

$\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$ 热敏陶瓷的 微结构和电学性能研究*

袁昌来[†] 刘心宇 马家峰 周昌荣

(桂林电子科技大学广西信息材料重点实验室, 桂林 541004)

(2009 年 8 月 24 日收到; 2009 年 12 月 25 日收到修改稿)

采用固相合成工艺, 制备了 $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$ (BBFTN) 热敏陶瓷, 借助 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜、阻温测试仪和交流阻抗谱考察其微结构、直流电阻、介电特性、阻抗和电学模量方面的电学性能. 结果表明: BBFTN 材料依然为立方钙钛矿结构, 平均晶粒尺寸约为 $1.0 \mu\text{m}$, 晶格常数相对于 BaTiO_3 的晶格常数有所变大; 室温电阻率 ρ_{25} 约为 $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$, 热敏常数 $B_{25/85}$ 为 7690 K, 并出现两次相变温度 (403 和 523 K), 介电温谱测试确认了两次相变的存在; 复阻抗谱呈现出非理想德拜模式, 有两个部分叠加的 Cole-Cole 类半圆弧, 对应于晶界和晶粒电阻; 复阻抗谱虚部与频率关系显示存在两种弛豫效应, 对应于晶界弛豫和晶粒弛豫; 相变对晶粒的导电性能影响不大, 但是对晶界的热敏性能影响较大.

关键词: $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$, 微结构, 电学性能

PACC: 7740, 8140R

1. 引 言

对 BaTiO_3 基陶瓷材料的研究已经很多, 与不同的物质掺杂、组合能满足在介电、压电、铁电、热敏 (主要是指正温度系数 (PTC) 热敏效应) 等方面使用. 在 BaTiO_3 中 B 位掺杂 5 价、A 位掺杂 3 价元素能获得良好 PTC 热敏性能^[1,2]; 与 $\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{TiO}_3$ 或 $\text{Bi}_{0.5}\text{K}_{0.5}\text{TiO}_3$ 高含量组合形成固溶体并获得较好的压电性能^[3]; 与 NaNbO_3 固溶能获得一类铁电陶瓷材料^[4]; 李晓兵等^[5] 则基于第一性原理分析了 BaTiO_3 从三方相到正交相再到四方相相变过程中的介电温谱特性. 由此可以看出, BaTiO_3 基陶瓷性能呈现多样性, 是功能陶瓷材料的良好基体. BiFeO_3 是一种多铁性物质, 有高的居里点 ($T_c = 820\text{—}850 \text{ }^\circ\text{C}$) 且 Néel 温度 $T_N = 350\text{—}380 \text{ }^\circ\text{C}$, 第一性原理计算验证其基态为 G 型反铁磁有序, 引发铁电畸变的机理在于 Bi-6p 态的成键轨道与反键轨道间的能量劈裂大于其他电子态, 使得 Bi-6p 态与

O-2p 态的共价作用选择性增强^[6], 与 PbTiO_3 , $\text{SrBi}_2\text{Nb}_2\text{O}_9$, $\text{Bi}_{0.5}\text{Na}_{0.5}\text{TiO}_3$ 等复合后的铁电性、介电性也被广泛地研究^[7-9].

基于 BiFeO_3 和 BaTiO_3 各自的特点, 有学者把这两者进行组合形成了 $\text{BiFeO}_3\text{-BaTiO}_3$ 材料体系并研究其特点. 据研究, $\text{BiFeO}_3\text{-BaTiO}_3$ 在室温下同时具有铁电性和铁磁性 (比较弱)^[10]; 两者组合后不管含量多少都能形成固溶体, 在室温下除拥有反铁磁性和铁电性外, 还出现了亚铁磁有序性, 当组合中 BiFeO_3 的摩尔含量为 7%—67% 时表现为立方相, 低于 7% 时为四方相, 高于 67% 时为斜方相^[11,12]; Kumar 等^[13] 对 $\text{Ba}_{0.96}\text{Bi}_{0.04}\text{Ti}_{0.96}\text{Fe}_{0.04}\text{O}_3$ 的介电性进行了研究, 发现相变温度转移到 $80 \text{ }^\circ\text{C}$ (BaTiO_3 正常相变温度为 $120\text{—}130 \text{ }^\circ\text{C}$), 晶界和晶粒电阻都显示出负温度系数 (NTC) 热敏效应. 上述关于 $\text{BiFeO}_3\text{-BaTiO}_3$ 材料的研究主要集中于铁电、介电方面, 由于电阻相对较高, 很少有涉及导电性和热敏方面的研究. 因此, 本文选择 $0.5\text{BiFeO}_3\text{-}0.5\text{BaTiO}_3$ 组成为基体, 采用传统固相制备技术, 用

* 广西信息材料重点实验室研究基金 (批准号: PF090569) 资助的课题.

