复合材料学报 Acta Materiae Compositae Sinica
第28卷 第2期 4月 2011年
Vol. 28 No. 2 April 2011

文章编号：1000-3851(2011)02-0179-06

多元稀土氧化物掺杂二氧化锆基陶瓷材料的热物理性能

张丹华[1]，王 璐[2]，郭洪波*[1]，宫声凯[1]
(1. 北京航空航天大学 材料科学与工程学院，北京 100191；2. 中航工业沈阳黎明航空发动机(集团)有限责任公司，沈阳 110043)

摘 要： 稀土氧化物(RE)掺杂氧化钇稳定二氧化锆(YSZ)是提高传统YSZ热障涂层隔热性能和高温稳定性的有效途径之一。在1500 ℃高温固相反应烧结24 h制得Gd_2O_3和Yb_2O_3多元稀土氧化物掺杂的YSZ(含3.5%Y_2O_3(摩尔分数))(GY-YSZ)陶瓷材料。采用XRD研究了GY-YSZ陶瓷材料的晶体结构和物相组成；采用激光脉冲法研究了Gd_2O_3和Yb_2O_3掺杂对GY-YSZ陶瓷材料的热物理性能的影响规律。研究发现，掺杂2.0%～3.0%Gd_2O_3和Yb_2O_3(摩尔分数)后GY-YSZ的热导率为0.90～1.15 W·(m·K)$^{-1}$，比YSZ降低30%以上，显示了良好的隔热性能。稀土氧化物掺杂对YSZ陶瓷材料热物理性能的影响机制为：掺杂Gd_2O_3和Yb_2O_3导致YSZ中单斜相(M)、四方相(T)和立方相(C)含量发生变化，同时YSZ晶格发生畸变。

关键词： 热障涂层；稀土氧化物；掺杂；YSZ；热导率
中图分类号： TB332；TG174.4 **文献标志码：** A

Thermophysical properties of multiple rare earth oxide co-doped zirconia-based ceramic materials

ZHANG Danhua[1], WANG Lu[2], GUO Hongbo*[1], GONG Shengkai[1]
(1. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China;
2. AVIC Shenyang Liming Aero-engine (Group) Corporation Ltd., Shenyang 110043, China)

Abstract: Rare earth (RE) oxides doping yttria stabilized zirconia (YSZ) is an effective path to improve the thermal-resistance and high-temperature stability of traditional ceramic YSZ thermal barrier coatings. Gd_2O_3-Yb_2O_3 co-doped YSZ (contain 3.5%Y_2O_3, mole fraction) (GY-YSZ) was prepared by sintering at 1500 ℃ for 24 h. The crystal structure and phase composition of the GY-YSZ were studied by XRD analysis. Laser flash method was used to investigate the effects of doping rare earth oxides on the thermophysical property of GY-YSZ. The results show that the thermal conductivity of the GY-YSZ doped with 2.0%～3.0% mole fraction of Gd_2O_3 and Yb_2O_3 is 0.90～1.15 W·(m·K)$^{-1}$, which is reduced by 30% at least than that of YSZ and proves the higher thermal-resistance property of the GY-YSZ. The influence mechanism of doping rare earth oxides on the thermal physical property of YSZ is that co-doping with Gd_2O_3 and Yb_2O_3 results in lattice distortion and content variation of monoclinic phase (M), tetragonal phase (T) and cubic phase (C) in YSZ.

Keywords: thermal barrier coatings (TBCs); rare earth oxide; doping; yttria stabilized zirconia (YSZ); thermal conductivity

热障涂层(TBCs)是一种采用耐高温、高隔热的陶瓷材料以涂层的方式与高温合金基体相复合、降低合金表面工作温度、提高合金抗高温氧化腐蚀性能的表面热防护技术，在航空航天、船舶、能源、兵器等领域有着广泛的应用前景。目前，已经得到实际应用的热障涂层陶瓷层材料为6%～8% Y_2O_3(质量分数)部分稳定的ZrO_2(YSZ)[1-4]。然而，如果长期服役温度高于1250 ℃，YSZ会发生严重的烧结，从而导致其热导率升高，隔热性能下降；同时，YSZ涂层会发生马氏体相变，这一过程中会引发体积膨胀，导致涂层失效。随着航空发动机向高流量比、高推重比方向发展，燃气涡轮进口温度进

