

文章编号: 1000-324X(2008)04-0695-05

$(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 陶瓷的微波介电性能研究

李月明¹, 宋婷婷¹, 胡元云², 彭浩¹, 刘维良¹

(1. 景德镇陶瓷学院, 景德镇 333001; 2. 浙江正原电气股份有限公司, 嘉兴 314003)

摘要: 采用固相法制备了 $(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 系列微波介质陶瓷材料, 研究了该体系的相组成、烧结性能和微波介电性能之间的关系. 结果表明: 在 $x=0.1\sim 0.9\text{mol}$ 范围内, $(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 体系均形成了单一的斜方钙钛矿结构; $x=0.1\sim 0.5$ 和 $x=0.6\sim 0.9$ 组分最佳烧结温度分别为 1250°C 和 1300°C ; 介电常数 ε_r 、无载品质因数与谐振频率乘积 Qf 值、谐振频率温度系数 τ_f 均随着 x 的增大而减小. 当 $x=0.7$ 时, 1300°C 下保温 5h 烧结得到的材料的微波介电性能为: $\varepsilon_r=116.5$, $Qf=3254\text{GHz}$, $\tau_f=42.43\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$.

关键词: $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$; 钙钛矿; 微波介电性能

中图分类号: TM227 **文献标识码:** A

Study on the Microwave Dielectric Properties of $(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ Ceramics

LI Yue-Ming¹, SONG Ting-Ting¹, HU Yuan-Yun², PENG Hao¹, LIU Wei-Liang¹

(1. Jingdezhen Ceramic Institute, Jingdezhen 333001, China; 2. Zhejiang Zhengyuan Electric Co. Ltd., Jiaxing 314003, China)

Abstract: $(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ microwave dielectric ceramics were prepared by solid state reaction technique. The crystal structure, sintering properties and microwave dielectric properties of the ceramics were investigated. The results show that a single orthorhombic perovskite structure forms in the x range from 0.1 to 0.9; the best sintering temperatures of $(1-x)\text{CaTiO}_3\text{-}x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ are 1250°C and 1300°C in the x range from 0.1 to 0.5 and 0.6 to 0.9, respectively; the dielectric constant ε_r , the product of quality factor and resonance frequency (Qf) value and the temperature coefficient of resonant frequency τ_f decrease with the increasing of x . The $\text{Ca}_{0.3}(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})_{0.7}\text{TiO}_3$ ceramic sintered at 1300°C for 5h exhibits excellent microwave dielectric properties: $\varepsilon_r=116.5$, $Qf=3254\text{GHz}$, $\tau_f=42.43\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$.

Key words: $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$; perovskite; microwave dielectric properties

1 引言

近年来, 移动通讯的持续发展对谐振器、滤波器、介质天线等微波元器件的需求日益增长, 同时对其性能提出了更高的要求. 作为这些元器件关键材料的微波介质陶瓷, 特别是高介电常数的微波介质陶瓷, 倍受各国研究者的关注. 由于谐振器与滤波器的尺寸与介电常数的平方根成反比, 高介电常数的微波介质陶瓷在微波通讯电路中的应用, 将大

大地促进微波通信设备向微型化、集成化方向快速发展^[1].

通常, 高介电常数的介质材料具有高的正谐振频率的温度系数. 因此, 采用两种或者多种温度系数相反的高介电常数的材料来复合, 形成固溶体或者复相材料, 从而可以获得频率温度稳定性优良的介质材料^[2]. CaTiO_3 陶瓷虽然具有较高的介电常数 (170), 但其频率温度系数太高 ($+800\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$)^[2],

收稿日期: 2007-09-14, 收到修改稿日期: 2007-10-26

基金项目: 江西省教育厅科技计划 (GJJ08312)

作者简介: 李月明 (1965-), 男, 博士, 教授. E-mail: lym6329@163.com

无法满足材料实用化的要求. $(\text{Li}_{1/2}\text{Ln}_{1/2})\text{TiO}_3$ (其中的 Ln 为镧系稀土元素) 具有较高的介电常数 ε_r , 较大的负频率温度系数 $\tau_f^{[3]}$. 因此, 将这两种高介电常数温度系数相反的材料复合, 可望获得频率温度系数较低的微波介质材料.