[†] E-mail: yclguet@yahoo.com

Nb 元素置换部分 B 位 Ti 元素, 期望能够获得一类中阻、高热敏常数 B 值的 NTC 热敏材料, 主要研究它的微结构和电学性能及其内部导电机理.

2. 样品制备及分析测试

本实验采用传统的固相反应法制备了 $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$ (BBFTN) 陶瓷样品. 采用高纯(纯度高于 99.9%)的 BaCO_3 , Bi_2O_3 , Fe_2O_3 , TiO_2 和 Nb_2O_5 试剂作为原料, 按照 BBFTN 化学式的化学计量比混合, 以无水乙醇为溶剂, 玛瑙球为球磨介质, 在球磨机中以 250 r/min 的速度球磨 10 h 取出, 在 950 °C 下预烧 4 h, 再次球磨后加入适量的黏合剂(PVA), 压制成直径为 18 mm, 厚约为 1.6 mm 的圆片, 圆片样品在 1180 °C 温度下煅烧 2 h. 烧结好的样品经磨平、抛光、被银后在 600 °C 下烘 40 min 以备测试.

采用德国 Bruker 公司生产的 BRUKERD8-ADVANCE 型 X 射线衍射(XRD)仪对样品进行物相与结构分析; 采用日本 JEOL 公司生产的 JSM-5610LV 型扫描电子显微镜(SEM)观察样品的微观结构; 采用华中科技大学研制的 ZWX-C 型阻温测试仪测试直流阻温特性; 利用 Agilent 4294A 型阻抗分析仪测试样品的复阻抗及介电性能.

3. 实验结果及讨论

3.1. 物相及微观分析

图 1(a) 是 BBFTN 在 1180 °C 下烧结 2 h 样品的 XRD 谱. 由图 1(a) 可见, BBFTN 能形成固溶体, 且主晶相为立方钙钛矿结构. Kumar 等^[14] 研究发现, 在 BiFeO_3 摩尔含量低于 60% 时 BiFeO_3 - BaTiO_3 体系都能形成立方钙钛矿结构. 因此, 我们的研究结果与其保持一致. 此外, 由于采用固相合成反应方法, 致使混料的局部不均匀导致少量 Bi_2O_3 的过剩. 为了分析 BBFTN 材料晶胞参数变化, 利用最小二乘法计算了样品的晶胞常数, 结果为 $a = b = c = 0.5552$ nm, 这个值高于立方钙钛矿 BaTiO_3 的晶格参数(0.4031 nm), 低于立方相 $\text{Bi}_{0.6}\text{Ba}_{0.4}\text{Fe}_{0.6}\text{Ti}_{0.4}\text{O}_3$ 的晶格参数(0.5657 nm)^[14]. 图 1(b) 为 BBFTN 在

1180 °C 下烧结得到样品的 SEM 照片. 从图 1(b) 可以看出, 所有颗粒粒径均介于 0.5—2 μm 之间, 平均颗粒粒径约为 1.0 μm, 从总体上看, 颗粒尺寸均匀细小. 这说明 Nb 的存在抑制了晶粒的进一步长大, 这种晶粒细化的现象在 Nb 掺杂 BaTiO_3 中常见到^[15,16].

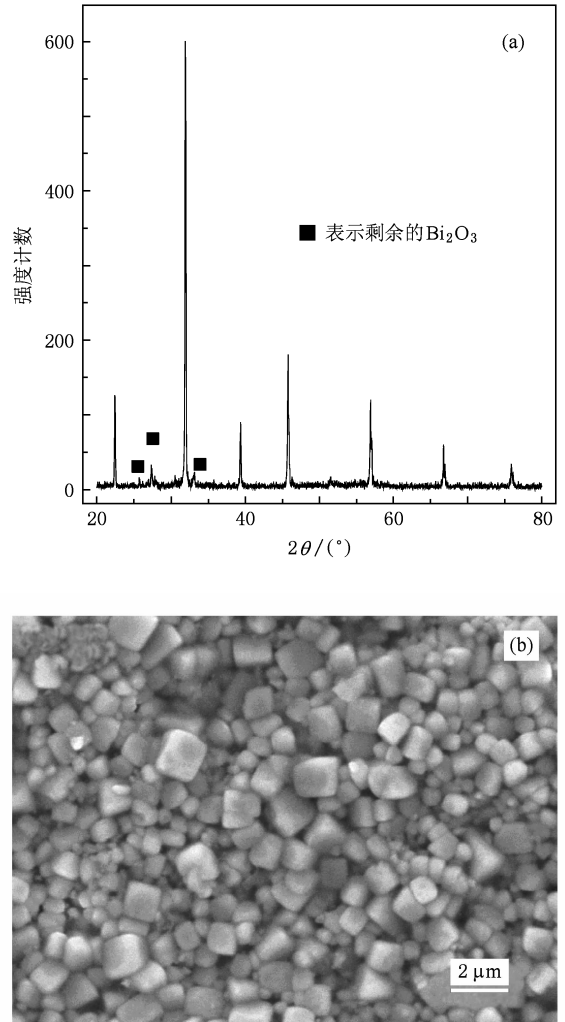


图 1 BBFTN 样品室温下的微结构 (a) XRD 谱, (b) SEM 照片

3.2. 电学性能分析

为了较为全面地分析 BBFTN 材料的电学性能, 测试了不同温度下的直流电阻、介电常数及交流复阻抗谱等. 图 2 所示为直流电下测试的电阻与 $1000/T$ (T 为绝对温度) 的关系(即阻温特性), 测试温度范围从室温(约为 298 K)到 623 K. 从图 2 可以看出, 阻温特性曲线有两个较为明显的转变点,

