

文章编号: 1000-324X(2006)03-0619-08

残余氧化硼对钛酸锶钡晶胞参数及相变温度的影响

程华容¹, 朱景川¹, 全在昊², 来忠红¹

(1. 哈尔滨工业大学材料学院, 哈尔滨 150001; 2. 韩国机械研究院材料技术部, 昌原 641010)

摘要: 研究了氧化硼掺杂 (B_2O_3) 烧结钛酸锶钡 ($Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$, $x=0$ 、0.4、1) 陶瓷钙钛矿结构的稳定性、晶胞参数以及相变温度. 结果表明, 随着掺杂量的增加, 钛酸锶钡仍保持原来的钙钛矿结构, 但晶胞参数有所变化. 晶格常数 c 与 a 并非单调变化, 但轴比 c/a 单调递减而晶胞体积 a^2c 却单调增大. 和未掺杂钛酸锶钡相比, 掺杂钛酸锶钡陶瓷的相变温度有所升高. 同一掺杂含量下, 随着烧结温度的升高, 因钛酸锶与钛酸钡相互固溶引起晶胞体积明显收缩, 相变温度逐渐降低. 但在同一烧结温度下, 随着掺杂量的增加, 相变温度几乎不变. 说明硼离子半径虽然很小, 氧化硼对钛酸锶钡晶胞参数的影响还是存在的, 而且只能以填隙方式存在于晶胞, 但其固溶能力非常有限.

关键词: 钛酸锶钡; 氧化硼; 晶胞参数; 相变温度

中图分类号: TB321 **文献标识码:** A

1 引言

钛酸锶钡 [$Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$, $0 \leq x \leq 1$] 是典型的钙钛矿陶瓷, 因其高介电常数、高电阻率、低介电损耗, 而且通过改变 Ba/Sr 成分比可在很宽的范围内调整材料介电常数和居里温度, 是一种具有广泛应用前景的电子材料^[1~4]. 但是, 其烧结温度过高及介温系数过大是这种材料在应用中迫切需要解决的关键问题.

本文选择 B_2O_3 粉末作为掺杂物进行液相活化烧结, 因为 B_2O_3 具有熔点低 (约 $450^\circ C$)、在 $800^\circ C$ 以上易挥发的特点, 可显著降低烧结温度^[5]. 若是掺杂量过多, 掺杂物不能完全挥发则易形成第二相留在钛酸锶钡中, 这将恶化陶瓷的介电性能^[6~8], 因而钛酸锶钡中掺杂量应该适量. 此外, 采用梯度结构可显著拓宽居里温区、减小介温系数, 这在文献 [8, 9] 中有详细报道.

通常而言, 对 B_2O_3 粉末掺杂陶瓷液相烧结, 硼有如下几种可能存在形式: (1) 形成液相挥发出陶瓷样品外; (2) 偏析到晶界或形成第二相; (3) 进入晶胞. 其中, B_2O_3 的挥发性、残留于晶界及容易形成第二相已有文章报道^[6], 而硼是否进入钛酸锶钡晶胞、以何种形式存在及其对相变温度的影响等问题鲜有报道.

收稿日期: 2005-05-30, 收到修改稿日期: 2005-09-08

基金项目: 哈尔滨工业大学校基金

作者简介: 程华容 (1976-), 女, 博士研究生. E-mail: hrcheng26@yahoo.com.cn

本文针对氧化硼掺杂烧结钛酸锶钡陶瓷, 研究残余氧化硼对钛酸锶钡钙钛矿结构的稳定性、晶胞内原子空隙率、晶格常数、晶胞体积 (a^2c) 以及相变温度的影响.

2 材料及试验方法

$Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ 粉体由商业购买 (Ferro Corp., Penn Yan, NY, USA) 微米级 $BaTiO_3$ 和 $SrTiO_3$ 粉按摩尔比 (mol%) $(1-x):x$ 配制, B_2O_3 则按重量百分比 (wt%) 0~1.5 加入. 其中所用 $BaTiO_3$ 和 $SrTiO_3$ 原料粉纯度及平均粒径分别为 99.8%、 $1.5\mu m$ 和 99.8%、 $1.3\mu m$. 将称好的原料粉放入聚乙烯瓶中, 加上无水乙醇和氧化锆球, 球磨混合 24h; 随后将混合所得的浆料放在电阻加热磁力搅拌器上搅拌干燥 24h; 干燥后混合粉用玛瑙研钵研细, 过 100 目筛子即得掺杂钛酸锶钡粉.