本实验选取 CaTiO_3 和 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 两种化合物, 按不同配比进行复合, 制备 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 高介电常数微波介质陶瓷, 研究其组成与微波性能的变化规律.

2 实验

采用传统的固相法制备组成为 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ (其中 $x=0.1\sim 0.9\text{mol}$) 的复合陶瓷. 以分析纯 CaCO_3 、 Li_2CO_3 、 Sm_2O_3 、 TiO_2 为原料, 按化学计量配料, 以乙醇和氧化锆球磨子为介质, 球磨 24h, 干燥后, 在 1100°C 下预烧, 然后再次球磨, 干燥, 加入适量的浓度为 5% 的 PVA 粘结剂, 造粒, 干压成型, 制成 $\phi 25\text{mm}\times 12\text{mm}$ 的标准圆柱体, 陶瓷坯体在 800°C 下排塑, $1200\sim 1400^\circ\text{C}$ 下烧结, 保温 5h, 缓慢冷却至室温.

样品的密度采用阿基米德法测量, 预烧粉料的相组成采用德国 BRUKER/AXS 公司的 D8-Advance 型 XRD 衍射仪分析. 样品的晶胞参数及晶胞体积根据 XRD 衍射数据由最小二乘法计算得到. 用 Hakki-Coleman 介质柱谐振法测量样品的相对介电常数, 所用仪器为 Agilent 8719ET(500MHz~13.5GHz) 网络分析仪, 谐振模式为 TE_{011} , 频率测量范围 $1\sim 4\text{GHz}$. 在 $25\sim 75^\circ\text{C}$ 温度范围内测量谐振频率温度系数 τ_f , 并用 25°C 时的谐振频率 $f(25)$ 为标准频率, 其计算公式为

$$\tau_f = \frac{1}{f(25)} \times \frac{f(75) - f(25)}{(75 - 25)}$$

其中: $f(75)$ 为 75°C 的谐振频率.

3 结果分析与讨论

3.1 合成粉体的晶体结构

图 1 为不同组分的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 体系在 1100°C 预烧的 XRD 图谱, 由图可以看出, 粉体在 $x=0.1\sim 0.9$ 范围内均形成了斜方晶系的钙钛矿结构. 原料中碳酸盐分解, 氧化物获得了较高的活性而发生反应, 由于 Ca^{2+} 的离子半径 (1.1200\AA) 与 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 的离子半径 (0.9995\AA) 接近^[4], 因此 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 离子很容易固溶到 CaTiO_3 的主

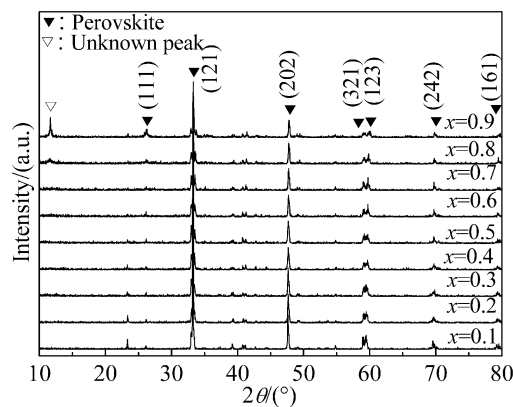


图 1 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 体系 1100°C 预烧的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of the $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ system synthesized at 1100°C