一个约为 403 K, 另一个约为 523 K. 阻温特性曲线中温度低于 403 K 部分展现出良好的 NTC 效应, 与绝对温度有着近似的指数型关系. 为获得这个温区的温度敏感性, 利用下列公式计算了热敏常数 $B_{25/85}$:

$$B_{25/85} = \frac{\ln(\rho_{25}/\rho_{85})}{(1/T_{25} - 1/T_{85})}. \quad (1)$$

这里

$$\rho_r = R \frac{S}{L},$$

其中 S 为截面积, L 为两电极间被测材料厚度; T_{25} 和 T_{85} 分别为 25 和 85 °C 下的绝对温度. 根据 (1) 式计算得出 $B_{25/85}$ 的值为 7690 K, 对于常温型 NTC, 当电阻率低于 $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$ 时仍有如此高的 B 值并不多见. 当温度高于 403 K 时, BBFTN 材料非线性趋向非常明显且 B 值不再稳定, 这可能是材料出现相变行为所致. 由于这两次相变转变温区比较近, 导致两个相变转变温区部分叠加, 因而 373—573 K 范围内电阻率与温度关系的线性度都比较低. 为了证实是否发生相变行为, 测试了 BBFTN 材料的介电温谱 (见图 3). 从图 3 可以看出, 在低频下, 当温度 $T > T_c$ 时, 随着温度 T 的增加, 介电常数 ϵ_s 与 T 的关系遵守居里-外斯定律, 即

$$\epsilon_s = \frac{C}{T - T_c},$$

其中 C 为居里-外斯常数. 在低频下 BBFTN 材料的初始相变温度约为 373 K, 次相变温度约为 523 K (有非常明显的介电频谱峰), 整个变化范围为 373—573 K, 这个测试结果与电阻-温度关系展现的转变温区基本一致. 随着频率的升高, 相变温区稍有扩大, 但是介电常数变小, 绝缘能力变弱. 进一步分析图 3 发现: 在 5.4 kHz 频率作用下, 介电温谱所显示的居里温度 T_c 约为 523 K (对应于铁电相变), 但是当频率高于 5.4 kHz 时, 随着温度的增加, 介电温谱极值已超出测试的范围, 但仍有向上的趋势. 可能是居里温度已向上移动, 这一现象表明出现了频率色散效应. BBFTN 材料的初始相变温度与 Kim 等^[17] 研究的 BiFeO_3 - BaTiO_3 基陶瓷类似, 但是相变温区则由 BiFeO_3 含量的不同而有所差异. 一般认为, BiFeO_3 含量较大的材料相变温区有所拓宽, 造成这种原因可能是出现了扩散相变行为^[18],

导致了相变温区被延展.

