出按照 $R3c$(161)空间群对两个样品的 XRD 图谱拟合的结果很好。表 1 中给出了利用 Fullprof 程序拟合得到的晶格常数，结合空间群 $R3c$(161)可以判断出，两种样品 NBT 和 NBT-SrMg2 试样均属于三方晶系。另外随着 Sr^{2+} 和 Mg^{2+} 进入 NBT 晶格，NBT-SrMg2 试样的晶胞体积由 0.3521nm^3 增加到 0.3531nm^3，晶胞体积的增加可能源于 Sr^{2+} 和 Mg^{2+} 的离子半径大于 Bi^{3+} 和 Ti^{4+} 的离子半径。图 2 给出了 NBT-SrMg2 试样的 SEM 图像。可以看出，在样品颗粒之间存在着一定的间隙，根据阿基米德原理计算得到 NBT-SrMg2 试样的致密度大约为 90.3%。

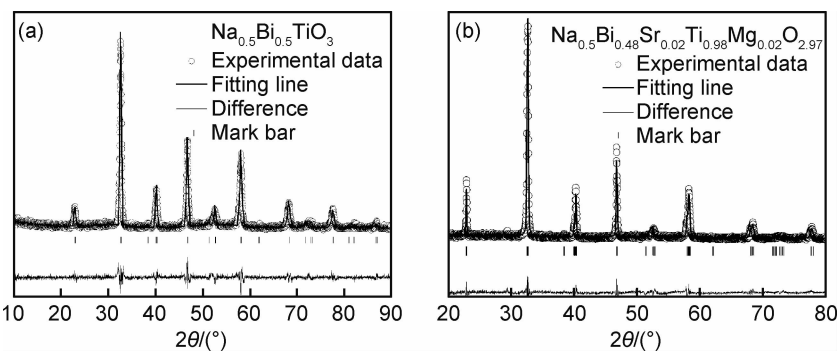


图 1　样品 XRD 及 Fullprof 拟合图谱　(a)NBT；(b)NBT-SrMg2

Fig. 1　XRD and the fitting results from Fullprof　(a)NBT；(b)NBT-SrMg2

表 1 NBT 和 NBT-SrMg2 试样的晶格常数

Table 1 Lattice parameters of NBT and NBT-SrMg2 sample

Sample	Lattice constant					Lattice volume/nm^3
	a/nm	c/nm	α	β	γ	
NBT	0.5484	1.3518	90°	90°	120°	0.3531
NBT-SrMg2	0.5489	1.3532				0.3521

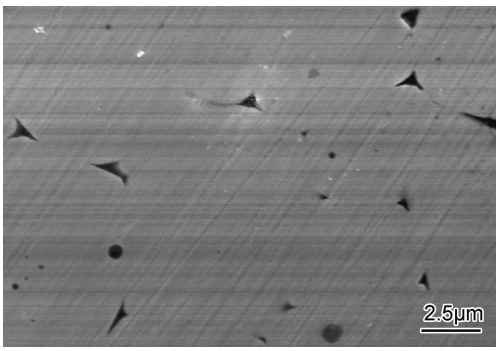


图 2 样品 NBT-SrMg2 的扫描电镜图像

Fig. 2 SEM image of NBT-SrMg2 sample

2.2 电学性能测试

图 3 分别给出的是 NBT-SrMg2 试样在 593K 下的交流阻抗谱及 ZView 的拟合结果，不难看出阻抗谱图由 3 段不同的圆弧组成，拟合中采用 3 个串联的 R-CPE 元件来拟合 3 段圆弧，其中下角标 b，gb 和 el 分别表示晶粒、晶界和电极的响应，拟合曲线几乎通过了每一个实验数据点，其拟合结果见表 2。根据电导率的计算公式 $\sigma=L/RS$(L 为试样的厚度，S 为试样电极的面积)，进而可得 NBT-SrMg2 试样在 593K 温度下的晶粒电导率为 5.31×10^{-4} S/cm，比母体材料 NBT 在同温度下电导率(5.7×10^{-5} S/cm)高了将近一个数量级[6]。