表 1 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 体系陶瓷的晶胞参数和晶胞体积

Table 1 Lattice parameter and unit-cell volume of $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ system ceramics

x/mol	Lattice parameter/ \AA			Unit-cell volume/ \AA^3
	a	b	c	
0.1	5.4254	7.6404	5.3708	222.63
0.2	5.4150	7.6318	5.3687	221.87
0.3	5.4187	7.6322	5.3594	221.64
0.4	5.4174	7.6321	5.3514	221.26
0.5	5.4193	7.6325	5.3453	221.10
0.6	5.4231	7.6310	5.3417	221.06
0.7	5.4253	7.6176	5.3420	220.77
0.8	5.4425	7.6264	5.3189	220.20
0.9	5.4364	7.6060	5.3203	219.99

晶格中, 形成完全固溶体. 随着 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 离子的增加, 当 $x=0.9$ 时, XRD 图谱中出现了少量未知相的杂峰.

由图 1 还可以看出: 随着 x 的增加, 衍射峰略向高角度方向偏移, 表明晶体结构的晶面间距随着 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 的取代量的增加而减小. 利用 XRD 数据计算出的该体系样品的晶格常数及晶胞体积, 如表 1 所示, 可见, 随着 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 的取代量的增加, 晶胞参数 b 、 c 逐渐减小, 而 a 变化不大, 固溶体晶胞体积逐渐减小. 这是由于 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 的平均离子半径 (0.9995\AA) 小于 Ca^{2+} 的离子半径 (1.1200\AA)^[4], 它的引入导致了晶胞体积的减小, 同时使钙钛矿的氧八面体产生倾斜和扭曲.

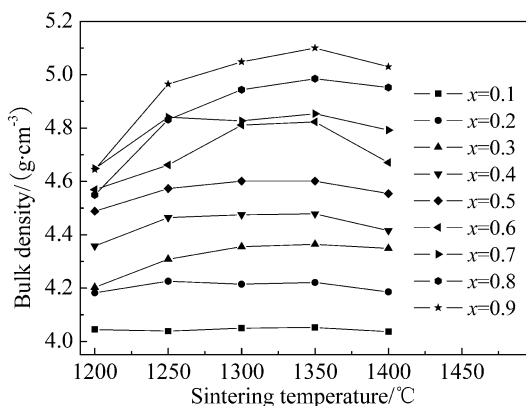


图2 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的密度随烧结温度的变化

Fig. 2 Bulk density of $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ specimens as a function of sintering temperature

3.2 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 陶瓷的烧结性能

图2显示了 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 系陶瓷的体积密度随烧结温度的变化情况. 陶瓷的体积密度随着烧结温度的升高而增大, 并在一定程度达到饱和. 不同组分获得最大体积密度时所需的温度不同, $x=0.1\sim0.5$ 的组分在 1250°C 时体积密度达到饱和, 随着烧结温度的继续升高, 组分的体积密度并无明显变化. $x=0.6\sim0.9$ 的组分在 1300°C 时具有高的体积密度, 当烧结温度超过 1300°C 以后, 体积密度的变化趋于缓慢, 超过 1350°C 后, 体积密度下降.

由图2可以看出, $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 陶瓷的体积密度随着 x 值升高呈现上升趋势. 这是由于 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 含量增加, 固溶体晶胞体积减小, 致使其密度升高. 这与 Eung 等^[5] 人报道的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 固溶体的密度随 x 的增加理论密度逐渐提高的结论是一致的.

3.3 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的微波介电性能

图3为不同组分的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 分别在 $1200\sim1400^\circ\text{C}$ 烧结, 保温 5h 的介电常数的变化曲线. 由图可以看出, 同一烧结温度下介电常数 ϵ_r 随着 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 含量的增加而降低.