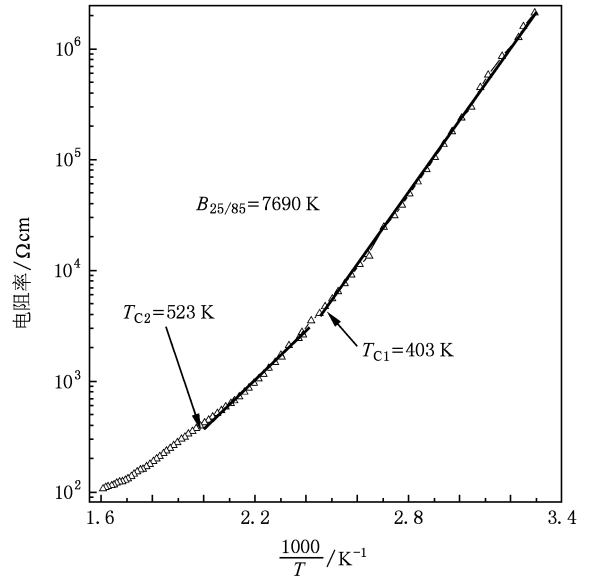


图 2 BBFTN 样品在不同温度下的直流电阻率

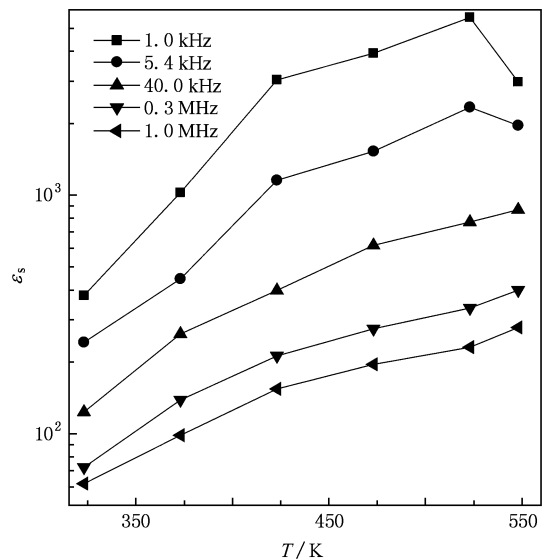


图 3 BBFTN 样品在不同频率下的介电温谱

阻抗谱是一种有效的电学性能分析工具, 能够深层次地揭示材料内部的导电机理及模式, 因而我们测试了 BBFTN 陶瓷的复阻抗谱. 图 4 包含了 323—548 K 范围内 Cole-Cole 形式的平面复阻抗谱及模拟结果, 横轴表示交流电阻实部 $\text{Re}(Z)$, 纵轴表示电阻虚部 $\text{Im}(Z)$. 为了能够深度分析材料内部作用机制, 有必要对图 4 设计一个电路模型进行模拟分析. 基于图 4 的实验数据可以发现, 除 548 K

在高频端的圆弧因测试原因无法推测外,所有温度下的复阻抗谱都是两个部分叠加的类半圆弧,这表明 BBFTN 陶瓷并没有表现出理想的德拜模式(如果是理想德拜模式应该是两个完全分开的、圆心在 x 轴上的半圆弧),这种非理想行为的出现可能与晶粒生长取向、晶界、内应力和原子缺陷分布有关^[19]. 基于图 4 的基本特点和复阻抗谱表现出的非理想类德拜行为,能够看出阻抗谱至少包含了两个 RQ 部件,因此我们设计了图 5 内插图所示的模拟等效电路. 在这个等效电路中,把两个并联的 RQ 部件串联在一起就构成了模拟等效电路. 这里 R 表示陶瓷内部各部件电阻, $Q = C_0(j\omega)^{n-1}$, 其中 n 值表示电容的理想程度,当 n 小于 1 时表示非理想电容,当 n

趋近于 1 时表示趋于理想电容. 借助于这个模拟等效电路模型,我们对 323—548 K 范围内的复阻抗进行了模拟,结果也示于图 4 中. 从图 4 可以发现,模拟数据与实验数据相当匹配,表明这个模拟电路模型适合模拟这类材料,因而模拟的结果应该能反映出材料内部的作用机制. 在平面复阻抗谱中,交流总电阻 $Z^* = [R_g^{-1} + j\omega Q_g]^{-1} + [R_{gb}^{-1} + j\omega Q_{gb}]^{-1}$, 其中 R_g 和 R_{gb} 分别为晶粒电阻和晶界电阻, Q_g 和 Q_{gb} 表示晶粒电容和晶界电容,低频端对应于晶界电阻,高频端对应于晶粒电阻. 基于图 4 的模拟结果可以分析得出材料内部的晶粒、晶界电阻大小,分析结果示于图 5. 从图 5 可以看出:晶界电阻与晶粒电阻之间最大差异仅为一个数量级,因而在复阻