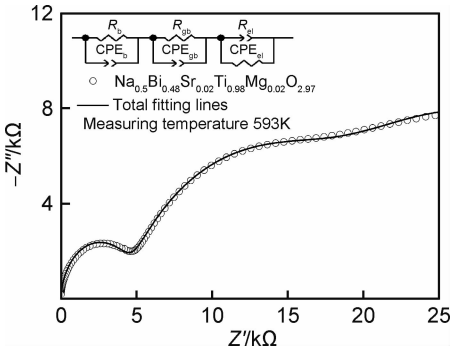


图 3 NBT-SrMg2 试样的交流阻抗以及等效拟合图谱

Fig. 3 AC impedance spectra and the fitting lines of NBT-SrMg2 sample

图 4 给出的是 NBT-SrMg2 和 NBT 晶粒电导率随温度的变化关系曲线，可以看出，NBT-SrMg2 试样的电导率随温度的升高而增大，当温度达到 673K 时，其晶粒电导率可达 1.55×10^{-3} S/cm，比已经应用的氧化钇稳定氧化锆 $Zr_{0.92}Y_{0.08}O_{1.96}$(8YSZ)在相同温度下的电导率($0.6\times10^{-4}$ S/cm，673K)高了将近 2 个数量级[8]。表 3 中给出了 $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.98}$(NBT-Mg2[9])和 NBT-SrMg2 样品在 3 个不同温度(573，623K 和 673K)下的晶粒电导率，可以看出，NBT-SrMg2 试样的电导率在 573K 可达 3.5×10^{-4} S/cm，甚至超过了 NBT-Mg2 试样在 673K 温度下的电导率。

表 2 NBT-SrMg2 试样的交流阻抗等效电路拟合结果

Table 2 AC impedance spectra and fitting results of NBT-SrMg2sample

Temperature/K	R_b/Ω	C_b/F	R_{gb}/Ω	C_{gb}/F	R_{el}/Ω	C_{el}/F
593	4288	1.63×10^{-9}	13571	2.45×10^{-7}	19547	2.14×10^{-6}

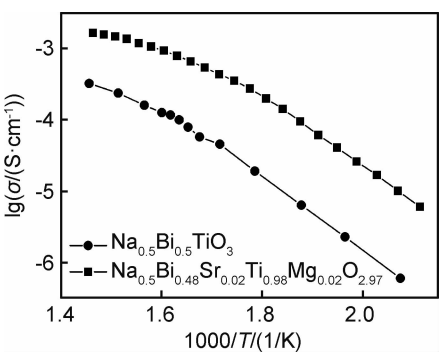


图 4 NBT-SrMg2 和 NBT 晶粒电导率随温度的变化关系曲线

Fig. 4 Curves of the grain conductivity *versus* inverse temperature $1/T$ for the NBT-SrMg2 和 NBT samples

表 3 NBT-Mg2[9]和 NBT-SrMg2 样品在 3 个不同温度(573，623 K 和 673 K)下的晶粒电导率

Table 3 Grain conductivity of NBT-Mg2 and NBT-SrMg2 sample at three different temperatures

Temperature/K	σ_b/(S·cm^{-1})	
	NBT-Mg2[9]	NBT-SrMg2
573	5.2×10^{-5}	3.5×10^{-4}
623	1.2×10^{-4}	9.2×10^{-4}
673	2.4×10^{-4}	1.55×10^{-3}

2.3 内耗测试

图 5 给出的是氧离子导体 NBT-SrMg2 在升温过程中 4 个不同频率(1，2，4Hz 和 8Hz)内耗随温度的变化关系曲线，可以看出，随着测量频率的增加，内耗

峰的峰位逐渐向高温方向移动，表现出典型的热弛豫特征[10]。对于热激活的弛豫过程，弛豫时间和温度之间可以用 Arrhenius 关系：$\tau=\tau_0\exp(E/kT)$来表示。当测量频率 $f=1/2\pi\tau$ 时，内耗取得最大值，此时可以转化为测量频率和出现内耗峰的峰温之间的关系：$\ln(2\pi f)=-E/K_BT-\ln(\tau_0)$，可以计算得出热弛豫过程的弛豫参数。对 NBT-SrMg2 样品的 4 个不同频率曲线用非线性拟合方法对其进行拟合[11]，从图 5 的插图中可以看出，$\ln(2\pi f)$和 $1/T$ 呈现出比较好的线性关系，根据 Arrhenius 关系可以计算得出该弛豫峰的弛豫参数为：$E=0.85$eV，$\tau_0=7.4\times10^{-14}$ s。Li 等[6]利用^{18}O示踪扩散测量，发现 Na^+ 离子对 NBT 材料电学性能的影响可以忽略不计，因此根据弛豫峰的弛豫参数进一步结合氧离子在氧离子导体 $La_2Mo_2O_9$[6]、铁电材料 $Bi_4Ti_3O_{12}$[12-13] 等材料的弛豫参数，可以推断出该弛豫峰是由氧离子在 NBT-SrMg2 样品中短程扩散所引起的。