在高 ϵ_r 微波介质陶瓷中, 对微波频率下产生高 ϵ_r 起主要贡献的是电子-离子耦合极化. 这是由这类微波介质陶瓷材料的特殊结构决定的, 即在高 ϵ_r 微波介质陶瓷中, 存在氧八面体结构^[6,7]. ABO_3 钙钛矿型晶体中, A 位离子因其内场结构系数很

小, 对极化的贡献常常可以略去. 然而由于 A 位离子占据着氧八面体的空隙, 其大小变化和分布对氧八面体结构框架和中心 Ti 离子的位移极化有强烈的影响, 从而会导致八面体内电场的变化和极化的改变. 在 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 固溶复合体系中, 钙钛矿结构的 A 位是由 Ca^{2+} , Li^+ , Sm^{3+} 共同占据的, 一般情况下, 其占据位置具有随机性而并非完全有序化. 由于 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})^{2+}$ 的有效离子半径小于 Ca^{2+} 的离子半径, 它的引入一方面造成了晶胞体积的减小, 使氧八面体产生倾斜和扭曲, 八面体的形变压制了 Ti^{4+} 的位移空间, 导致其极化率降低, 这必然导致钛、氧离子构成的内电场的削弱, 耦合极化减弱, 介电常数降低. 随着 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 取代量增加, 这种挤压效应增强, 介电常数也会随之减小.

由图3还看出, 不同烧结温度下, $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 各组成的介电常数 ϵ_r 的变化规律相似, 随着烧结温度升高而增大, 并且在一定温度达到饱和. 不同组成获得最大介电常数时所需的温度不同, $x=0.1\sim0.5$ 的组成在 1250°C 时介电常数较高, 随着烧结温度的继续升高, 组成的介电常数并无明显变化, 个别组成甚至出现下降趋势. $x=0.6\sim0.9$ 的组成在 1300°C 时具有高的介电常数, 当烧结温度超过 1300°C 以后, 介电常数的变化趋于缓慢. 这与体积密度的变化相似.

图4显示了 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 系列陶瓷的品质因子 Qf 随烧结温度的变化规律. 可以看出, 该体系的 Qf 值随着 x 值的增加而降低. 一般认为, 材料在微波频率下的损耗可以分为两类: 一类是内在的损耗也称本征损耗, 它主要由

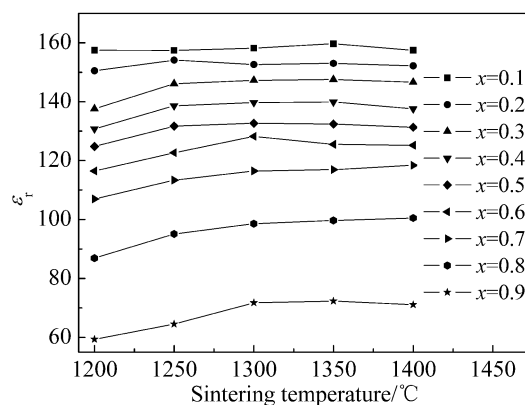


图3 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的介电常数随烧结温度的变化

Fig. 3 Dielectric constant of $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ specimens as a function of sintering temperature

晶格振动模式控制;另一类是外在的损耗也称非本征损耗,主要受杂质第二相、氧空位、晶粒尺寸的大小以及致密程度等影响^[8].一般可以通过调整陶瓷制备工艺降低其非本征损耗.对于 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 固溶复合体系,本实验选取了相同的合成与烧结工艺,材料相组成单一,致密度高,因此非本征损耗对品质因数 Qf 值的影响是大致相同的. Qf 值随 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 取代量的增加而减小应该归结于 A 位离子的有序化程度和内应力的影响.在钙钛矿结构离子晶体中, A、B 位离子的有序化排列可使晶体内应力减小,材料内离子振动产生的损耗降低. Ca^{2+} 、 Li^{+} 、 Sm^{3+} 对 A 位的随机占据不仅导致了氧八面体的形变和扭曲,也致使离子间的内应力因离子混乱度的增大而增强,因此, Li^{+} 、 Sm^{3+} 的更多引入会使得介电损耗增加,使 Qf 值下降.

由图 4 可以看出,烧结温度对 Qf 的影响不是很大,组分为 $x=0.1\sim 0.5$ 、0.9 的陶瓷的 Qf 值在 1250°C 时达到最大,随着烧结温度的继续升高略有下降,而组分为 $x=0.6\sim 0.8$ 的陶瓷的 Qf 值在 1300°C 时达到最大.