毛坯是掺杂钛酸锶钡粉在直径 10mm 的钢模中冷压成形后, 再进行 150MPa 冷等静压得到 (厚度 1~2mm); 将所制得的毛坯在不同温度 (1200~1300°C) 下烧结 1h, 升温速率和降温速率分别为 5 和 10°C/min.

烧结后试样两面经砂纸打磨, 采用日本理学电机 D/max-rB 旋转阳极 X 射线衍射仪 (XRD) 分析相结构. 试验条件: Cu 靶 $K\alpha$ 辐射, Ni 滤波片, 管电压为 40kV, 管电流为 40mA, 狭缝尺寸 $DS=1^\circ$, $RS=0.3mm$, $SS=1^\circ$, 扫描速度为 5°/min. 根据 XRD 结果计算晶格常数.

将烧结后陶瓷磨至厚度 0.8mm, 然后被银、烧制银电极以测试介电性能 (HP 4194A 阻抗分析仪). 测试温区 -60~+150°C, 测试频率 1kHz, 数据采样温度间隔为 1~5°C. 介电峰值对应的温度即为相变温度.

3 试验结果与讨论

3.1 相结构

图 1 是氧化硼掺杂钛酸锶钡陶瓷烧结后的 XRD 谱图. 对 0~0.75wt% 掺杂所有钛酸锶钡

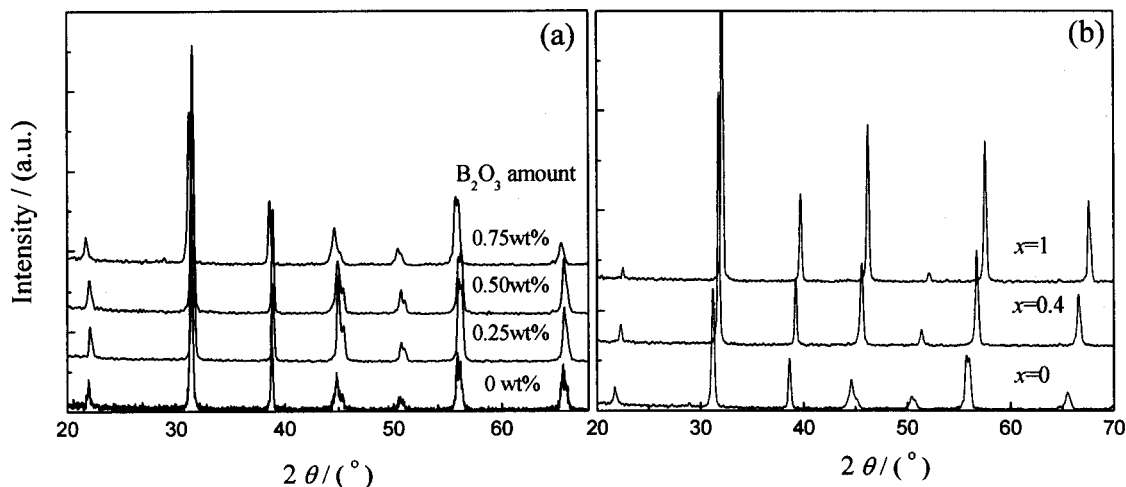


图 1 氧化硼掺杂 $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ 烧结后 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of B_2O_3 -doped $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ sintered at 1300°C

(a) $x=0$; (b) 0.75wt% B_2O_3

($x=0$) 而言, 1300°C 烧结后在 XRD 图谱上均观察不到残余 B_2O_3 或生成第二相的衍射峰 (图 1(a)), 可能是掺杂量本身就少、还有部分氧化硼挥发, 导致存在于陶瓷中氧化硼含量甚微之故, 但随着掺杂量的增加衍射峰位置稍有移动; 掺杂量相同时, 对三种钛酸锶钡均观察不到杂质相衍射峰, 但因钛酸锶 / 钛酸钡成分差异, 可观察到衍射峰位置明显移动 (图 1(b)), 且随 x 增加相结构由四方相 ($x=0$) 向立方相 ($x=0.4$ 和 1) 过渡。