收到初稿日期： 2010-06-14；**收到修改稿日期：** 2010-10-29
基金项目： 国家自然科学基金(50771009，50731001)；新世纪优秀人才计划；高等学校博士学科点专项科研基金
通讯作者： 郭洪波，副教授，研究方向为热障涂层 E-mail：guo.hongbo@buaa.edu.cn

一步提高[5]，传统 YSZ 材料不再满足使用需求，寻求具有耐高温、高隔热、综合性能更好的新型陶瓷材料是先进航空发动机迅速发展提出的迫切要求，也是目前热障涂层领域的研究热点[3-8]。

在 YSZ 中添加稀土氧化物，可以使 ZrO_2 的晶格畸变增大，导致声子传导平均自由程降低，从而降低热导率，提升 TBC 的隔热性能。Nicholls[9]，Kan[10]和宫文彪[11]在 YSZ 中添加 Er_2O_3、NiO、Nd_2O_3、Gd_2O_3、Yb_2O_3 和 CeO_2 来降低材料的导热率，经实验测定，热导率值最低达到 1.0 W·(m·K)$^{-1}$，而 YSZ 的热导率值则在 1.6 ～ 2.2 W·(m·K)$^{-1}$之间。冀晓娟等[12-13]采用第一原理计算了稀土元素掺杂 ZrO_2 结构中所引起的晶格畸变和键集居数，发现 Gd—O 键键集居数最小，进而预测掺杂这种元素后的 ZrO_2 热扩散系数将显著降低。魏秋利等[14]采用电子束物理气相沉积方法制备了多元稀土氧化物掺杂的二氧化锆热障涂层，有效提高了涂层的热循环寿命。美国宇航局的 Zhu[15-16]在 YSZ 材料中同时添加多种稀土氧化物，发现可以有效降低 YSZ 的热导率。

本文中采用高温固相合成的方法制备 Gd_2O_3、Yb_2O_3、Y_2O_3 稀土氧化物掺杂的二氧化锆基陶瓷材料，研究了多元稀土氧化物掺杂二氧化锆基陶瓷材料的相组成和比热容、热扩散率及热传导率等热物理性能，并探讨了稀土氧化物掺杂对二氧化锆陶瓷材料热物理性能的影响机制。

1　实验部分

试验选择 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 作为降低热导率的稀土氧化物掺杂到 YSZ 中。Gd_2O_3、Yb_2O_3 和 Y_2O_3 3 种稀土氧化物总的掺杂浓度≤6.5 mol%，其中 Y_2O_3 为 3.5 mol%。成分设计为 xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ 和 xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ 两个系列(简称GY-YSZ)，成分配比方案见表 1。采用高能球磨机(KQM-S)将配好的粉末混合均匀，置于箱式电阻炉(SX2-12-16，上海中奕电炉有限公司)中，3 ℃/min 升温至 1500 ℃，保温 12 h，得到GY-YSZ 粉末。

将GY-YSZ 粉末试样放入直径为 13.5 mm 的模具中，置于压力机(深圳新三思)上压制成型。将冷压成型的陶瓷片样品置于箱式电阻炉中，以 3 ℃/min的升温速率加热至 1500 ℃，并保温 24 h，随炉冷却至室温。所制得块材致密度约 75%。

表 1　GY-YSZ 成分配比方案

Table 1　Composition of GY-YSZ (Mole fraction, %)

xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ		xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ		Y_2O_3	ZrO_2
Gd_2O_3	Yb_2O_3	Gd_2O_3	Yb_2O_3		
0.0	0.0	0.0	0.0	3.5	96.5
1.0	1.0	1.0	1.0	3.5	94.5
1.5	1.0	1.0	1.5	3.5	94.0
2.0	1.0	1.0	2.0	3.5	93.5