由上述分析可以判断, $x=0.1\sim 0.5$ 的组分的最佳烧结温度为 1250°C , $x=0.6\sim 0.9$ 的组分的最佳烧结温度为 1300°C .

图 5 是 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 系陶瓷的频率温度系数 τ_f 随烧结温度的变化规律.从图中可以看出,不同组分的频率温度系数受烧结温度的影响不同,随烧结温度的升高, $x=0.1\sim 0.3$ 样品的 τ_f 增大,但对 $x=0.4\sim 0.9$ 样品 τ_f 的影响不大.

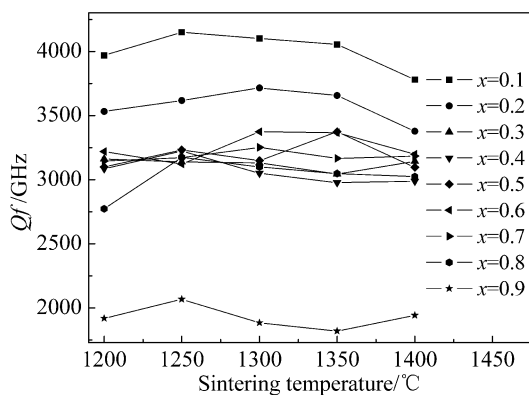


图 4 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的品质因子 Qf 随烧结温度的变化

Fig. 4 Quality factor Qf value of $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ specimens as a function of sintering temperature

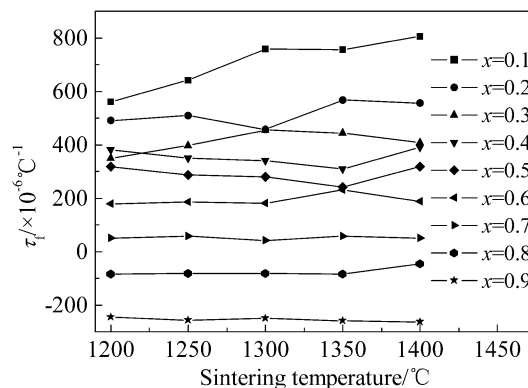


图 5 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的频率温度系数随烧结温度的变化

Fig. 5 Temperature coefficient of the resonant frequency of $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ specimens as a function of sintering temperature

对于 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 陶瓷,随着具有负频率温度系数的 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 含量的增加,复合体系的 τ_f 呈现下降趋势.谐振频率温度系数主要取决于材料的介电常数的温度系数和线膨胀系数^[9,10],有公式: $\tau_f = -\frac{1}{2}\tau_\epsilon - \alpha_L$, τ_ϵ 为介电常数温度系数, α_L 为材料线膨胀系数.对于电子陶瓷材料,一般线膨胀系数在 $10\times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 左右,相差不大,这样介电常数温度系数就成为影响 τ_f 的最主要因素.将克劳休斯-莫索蒂 (Clausius-Mossotti)^[11] 方程 $\frac{\epsilon-1}{\epsilon+2} = \frac{4\pi\alpha_m}{3V}$ 求偏导得到:

$$\tau_\epsilon = \frac{(\epsilon-1)(\epsilon+2)}{\epsilon} \left[\frac{1}{\alpha_m} \left(\frac{\partial \alpha_m}{\partial T} \right) + \frac{1}{\alpha_m} \left(\frac{\partial \alpha_m}{\partial V} \right)_T \times \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_P - \frac{1}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_P \right] = \frac{(\epsilon-1)(\epsilon+2)}{\epsilon} (A + B + C)$$