3.2 钙钛矿结构的稳定性

典型的钙钛矿介电陶瓷有 BaTiO_3 、 SrTiO_3 和 CaTiO_3 等, 这类物质的化学式可写为 ABO_3 。如图 2(a) 所示, 在 ABO_3 型结构中, A 通常都是低价、半径较大的离子如 Ba^{2+} 、 Ca^{2+} 、 Sr^{2+} 等, 它和氧离子一起按面心立方密堆; B 通常为高价、半径较小的离子如 Ti^{4+} 、 Sn^{4+} 、 Zr^{4+} 等, 处于氧八面体的体心位置。

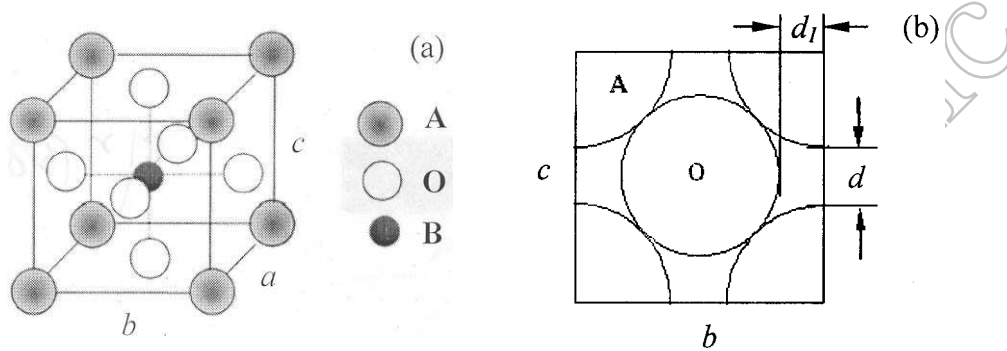


图 2 顺电态 ABO_3 的晶格结构及剖面图

Fig. 2 Lattice structure of ABO_3 in paraelectric state and its sectional view

(a) Lattice structure; (b) Sectional view

从简单的几何关系可以得出, 在 ABO_3 型晶格中, 半径 R_A 、 R_B 和 R_O 之间存在有以下关系:

$$R_A + R_O = 2^{1/2}(R_B + R_O) \quad (1)$$

式 (1) 是三种刚性球半径恰好相切的条件 (图 2(b)). 在实际情况中, A 离子容许比氧离子稍大或者稍小; B 离子也不一定恰好与正八面体中 6 个氧离子相切, 也可略大或略小. 其半径所容许的差异, 可用一个所谓的容差因子 t (即 Goldschmidt tolerance factor) 来表示, 即:

$$R_A + R_O = 2^{1/2}(R_B + R_O)t \quad (2)$$

式 (2) 中 t 约可在 0.77~1.10 之间取值, 在此范围内晶体仍可保持稳定的钙钛矿型结构. 当 $t < 0.77$ 时将构成钛铁矿型结构; 当 $t > 1.1$ 时则为方解石型或纹石型结构^[10~12]. 掺杂及固溶对钙钛矿型结构稳定性的影响, 也可用容差因子 t 表示, 计算中 $R_A = (1-x)R_{\text{Ba}} + xR_{\text{Sr}}$, 其中 R_{Ba} 、 R_{Sr} 分别是正二价钡离子和正二价锶离子半径.

表 1 是本文材料体系中涉及的几种元素的离子半径, 可见硼和其他元素离子半径相差很大. 对钛酸锶钡体系, 可以计算出, 无论硼离子是取代 A 或者 B 位, 其容差因子分别是 $t = 1.46 \sim 1.54$ 和 $t = 0.49$, 这些值均不在 0.77~1.10 范围. 如果硼离子以取代的方式进入钛酸锶钡晶胞, 则晶胞急剧收缩将破坏钙钛矿结构, 因而硼离子几乎不可能以取代的方式存在于晶胞中.