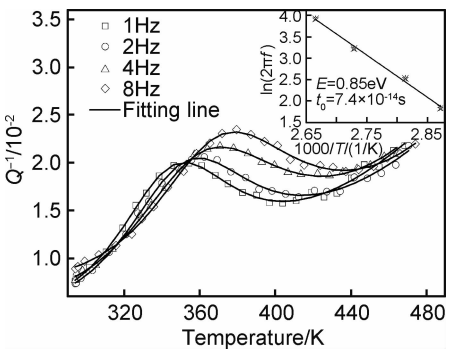


图 5　NBT-SrMg2 试样内耗随温度变化及其拟合关系曲线
（插图为 NBT-SrMg2 试样的 Arrhenius 关系）

Fig. 5　Curves of internal friction Q^{-1} *versus* temperature for NBT-SrMg2 sample at different measuring frequencies and fitting relationship curve
(The inset is the Arrhenius plots of NBT-SrMg2 sample)

2.4　讨论分析

众所周知，材料的容忍因子、自由体积和氧空位浓度及能动性对钙钛矿结构的氧离子导体材料的导电性能起着决定性的影响。根据容忍因子的定义：

$$t=\frac{r_A+r_O}{\sqrt{2}(r_B+r_O)} \tag{1}$$

式中 r_A 和 r_B 分别表示的是 ABO_3 结构中 A 位和 B 位占据离子的平均离子半径，r_O 表示的氧离子的半径。利用式(1)可以计算得出 NBT、NBT-Mg2 及 NBT-SrMg2 样品的容忍因子分别为 0.9840，0.9829 和 0.9832。根据计算结果可以得出，无论是 Mg^{2+} 的掺杂还是(Sr，Mg)共掺所引起的结构变化都是比较小的。

根据自由体积 V_f 可以定义为[7]：

$$V_f=(V-\sum V_{ion})/V \tag{2}$$

式中 V 指的是单胞体积，可以根据经验公式 $V=[2.37r_B+2.47-2(1/t-1)]^3$ 计算得出[7]，$\sum V_{ion}$指的是单胞中各个离子的体积之和。根据 Shannon 离子半径，结合容忍因子和式(2)可以计算得出 NBT、NBT-Mg2 及 NBT-SrMg2 样品所对应的自由体积分别为 0.1957，0.1974 和 0.1975。从计算结果可以得出，NBT-SrMg2 样品相比于其他 3 种样品而言具有最大的自由体积，比较大的自由体积将有利于氧离子在晶格中的扩散迁移[7]。根据已报道的结果，氧离子在 NBT、NBT-Mg2 样品中扩散的激活能分别为 1.03，0.94eV，都远高于氧离子在 NBT-SrMg2 样品中扩散的激活能 0.85eV [9,14]。其原因可能在于三价 Bi^{3+} 中，其 $6s^2$ 电子未参与成键，是一孤对电子，在晶格中占据的空间体积较大，而在 NBT-Mg2 样品中 Sr^{2+} 部分取代了 Bi^{3+}，从而增大了氧离子导体在 NBT-SrMg2 晶格中的自由空间，在一定程度上导致了氧离子扩散势垒高度的下降。