采用 X 射线衍射仪(Regaku D/Max 2200PC，Cu$K_{\alpha1}$射线，λ=1.5418 Å，扫描速度为 6 °/min，步长为 0.02°)分析GY-YSZ 块材的晶体结构，根据衍射峰的强度分别计算样品中单斜相(M)、四方相(T)和立方相(C)的物质量：

$$\frac{M_M}{M_{C,T}}=0.82\frac{I_M(11\bar{1})+I_M(111)}{I_{C,T'}(111)} \tag{1}$$

$$\frac{M_C}{M_{T'}}=0.88\frac{I_C(400)}{I_{T'}(004)+I_{T'}(400)} \tag{2}$$

式中：M 为物质的量，I 为衍射峰强度；下标 M、T、T′、C 代表 ZrO_2 中的 M 相、T 相、非相变的 T 相和 C 相。

采用激光热导仪(LFA427，NETZSCH，Germany)测试GY-YSZ 块材的热扩散系数 α；根据 $\rho=m/V$ 计算材料的密度 ρ(根据排水法测量 V)；根据 Neumann-Kopp 定律计算GY-YSZ 块材的比热容 C_p：

$$C_{p\,\mathrm{GY\text{-}YSZ}}=mC_{p\mathrm{Gd_2O_3}}+nC_{p\,\mathrm{Yb_2O_3}}+pC_{p\,\mathrm{Y_2O_3}}+qC_{p\,\mathrm{ZrO_2}} \tag{3}$$

式中，m、n、p、q 为摩尔比。

采用下式计算材料的热传导率：

$$\kappa=\alpha C_p\rho \tag{4}$$

式中：κ 热导率；α 为热扩散系数；C_p 为比热容；ρ 为密度。

根据 XRD 衍射谱中衍射峰对应的晶面指数(hkl)及晶面间距 d 值，采用下式计算GY-YSZ 块材的晶格常数 a、b 及 c 值：

$$\frac{1}{d^2}=\frac{a^2}{h^2}+\frac{b^2}{k^2}+\frac{c^2}{l^2} \tag{5}$$

采用热膨胀仪(Netzsch DIL 402E)测试2.0Gd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ 和2.0Yb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ 两个样品的热膨胀系数，测试温度为 200～1300 ℃。

2　结果与讨论

2.1　GY-YSZ 块材物相分析

xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ 和 xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-

YSZ 两个系列成分块材样品的 XRD 分析图谱见图 1(a)和图 1(b)。可以看出，各成分GY-YSZ 的块材中都有一定含量 M 相、T 相和 C 相，且未发现 Gd_2O_3 或 Yb_2O_3 衍射峰，说明 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 已经完全固溶到 YSZ 晶格中，形成Gd_2O_3-Yb_2O_3 掺杂稳定的GY-YSZ 材料；随着 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 掺杂量的增大，GY-YSZ的块材中 M 相衍射峰强度变弱，说明其中 M 相含量降低而 T 相和 C 相含量增加。

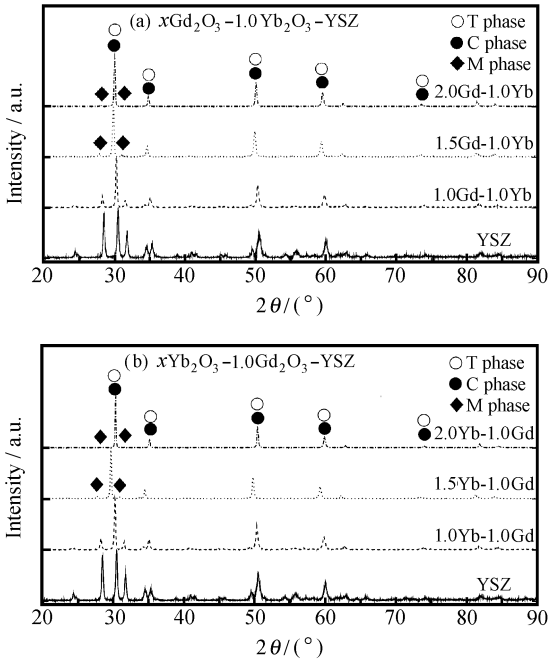

图 1　GY-YSZ 块材 XRD 射线衍射图

Fig. 1　XRD patterns of the GY-YSZ

2.2　GY-YSZ 块材热物理性能

采用激光热导仪测试$x$$Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3$-YSZ 和$x$$Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3$-YSZ 两个系列成分块材样品的热扩散系数 α，测试结果如图 2 所示。可以看出，YSZ 的热扩散系数为 0.55～0.95 $mm^2 \cdot s^{-1}$，掺杂后的热扩散系数为 0.35～0.55 $mm^2 \cdot s^{-1}$，这表明 Gd_2O_3-Yb_2O_3 掺杂后导致 YSZ 的热扩散系数明显降低，但是改变 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 的相对含量对热扩散系数没有特别显著的影响。