表 1 钛酸锶钡陶瓷中几种元素的离子半径^[12]Table 1 Ionic radius of several elements in $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ^[12]

Elements	Ba^{2+}	Sr^{2+}	Ti^{4+}	O^{2-}	B^{3+}
Ionic radius/nm	0.160	0.144	0.061	0.132	0.02

3.3 晶胞参数

表 2 给出了未掺杂钛酸锶钡系列的晶格常数、容差因子、晶胞空隙率(它反映原子堆积密度大小, 计算式为 $[1 - \frac{4}{3}\pi(R_A^3 + R_B^3 + 3R_O^3)/abc] \times 100\%$) 以及正好相切时的间隙值 d_1 和 d (其中 $d_1 = \frac{1}{2}b - R_O, d = c - 2R_A$). 从晶胞常数判断, 在 $x=0.4$ 时, 已经是立方结构了, 这和我们前面 XRD 结果推断是一致的. 此外, 形成的钛酸锶钡的容差因子 $t = 0.9991 \sim 1.0554$ 也均在 $0.77 \sim 1.10$ 之间, 说明固溶体还是有稳定的钙钛矿结构. 随着 x 值的增加, 所有间隙值 d_1 和 d 均大于硼离子直径, 虽晶胞体积收缩, 但晶胞的空隙率还是增加的, 且其值都 $> 18\%$, 这为硼离子进入晶胞创造了条件. 本材料体系中, 由于 A 、 B 、 O 位的离子半径远远大于硼离子半径, 晶胞内原子空隙足够大, 为硼离子以填隙方式进入钛酸锶钡晶胞提供可能.

表 2 未掺杂钛酸锶钡系列材料的参数

Table 2 Some parameters of undoped $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ materials

$\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$	c/nm	$a = b/\text{nm}$	t	d_1/nm	d/nm	Cell void fraction/%
$x=0$	0.4033	0.3994	1.0554	0.074	0.093	18.2497
$x=0.40$	0.3965	0.3965	1.0329	0.070	0.097	18.6106
$x=1.0$	0.3905	0.3905	0.9991	0.063	0.100	19.4962

Note: The XRD standard card number for $x=0, 0.40, 1.0$ is 05-0626, 34-0411 and 05-0634 respectively

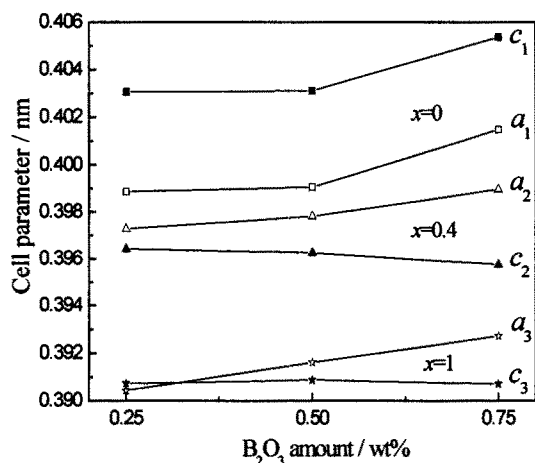


图 3 掺杂量对 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ 陶瓷晶格常数的影响
Fig. 3 Effect of B_2O_3 amount on c and a of $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$

增加 a 呈规律性的递增, 而 c 的变化则无此规律性, 至少说明掺杂量对晶格常数确实有影响.

为了考查掺杂量对晶格常数的影响, 晶格常数可以通过 XRD 数据计算, 本论文中重点计算了 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ($x=0, 0.4, 1.0$) 中氧化硼掺杂量为 $0.25, 0.50, 0.75\text{wt}\%$ 的晶格常数.