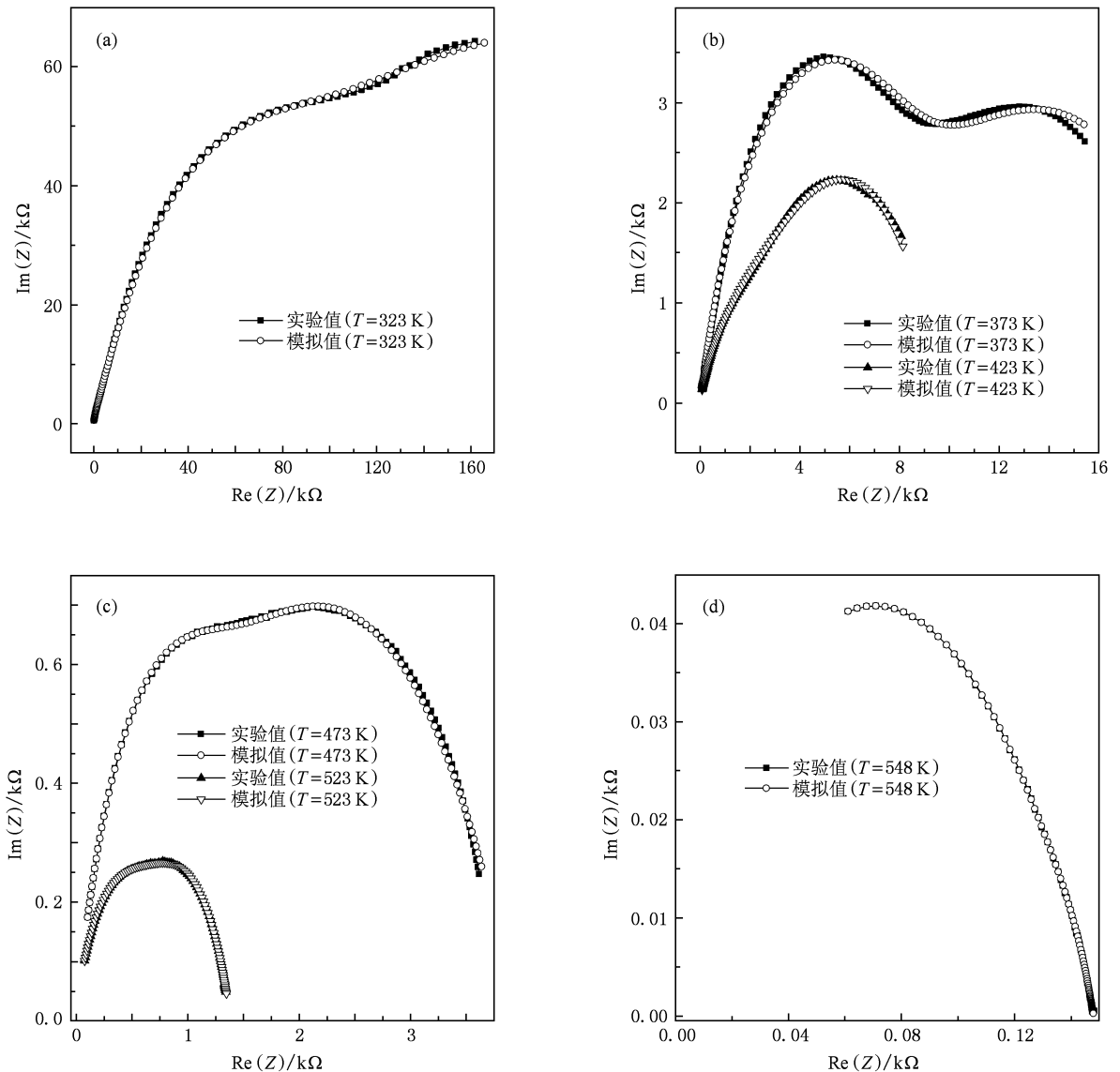


图 4 BBFTN 样品在不同温度下的复阻抗谱 (a) $T=323$ K, (b) $T=373, 423$ K, (c) $T=473, 523$ K, (d) $T=548$ K

抗谱中都能展现出一个类半圆形状. 在整个被测温度区域内, 晶粒电阻呈现出近似指数型 NTC 效应. 而晶界电阻则明显不同, 当温度高于 373 K 后, 随着温度的升高, 晶界电阻表现出缓慢的变化, 并一直持续到 523 K 才有较大的变化. 对照图 2、图 3 和图 5 可以发现, 这个晶界电阻缓变温度区域就是相变区域叠加温区, 晶界和晶粒的这种行为表明, 在材料内部相变对晶粒的导电性能影响不大, 但是能够极大地影响晶界的导电性能(即相变有可能改变了晶界的导电能力). 图 5 中在 523 K 之后晶界电阻突然下降到 $10\ \Omega$ 以下, 远低于晶粒电阻, 造成这种原因可能是晶界处的缔合缺陷在 523 K 后逐渐解缔, 自由氧空位浓度增加, 离子迁移能力快速增强, 极化过程加快, 同时相变过程结束, 从而使得晶界电阻下降的速度大于晶粒电阻.

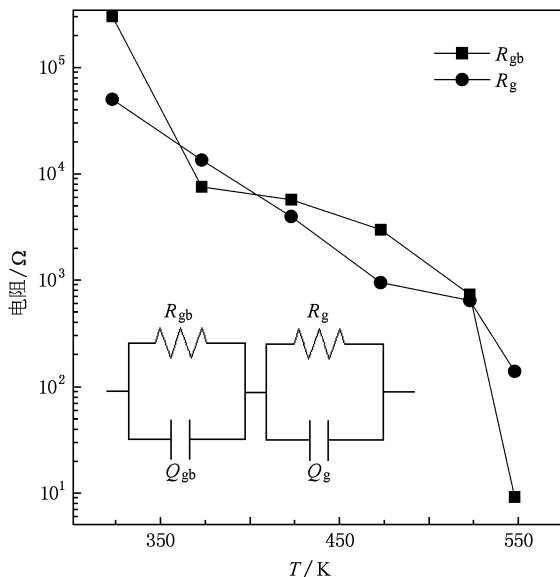


图 5 BBFTN 样品 R_{gb} 和 R_g 与 T 的关系 内插图为模拟等效电路模型

交流电阻虚部 $\text{Im}(Z)$ 与频率 f 的关系示于图 6, 测试频率范围为 40 Hz—1 MHz. 从图 6 可以看出, 在 373—523 K 范围内, 随着温度的升高低频段对应的 $\text{Im}(Z)$ - f 峰值逐渐变小并向高频方向移动, 在 548 K 处消失. 其实, 在 323 K 下低于 40 Hz 的频率内应该有一个 $\text{Im}(Z)$ - f 峰, Buscaglia 等^[20] 在研究这类材料的时候就发现了这个峰. 在高频段, $\text{Im}(Z)$ - f 峰也随着温度的升高逐渐向更高频率方向移动. 我们知道低频范围所出现的 $\text{Im}(Z)$ - f 峰对应于晶界