在 NBT 材料中 Sr^{2+} 和 Mg^{2+} 部分取代三价 Bi^{3+} 和四价 Ti^{4+}，由于电荷的补偿，在 NBT-SrMg2 中不可避免引入氧空位，根据 Kroger-Vink 方程：

$$MgO+Ti_{Ti}^{X}+O_O^X\rightarrow Mg''_{Ti}+V_{\ddot{O}}+TiO_2 \tag{3}$$

$$2SrO+2Bi_{Bi}^{X}+O_O^X\rightarrow 2Sr'_{Bi}+V_{\ddot{O}}+Bi_2O_3 \tag{4}$$

根据式(3)可知，当 0.02mol Ti^{4+} 被等量的 Mg^{2+} 取代，将在 NBT-Mg2 样品中引入 0.02mol 氧空位，得到 NBT-Mg2 物质的表观化学式 $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.98}$；另外根据式(3)和(4)可得，当 0.02mol Bi^{3+} 和 0.02mol Ti^{4+} 分别被等量的 Sr^{2+} 和 Mg^{2+} 离子取代时，在 NBT-SrMg2 样品中将引入 0.03mol 氧空位，即 $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$。相较于 NBT 和 NBT-Mg2 样品而言，在 NBT-SrMg2 样品中存在着更高的氧空位浓度。

为了研究样品中氧空位的能动性，图 6 中给出了 NBT-Mg2 和 NBT-SrMg2 样品的内耗温度曲线(1Hz)。可以看出，NBT-SrMg2 样品中内耗峰有较高的峰高，并且内耗峰逐渐向低温方向移动。根据点缺陷的理论，峰高与可动氧空位浓度成正比，弛豫时间与空位的能动性成反比[15]，由此可以推断出在 NBT-SrMg2 样品中具有比较高的可动氧空位浓度。在图 6 插图中给出了氧离子在 NBT-Mg2 和 NBT-SrMg2 样品中扩散的弛豫时间随温度的变化关系曲线，可以看出氧离子在 NBT-Mg2 样品中扩散弛豫时间明显要高于在 NBT-SrMg2 样品中的扩散弛豫时间，进而可得

出在氧空位在 NBT-SrMg2 样品中有更好的动性，这和氧离子在 NBT-SrMg2 样品中有较低扩散激活能的结论是一致的。在 NBT-SrMg2 样品中有较高的可动氧空位浓度和较好的可动性是其具有比较高的氧离子电导率的原因。

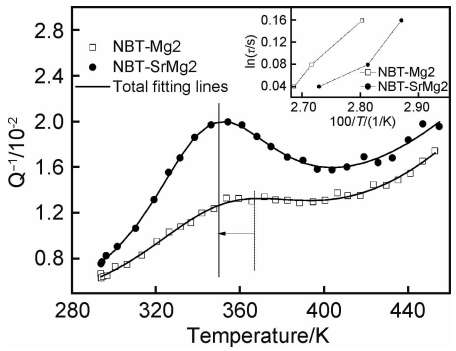


图 6 NBT-Mg2 和 NBT-SrMg2 试样内耗随温度变化关系曲线（插图为 NBT-Mg2 和 NBT-SrMg2 弛豫时间随温度变化关系曲线）

Fig. 6 Curves of internal friction Q^{-1} *versus* temperature for NBT-Mg2 and NBT-SrMg2 sample at 1Hz(The curves of relaxation time *versus* temperature for NBT-Mg2 and NBT-SrMg2)

3 结论

(1)采用固相反应法合成了锶镁共掺的氧离子导体材料 $Na_{0.5}Bi_{0.48}Sr_{0.02}Ti_{0.98}Mg_{0.02}O_{2.97}$，在 593K 温度下 NBT-SrMg2 样品的晶粒电导率可达 5.31×10^{-4} S/cm，比 NBT 材料在同温度下晶粒电导率高一个数量级，甚至超过了 NBT-Mg2 样品在 673K 温度下的晶粒电导率。

(2)在内耗温度谱上观察到一个明显的氧离子扩散的内耗谱，通过变频测量得其弛豫参数为：$E=0.85$eV，$\tau_0=7.4\times10^{-14}$s。

(3)Sr^{2+} 部分取代三价的 Bi^{3+}，在一定程度上增大了氧离子扩散的自由体积，较大的自由体积、较高的可动氧空位浓度和较好的氧空位可动性是 NBT-SrMg2 样品晶粒电导率相较于 NBT-Mg2 样品大幅提高的原因。

参考文献

[1] LAKKI A, HERZOG R, WELLER M, et al. Mechanical loss, creep, diffusion and ionic conductivity of ZrO_2-8mol% Y_2O_3 polycrystals[J]. J Eru Ceram Soc, 2000, 20(30): 285-296.