如图 3 所示, 三种钛酸锶钡晶格常数随掺杂量的变化关系. 对 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ($x=0$, 即纯钛酸钡) 而言, 随着掺杂量的增加, 其晶格常数 c 与 a 都增大, 而且 c 始终 $> a$, 即轴比 c/a 始终 > 1 ; 对 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ($x=0.4$), 随掺杂量的增加, 其晶格常数 a 增加而 c 却下降, 而且 a 始终 $> c$ 的, 即 c/a 始终 < 1 ; 对 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ($x=1.0$, 即纯钛酸锶), 其晶格常数 a 增加而 c 却下降, 而 a 和 c 各有变化大小. 对这三种陶瓷, 虽随着掺杂量的

对这几种钛酸锶钡陶瓷, 随 x 的增加其晶格常数明显减小. 这主要是锶离子的半径小于钡离子的半径引起晶胞收缩; 而随着掺杂量的增加, 对晶格常数是有影响的 (但变化不大, 因硼离子半径很小), 说明有部分硼离子进入钛酸锶钡的晶胞内, 可能是填隙方式存在, 有待后续的进一步分析.

掺杂量对三种不同钛酸锶钡 ($x=0$ 、 0.4 、 1) 轴比 c/a 及晶胞体积的影响, 如图 4 所示. 对比这三种材料, 随掺杂量增加虽然晶格常数 c 和 a 不是单调变化, 但是轴比变化均是单调递减. 说明随着掺杂量的增加, 有轴比减小、 c 轴收缩、 a 轴拉长的趋势. 而从图 4(b) 中可以看出, 随着 x 含量的增加, 晶胞体积都是缩小的; 而对每一种陶瓷, 随着掺杂量的增加晶胞体积都略有膨胀, 这说明硼离子进入钛酸锶钡晶胞中, 而且只能以填隙方式存在.

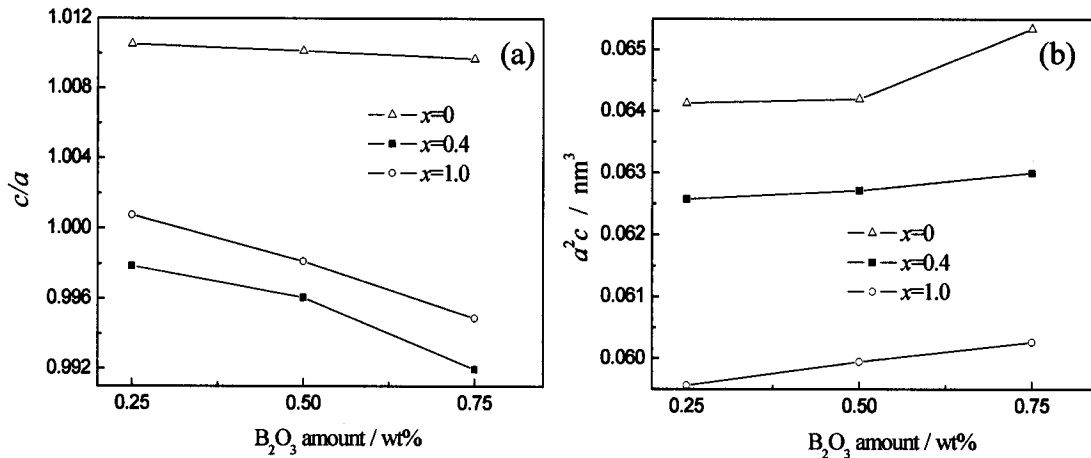


图 4 掺杂量对 Ba_{1-x}Sr_xTiO₃ 均质陶瓷轴比及晶胞体积的影响

Fig. 4 Effect of B₂O₃ amount on c/a and cell volume of Ba_{1-x}Sr_xTiO₃

(a) c/a ratio; (b) Cell volume a^2c

图 5 是不同温度烧结后钛酸锶钡 ($x=0.4$) 轴比 c/a 及晶胞体积 a^2c 的关系. 可见, 随着烧结温度的升高, 轴比均 <1 且略有增加, 但是晶胞体积仍是减小的. 这主要是因为, 随着烧结温度升高, 钛酸钡与钛酸锶逐渐形成了固溶体, 引起晶胞参数的变化、晶胞体积明显收缩, 当然也不能排除极少量的硼元素进入晶胞 [13,14]. 但是毕竟硼量极少, 而且硼离子半径非常小, 锶和钡相互取代的影响远大于硼的影响.