式中 V 为单位晶胞体积, α_m 为分子的总的介电极化率, A 项描述的是在一定的体积下,离子极化率随温度的变化量,通常为负值; B 项描述的是在一定温度下,离子极化率随体积的变化量,通常为正值; C 项描述的是单位体积内本身参与极化的离子和电子数目,通常为负值.其中 B 、 C 通常较大,绝对值相近,但是符号相反,这样 $(B+C)$ 就是一个很小的值^[12],所以介电常数温度系数 τ_ϵ 主要受离子极化率的影响,离子的极化率就成为影响谐振频率温度系数 τ_f 的最主要因素.在 CaTiO_3 基材料中引入 $(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$,造成了晶格常数和晶胞体积的减小,氧八面体产生形变,由前面的分析可知八面体的形变导致其极化率降低.随着 $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 取代量的增加,离子极化率逐渐降低,谐振频率温度系数 τ_f 也会随之减小.因此, $\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2}\text{TiO}_3$ 的引入协调了 CaTiO_3 的正频率温

度系数. 在 1300°C 烧结, 保温 5h, $x=0.7$ 、 0.8 的复合体系的 τ_f 分别为 42.43×10^{-6} 、 $-81.84 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, 与其他组分比较更接近于 0. 因此, 再细调 x 的值, 有望获得频率温度系数为 0 的复合体系.

综合以上分析可得出: $x=0.7$ 的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 陶瓷, 在 1300°C 烧结, 保温 5h, 材料具有较好的微波介电性能: $\varepsilon_r=116.5$, $Qf=3254$, $\tau_f=42.43 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$.

4 结论

通过对 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 系列微波介质陶瓷材料的组成、烧结性能和微波介电性能的研究, 得出以下结论:

1. x 在 $0.1 \sim 0.9$ 范围内, $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 体系在 1100°C 下均能合成斜方晶系的钙钛矿结构, 形成了完全固溶体.

2. 不同组分的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的体积密度随着 x 的增加而增大, 且获得最大体积密度的温度也随着 x 的增加而升高, $x=0.1 \sim 0.5$ 和 $x=0.6 \sim 0.9$ 的组分的最佳烧结温度分别为 1250°C 和 1300°C .

3. 随着 x 的增加, $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 的介电常数 ε_r 、无载品质因数与谐振频率乘积 Qf 值和谐振频率温度系数 τ_f 减小. 在 x 从 0.7 增加至 0.8 时, 频率温度系数 τ_f 从正值变化为负

值.

4. $x=0.7$ 的 $(1-x)\text{CaTiO}_3-x(\text{Li}_{1/2}\text{Sm}_{1/2})\text{TiO}_3$ 陶瓷, 在 1300°C 烧结, 保温 5h 时具有较好的微波介电性能: $\varepsilon_r=116.5$, $Qf=3254\text{GHz}$, $\tau_f=42.43 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$.

参考文献

- [1] 杨 辉, 张启龙, 王家邦, 等. 硅酸盐学报, 2003, **31** (10): 965–973.
- [2] Kell R C, Greenham A C, Olds G. C E. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1973, **56** (7): 352–354.
- [3] Takahashi H, Baka Y, Ezaki K, et al. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1991, **30** (9B): 2339–2342.
- [4] Shannon R D. *Acta Cryst.*, 1976, **A32**: 751–767.
- [5] Eung S K, Ki H Y. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2003, **23** (14): 2397–2401.
- [6] 吕文中, 张道礼, 黎步银, 等. 功能材料, 2000, **31** (6): 572–575.
- [7] Nenashva E A, Kartenko Artenko N F. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2001, **21** (15): 2697–2701.
- [8] 何 进, 杨传仁. 电子元件与材料, 1995, **14** (2): 7–13.
- [9] Kajfeš D. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 2001, **21** (15): 2663–2667.
- [10] Reaner I M, Wise P, Ubić R, et al. *Philosophical Magazine A*, 2001, **81** (2): 501–510.
- [11] 陆 栋, 蒋 平, 徐至中. 固体物理学. 第一版. 上海: 上海科学技术出版社, 2003. 245–246.
- [12] Colla E L, Reaney I M, Setter N. *Jpn. J. Appl. Phys.*, 1993, **74** (5): 3414–3418.