弛豫, 这个峰所对应的频率称为弛豫频率; 高频范围所出现的 $\text{Im}(Z)$ - f 峰对应于晶粒弛豫, 峰值对应的频率称为晶粒弛豫频率^[21]. 基于电阻虚部 $\text{Im}(Z)$ 与频率 f 的关系分析可知 323—523 K 范围内晶界与晶粒都存在弛豫效应, 而在 548 K 仅有晶粒弛豫效应. 随着温度逐渐升高, 晶粒弛豫频率明显变大, 这表明晶粒的弛豫时间变短、空间电荷的复合加快. 晶界在 323—523 K 范围内也呈现类似现象, 但是在 548 K 晶界弛豫则几乎不存在, 由复阻抗分析可知, 此温度下晶界电阻已经很小, 因而已不能显示出晶界弛豫效应.

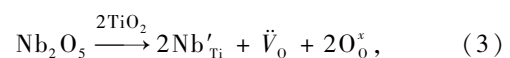
复变电学模量提供了一种基于极化分析的方法, 因此有必要算出电学模量值来进一步分析此类材料的电学性能. 电学模量值可由下式计算:

$$M^*(\omega) = j\omega Z^*(\omega), \quad (2)$$

式中 ω 为角频率, C_0 为真空电容. 通过(2)式计算得到的复变电学模量虚部 $\text{Im}(M)$ 与频率 f 的关系也示于图 6 中. 在低频端, 不同温度下的电学模量值趋向于零, 这一特点表明电极极化效应几乎可以忽略. 在前面的复阻抗谱中电极的电阻因为太小而可以忽略, 因此在这里与电极极化效应可以被忽略是一致的. 在 323—523 K 范围内低频区域的 $\text{Im}(M)$ - f 峰随着温度的升高逐渐向高频方向移动, 而在 548 K 这个峰则不能被观察到(可能已超出 1 MHz 范围); 在 323 K 时高频区域存在的 $\text{Im}(M)$ - f 峰则在 373 K 消失了(也有可能向更高频率方向移动了).

基于图 6 的分析结果可知, 不管是在高频区域还是在低频区域, $\text{Im}(M)$ - f 峰与 $\text{Im}(Z)$ - f 峰没有重叠的可能性. 这再次证明 BBFTN 材料表现出非理想德拜模式, 并意味着 BBFTN 材料在 323—548 K 范围内的导电方式一直为局域导电模式^[19].

下面讨论另一个对导电性能产生影响的重要因素, 那就是 Nb 对 Ti 的替代. 事实上, 为维持电中性, Nb 替代 Ti 肯定会导致更多氧空位的产生, 当 Nb^{5+} 离子微量替代 B 位 Ti^{4+} 离子时, 将发生如下的缺陷反应产生氧空位^[22]:



式中采用 Kröger-Vink 符号, \dot{V}_0 和 O_0^x 分别表示氧空位和正常晶格上的氧离子. 大量氧空位的出现为

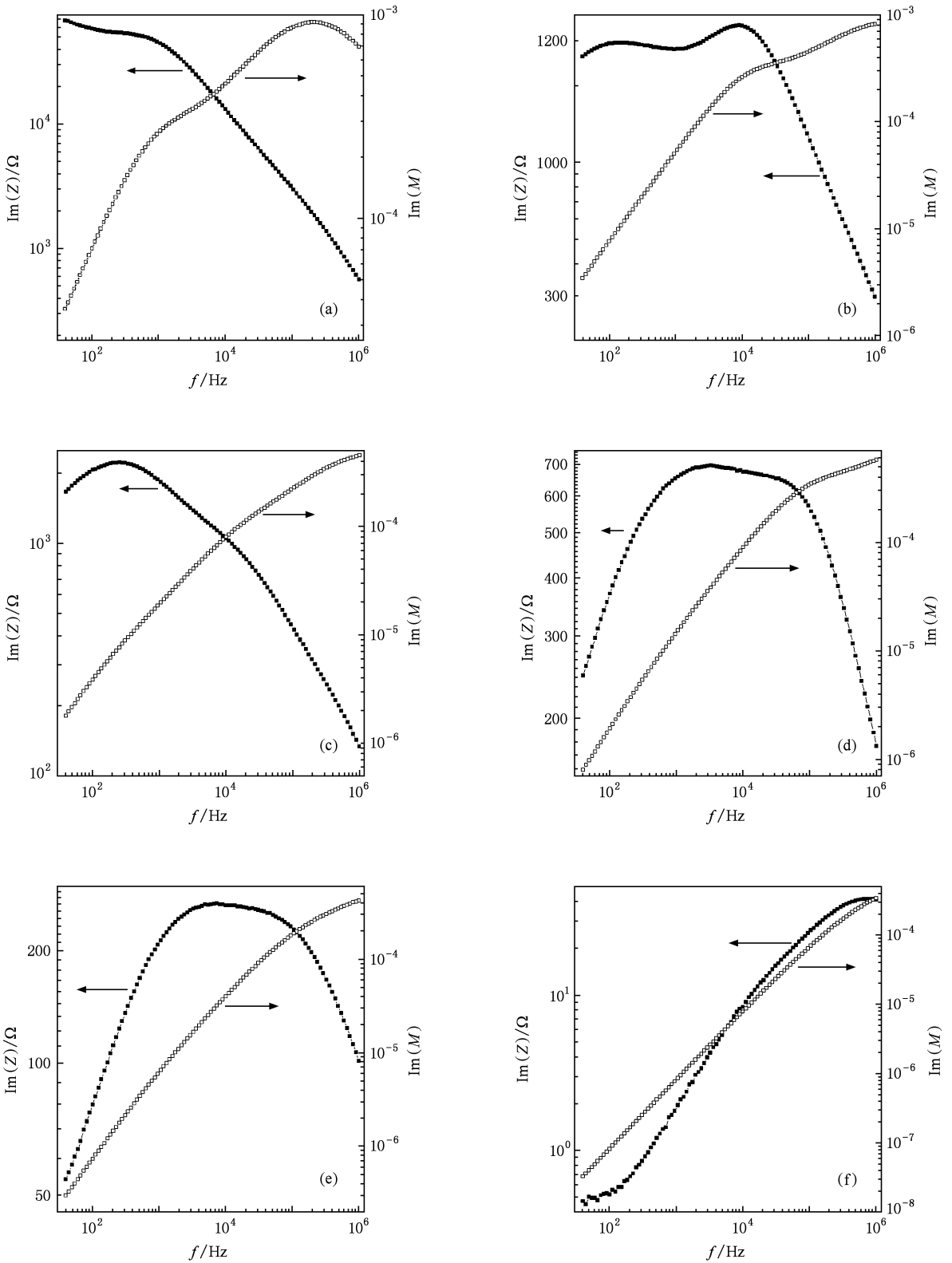


图6 BBFTN 样品在不同温度下的电学模量虚部和复阻抗虚部与频率的关系 (a) $T=323\text{ K}$, (b) $T=373\text{ K}$, (c) $T=423\text{ K}$, (d) $T=473\text{ K}$, (e) $T=523\text{ K}$, (f) $T=548\text{ K}$

氧离子的迁移提供了通道,氧离子空位的定向迁移

使材料具有离子电导性,并使掺杂样品的电导性能

得到显著改善.

4. 结 论

用传统固相法制备的 BBFTN 陶瓷材料为立方钙钛矿结构,晶粒尺寸约为 $1.0\ \mu\text{m}$,晶格常数相对立方相 BaTiO_3 晶格常数有所变大. 通过直流电阻和介电温谱测试,结果表明有两次相变(约为 403 和 523 K)存在,在低于 403 K 的温度范围内, BBFTN 陶瓷材料电阻率约为 $10^7\ \Omega\cdot\text{cm}$,热敏常数 B 的值为 7690 K 且线性度较好. 温度超过 403 K 后,

由于相变出现扩散效应而使得 B 值不稳定. BBFTN 陶瓷材料在所有温度下的复阻抗谱都表现出非理想的德拜模式,呈现两个部分叠加的 Cole-Cole 类半圆弧,对应于晶界电阻和晶粒电阻. 复阻抗谱虚部与频率关系显示存在两种弛豫效应,这两种弛豫分别为晶界弛豫和晶粒弛豫. 将观测到的 BBFTN 陶瓷的电学性质归于陶瓷内部多晶形态的微观结构,给出了电学等效电路,模拟了实验数据. 结果发现相变对晶粒的导电性能影响不大,但是却强烈地影响晶界的热敏性能. 综合认为, BBFTN 陶瓷的电学性质与晶界、晶粒及相变的影响有关.