3.4 相变温度

如果掺杂量对晶格常数有影响, 势必影响到氧八面体中钛和氧距离的拉长或者压缩, 则 Ti-O 形成的偶极子极矩也会变化, 这在相变温度上也应有所反映.

1300°C 烧结后, 掺杂量对钛酸锶钡 ($x=0.4$) 相变温度的影响, 如图 6(a) 所示. 可见, 未

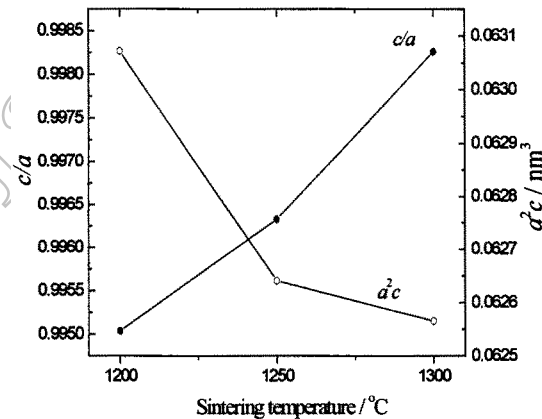


图 5 烧结温度对 0.75wt% B₂O₃ 掺杂 Ba_{0.6}Sr_{0.4}TiO₃ 晶格参数的影响

Fig. 5 Effect of temperature on cell parameters of 0.75wt% B₂O₃-doped Ba_{0.6}Sr_{0.4}TiO₃

掺杂前陶瓷的相变温度约 3.5°C , 而掺杂后陶瓷的相变温度提高到 10°C , 可见掺杂对相变温度还是有影响的; 但是, 随着掺杂量由 $0.25\text{wt}\%$ 增至 $1.5\text{wt}\%$, 相变温度却无明显变化, 可能硼离子虽固溶进入晶胞中, 但这种固溶能力很有限.

如图 6(b) 所示, 掺杂量为 $0.75\text{wt}\%$ 的钛酸锶钡 ($x=0.4$) 在不同温度烧结后的相变温度. 可见, 随着烧结温度的升高, 相变温度是逐渐降低的, 这主要是锶与钡之间相互取代导致相变温度的下降远大于硼固溶进入晶胞引起的相变温度的升高.

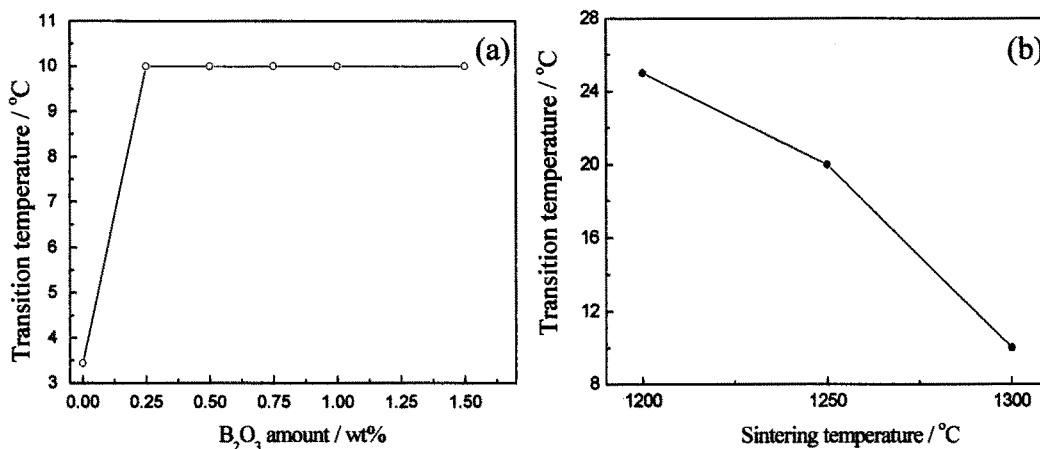


图 6 掺杂量及烧结温度对 $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$ 陶瓷相变温度的影响

Fig. 6 Effect of B_2O_3 amount and sintering temperature on transition temperature of $\text{Ba}_{0.6}\text{Sr}_{0.4}\text{TiO}_3$