[2] VERKERK M J, BURGGRAAF A J. Effect of grain boundaries on the conductivity of high-purity ZrO_2-Y_2O_3 ceramics[J]. Solid State Ionics, 1982,6(2): 159-170.

[3] BALDERRAMA A C, RODRIGUEZ H A M, GEORGE G R. Enhanced ionic transport and compressive residual stress in Er-doped Bi_2O_3 with lower Er^{3+} Concentrations [J]. Journal of electronic materials, 2018, 47(9): 5422-5432.

[4] 朱美安，王洪涛，韩燕，等. 新型氧离子导体 $La_2Mo_2O_9$ 的研究进展[J]. 化工新型材料，2017，45(3)：25-27.
ZHU M A, WANG H T, HAN Y, et al, Research progress of a new type of oxide-ion conductor $La_2Mo_2O_9$ [J]. New Chemical Materials, 2017, 45(3):25-27.

[5] 吴闪，朱延俊，赵梦媛，等. Co 元素掺杂对 CeO_2 基固态电解质导电行为的影响[J]. 材料工程，2018，46(5)：133-138.
WU S, ZHU Y J, ZHAO M Y, et al, Effects of Co-doping on electrical behaviors of CeO_2-based solid electrolyte [J]. Journal of Materials Engineering, 2018, 46(5):133-138.

[6] LI M, PIETROWSKI M J, DE SOUZA R A, et al. A family of oxide ion conductors based on the ferroelectric perovskite $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$[J]. Nature Mater, 2014, 13(1): 31-35.

[7] YANG F, WU P, SINCLAIR D C. Enhanced bulk conductivity of A-site divalent acceptor-doped non-stoichiometric sodium bismuth titanate [J]. Solid State Ionics, 2017, 299: 38-45.

[8] WANG W G, LI X Y, LIU T. Mechanical and impedance spectroscopy studies on the fast oxide ion conductor $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{0.94}Mg_{0.06}O_{2.94}$ [J]. J Mater Sci: Mater Electron, 2017, 28(20):15263-15269.

[9] WANG W G, LI X Y, LIU T, et al. Study on the electrical conductivity and enhanced factors of the oxide-ion conductors $Na_{0.5}Bi_{0.5}Ti_{1-x}Mg_xO_{3-x}$ [J]. Bulletin of Materials Science, 2018, in press.

[10] WANG X P, FANG Q F. Mechanical and dielectric relaxation studies on the mechanism of oxygen ion diffusion in $La_2Mo_2O_9$ [J]. Phys Rev B, 2002, 65(6): 064304.

[11] 袁立曦，方前锋. 内耗数据的非线性拟合及其在纯铝竹节晶界弛豫中的应用[J]. 金属学报，1998，34(10)：1016-1020.
YUAN L X, FANG Q F. Nonlinear fitting of the internal friction data and its application on the bamboo grain boundary relaxation in pure Al [J]. Acta Metallurgica Sinica, 1998, 34(10): 1016-1020.

[12] YAO Y Y, SONG C H, BAO P, et al, Doping effect on the dielectric property in bismuth titanate [J]. J Appl Phys, 2004, 95(6):3126-3130.

[13] WANG X P, FANG Q F. Low frequency internal friction study of oxide-ion conductor $La_2Mo_2O_9$ [J]. Phys Condensed Matt, 2001,13(8):1641-1651.

[14] WANG W G, LI X Y, LIU T, et al. Low frequency internal friction study on the ferroelectric perovskite $Na_{0.5}Bi_{0.5}TiO_3$[J]. AIP Advances, 2015, 5(10): 107125.

[15] NOWICK A S, BERRY B S. Anelastic relaxation in crystalline solids[M]. New York: Academic, 1972.

基金项目：国家自然科学基金青年基金项目(11604286)；陕西省教育厅自然科学专项(15JK1833)；延安大学自然科学基金项目(YD2015-07，Physics-2012SXTS05，YDBK2018-20)

收稿日期：2018-10-12；**修订日期**：2019-02-14

通讯作者：王伟国(1981—)，男，博士，副教授，研究方向：固体电解质和高阻尼复合材料，联系地址：陕西省延安市宝塔区杨家岭延安大学物理与电子信息学院(716000)，E-mail：wwgyadx@126.com

(本文责编：高 磊)