-
- [1] Viviani M, Buscaglia M T, Buscaglia V, Ostapchuk T, Gregora I, Petzelt J, Mitoseriu L, Nanni P, Testino A, Calderone R, Harnagea C, Zhao Z, Nygren M 2004 *J. Eur. Ceram. Soc.* **24** 1221
- [2] Luo Y, Liu X Y, Li X Q, Liu G Z 2006 *Solid State Ionics* **177** 1543
- [3] Xu C G, Lin D M, Kwok K W 2008 *Solid State Sci.* **10** 934
- [4] Abdelkefi H, Khemakhem H, Vélú G, Carru J C, Mühl R V 2004 *Solid State Sci.* **6** 1347
- [5] Li X B, Zhao X Y, Wang Y J, Wang F F, Chen C, Luo H S 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 4225 (in Chinese) [李晓兵、赵祥永、汪尧进、王飞飞、陈超、罗豪苏 2009 物理学报 **58** 4225]
- [6] Sun Y, Huang Z F, Fan H G, Ming X, Wang C Z, Chen G 2009 *Acta Phys. Sin.* **58** 193 (in Chinese) [孙源、黄祖飞、范厚刚、明星、王春忠、陈岗 2009 物理学报 **58** 193]
- [7] Dorcet V, Marchet P, Trolliard G 2007 *J. Eur. Ceram. Soc.* **27** 4371
- [8] Chen R, Yu S W, Zhang G J, Cheng J R, Meng Z Y 2006 *Trans. Nonfer. Met. Soc. China* **16** S116
- [9] Srinivas A, Boey F, Sritharan T, Kim D W, Hong K S 2004 *Ceram. Int.* **30** 1427
- [10] Ueda K, Tabata H, Kawai T 1999 *Appl. Phys. Lett.* **75** 555
- [11] Kashlinskii A I, Chechernikov V I, Venvtsev Y N 1969 *Sov. Phys. Solid State* **8** 2074
- [12] Ismailzade I H, Ismailov I M, Alekberov A I, Salaev F M 1981 *Phys. Stat. Sol. (a)* **68** K81
- [13] Kumar M M, Suresh M B, Suryanarayana S V, Kumar G S, Bhimasankaram T 1998 *J. Appl. Phys.* **84** 6811
- [14] Kumar M M, Srinath S, Kumar G S, Suryanarayana S V 1998 *J. Magn. Magn. Mater.* **188** 203
- [15] Rahaman M N, Manalert R 1998 *J. Eur. Ceram. Soc.* **18** 1063
- [16] Brzozowski E, Castro M S 2005 *J. Mater. Process. Technol.* **168** 464
- [17] Kim J S, Cheon C, Kang H J, Jang P W 2007 *J. Eur. Ceram. Soc.* **27** 3951
- [18] Behera B, Nayak P, Choudhary R N P 2009 *Curr. Appl. Phys.* **9** 201
- [19] Nobre M A L 2003 *J. Appl. Phys.* **93** 5576
- [20] Buscaglia M T, Mitoseriu L, Buscaglia V, Pallecchi I, Viviani M, Nanni P, Siri A S 2006 *J. Eur. Ceram. Soc.* **26** 3027
- [21] Li W, Schwartz R W 2007 *Phys. Rev. B* **75** 012104
- [22] Xiang J, Wang X H 2008 *Acta Phys. Sin.* **57** 4417 (in Chinese) [向军、王晓晖 2008 物理学报 **57** 4417]

Study on the microstructures and electrical properties of $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$ thermistor ceramic*

Yuan Chang-Lai[†] Liu Xin-Yu Ma Jia-Feng Zhou Chang-Rong

(Key Laboratory of Information Materials of Guangxi, Guilin University of Electronic Technology, Guilin 541004, China)

(Received 24 August 2009; revised manuscript received 25 December 2009)

Abstract

The $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$ thermistor has been prepared by the standard solid-state reaction method, and the microstructures, direct current resistivity, dielectric property, impedance and electric modulus were investigated by the X-ray diffraction, scanning electron microscopy, resistivity-temperature measurement and alternating current impedance spectroscopy. The results show that the material, with an average grain size of about 1.0 μm , still has cubic perovskite structure, and the lattice constant of the material becomes larger compared with that of the BaTiO_3 . The resistivity and thermistor constant B value of the material are about $10^7 \Omega \cdot \text{cm}$ and 7690 K, respectively, and the phase transition occurs twice (at 403 and 523 K), which are confirmed by the dielectric spectrum as a function of temperature. The complex impedance spectroscopy shows the non-ideal Debye type with two incomplete overlapping Cole-Cole semicircles corresponding to the grain and grain boundary resistance. The imaginary part of alternating current resistance as a function of frequency indicates there are two relaxation effects observable in the grain and grain boundary. The phase transition has little effect on the conduction property of bulk grain, but a great impact on that of the grain boundary.

Keywords: $\text{Bi}_{0.5}\text{Ba}_{0.5}\text{Fe}_{0.5}\text{Ti}_{0.49}\text{Nb}_{0.01}\text{O}_3$, microstructure, electrical property

PACC: 7740, 8140R

* Project supported by the Research Foundation of Key Laboratory of Information Materials of Guangxi, China (Grand No. PF090569).

[†] E-mail: yclguet@yahoo.com