(a) B_2O_3 amount; (b) Sintering temperature

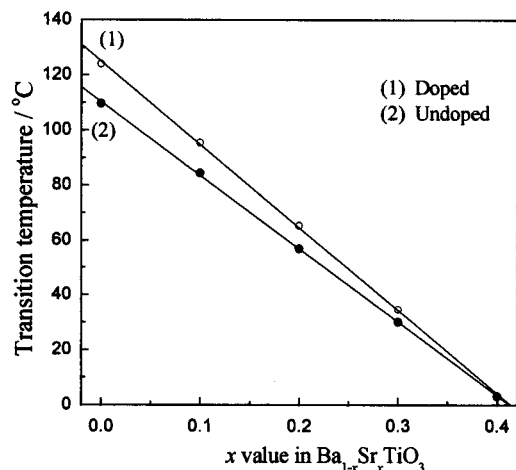


图 7 未掺杂和掺杂 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ 陶瓷相变温度随成分的变化关系

Fig. 7 Effect of x value on transition temperature for undoped and doped $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ ceramics

与相变温度的关系式可以推断, 对掺杂陶瓷, $x=0$ 时是纯钛酸钡, 其相变温度约 125°C ; 随着钛酸锶每增加 $1/100\text{mol}$, 则相变温度将降低 3.02°C ; $x=1.0$ 时是纯钛酸锶, 能推断其相变温度是 -177°C . 对未掺杂陶瓷, $x=0$ 时是纯钛酸钡, 其相变温度约 110°C ; 随着钛酸锶每增

因此, 我们对比研究了掺杂和未掺杂陶瓷系列成分与相变温度的关系, 如图 7 所示. 其中, 相变温度数据采集自介温曲线的介电峰值, 图中直线是线性拟合得来, 可见, 试验数据线性拟合很好, 得到的掺杂和未掺杂陶瓷二者拟合的直线方程分别是式 (3) 和 (4).

$$T = 125 - 302x \quad (3)$$

$$T = 110 - 267x \quad (4)$$

上式中 x 是 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$ 材料中 x 值 (即钛酸锶含量, $0 \leq x \leq 1$), T 是相变温度 ($^{\circ}\text{C}$). 对掺杂和未掺杂 $\text{Ba}_{1-x}\text{Sr}_x\text{TiO}_3$, 钛酸锶将此材料体系的温度向低温方向推动, 其变化速率分别是 3.02 、 $2.67^{\circ}\text{C}/\text{mol}\%$. 也就是说, 无论掺杂与否, 锶 / 钡成分与相变温度之间都存在一种线性变化关系 [15~18]. 由成分

加 1/100mol, 则相变温度将降低 2.67°C; $x=1.0$ 时是纯钛酸锶, 能推断其相变温度是 -157°C. 而实际上, 纯钛酸锶和钛酸钡分别在 -160、120°C 左右有相变发生, 这再次说明试验数据线性拟合很好.

对比掺杂和未掺杂陶瓷成分与相变温度的关系可知, 掺杂后随 x 值的增加, 相变温度向低温方向推进的速度显然变慢. 换言之, 和同一成分 (即同一 x 值) 未掺杂对比, 掺杂后由于硼离子以填隙方式进入钙钛矿晶胞, 晶胞 c 轴方向收缩变慢, 导致 Ti-O 偶极矩收缩变缓, 从而相变温度向低温方向推进的速率放慢. 虽然和钛酸锶相比, 氧化硼对陶瓷的相变温度影响是微小的, 但是这种变化规律性毕竟存在. 掺杂后相变温度也规律性的变化, 再次证明了晶胞中还是有间隙方式存在的硼元素.

4 结论

1. 对氧化硼掺杂钛酸锶钡陶瓷, 由于残余氧化硼量非常少, 经 XRD 分析观察不到氧化硼及氧化硼引起的第二相衍射峰, 钛酸锶钡仍保持原来的钙钛矿结构.

2. 残余氧化硼对晶胞参数有影响, 具有 c 轴收缩而 a 轴拉长的趋势; 随着掺杂量的增加, 几种钛酸锶钡的晶胞体积均是增大的, 说明硼离子确实进入晶胞, 而且只能是以填隙方式存在.

3. 无论掺杂与否, 钛酸锶钡陶瓷的相变温度与锶 / 钡成分成线性关系, 且掺杂后相变温度有所升高, 掺杂物确实影响陶瓷的相变温度; 但是随着掺杂量的增加相变温度无明显变化, 这说明虽硼离子固溶进入晶胞, 但其固溶能力有限; 随着烧结温度的升高, 晶胞体积收缩、相变温度降低, 说明钡与锶固溶导致的晶胞收缩远大于硼离子进入晶胞引起的体积膨胀.

参考文献

- [1] Thakur P, Prakash C, Agrawal D K. *Mater. Sci. Eng.*, 2002, **B96**: 221-225.
- [2] Liang X F, Wu W B, Meng Z Y. *Mater. Sci. Eng.*, 2003, **B99**: 366-369.
- [3] Jang Soo-Ik, Hyun M Jang. *J. Thin solid film*, 1998, **330**: 89-95.
- [4] 张 磊, 等 (Zhang Lei, et al). 硅酸盐学报 (Journal of the Chinese Ceramics Society), 2002, **30(6)**: 785-788.
- [5] Sung Min Rhim, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, **83(2)**: 3009-3013.
- [6] Sung Min Rhim, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, **83(5)**: 1145-1148.
- [7] In-Chyuan Ho. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1994, **77(3)**: 829-832.
- [8] 程华容, 等 (Cheng Hua-rong, et al). 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 2004, **19(5)**: 1017-1024.
- [9] Jeon Jae-Ho, Hahn Yoo-Dong, Kim Hai-Doo. *J. Euro. Ceram. Soc.*, 2001, **21**: 1653-1656.
- [10] 刘胜峰, 等 (Liu Shengfeng, et al). 化学通报, 2004, **67**: 1-6.
- [11] 蒲永平, 等 (Pu Yongping, et al). 西安交通大学学报, 2004, **38(4)**: 424-427.
- [12] 李标荣, 王筱珍, 张绪礼. 无机电介质, 第一版. 武汉: 华中理工大学出版社, 1995. 5-14.
- [13] 缪卫国, 等 (Miao Weiguo, et al). 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 1998, **13(1)**: 48-52.
- [14] 薛卫东, 李言荣. 原子和分子物理学报, 2004, **(4)**: 283-286.
- [15] Vilarinho P M, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, **83(5)**: 1149-1152.
- [16] Zuo R Z, et al. *J. Mater. Sci.*, 2000, **35**: 5433-5436.
- [17] 周桃生, 等 (Zhou T S, et al). 无机材料学报 (Journal of Inorganic Materials), 1998, **13(4)**: 484-490.
- [18] Zhang L, et al. *Solid State Communication*, 1997, **14(5)**: 263-266.

Effect of Doping B_2O_3 on Cell Parameters and Transition Temperature of $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ Ceramics

CHENG Hua-Rong¹, ZHU Jing-Chuan¹, JEON Jae-Ho², LAI Zhong-Hong¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;
2. Department of Materials Technology, Korea Institute of Machinery and Materials, Changwon 641-010, Korea)

Abstract: The stability of perovskite structure, cell parameters and phase transition temperature of sintered B_2O_3 -doped $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ ($x = 0 \sim 1$) ceramics were investigated. The results show that, with dopant amount increasing, the perovskite structure is maintained but the cell parameters are changed slightly. The c and a change irregularly, while c/a and cell volume (a^2c) monotonously decreases and increases respectively. The transition temperature of doped $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$ will rise a little, compared with that of undoped ones. With sintering temperature rising, transition temperature decreases since cell volume contracts due to solutionizing of Ba and Sr (with the same dopant content). But with dopant amount increasing, the transition temperature changes hardly (with the same sintering temperature). It means that B_2O_3 does affect the cell parameters of $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$, although the ionic radius of B^{3+} is very small; B^{3+} entered and stayed in the cell in interstitial mode, but its solid solubility is very limited.

Key words $Ba_{1-x}Sr_xTiO_3$; B_2O_3 ; cell parameters; transition temperature