根据Neumann-Kopp 定律，GY-YSZ 块材的比热容 C_p 可看作 Gd_2O_3、Yb_2O_3、Y_2O_3 和 ZrO_2 比热容[17]按比例的加和。根据公式(3)计算得到 $x$$Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3$-YSZ 和 $x$$Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3$-YSZ 两个系列成分的块材的比热容 C_p，如图 3 所示。可见，GY-YSZ 的 C_p 比 YSZ 低，这是由于纯物质 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 的 C_p 比 YSZ 低所致。

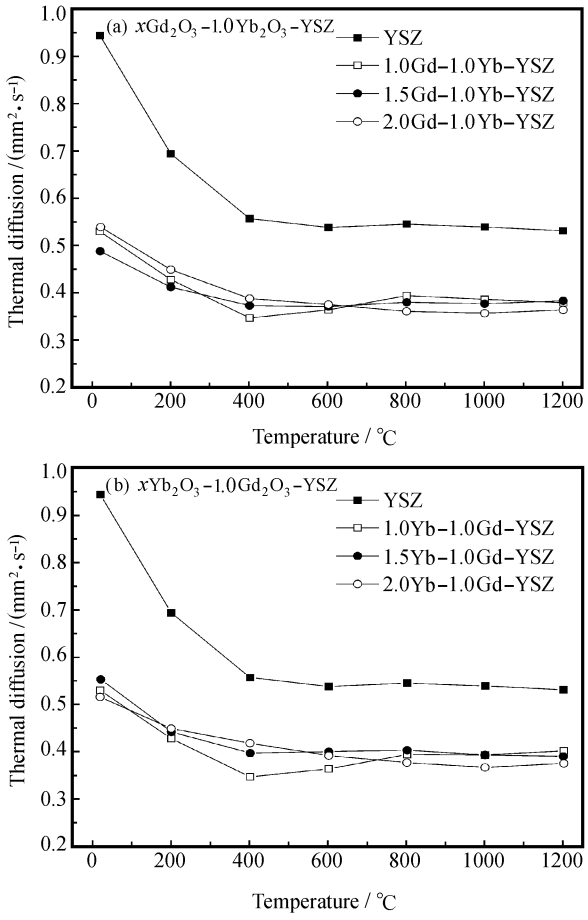

图 2　$x$$Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3$-YSZ和$x$$Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3$-YSZ 块材的热扩散系数

Fig. 2　Thermal diffusivity of the $x$$Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3$-YSZ and $x$$Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3$-YSZ

块体材料的热传导率按公式(4)计算，计算结果如图 4 所示。可以看出，传统 YSZ 的热导率为 1.51～1.91 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$，掺杂摩尔分数 2.0%～3.0% Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 后 GY-YSZ 的热导率为 0.90～1.15 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$，比 YSZ 降低 30%以上，且两个系列材料的热导率均随Gd_2O_3-Yb_2O_3 掺杂量的增加而降低。

值得注意的是，如果比较 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 掺杂总量相同时的GY-YSZ 热导率可以发现：当总掺杂量为 2.5%时，1.5Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3-YSZ 和 1.5Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3-YSZ 热导率分别为 0.98～1.10 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$ 和 1.12～1.15 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$；当总掺杂量为 3.0%时，2.0Gd_2O_3-1.0Yb_2O_3-YSZ 和2.0Yb_2O_3-1.0Gd_2O_3-YSZ 热导率分别为 0.90～1.08 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$ 和 1.04～1.08 $W \cdot (m \cdot K)^{-1}$。这说明增加 Gd_2O_3 的含量导致陶瓷材料的热传导

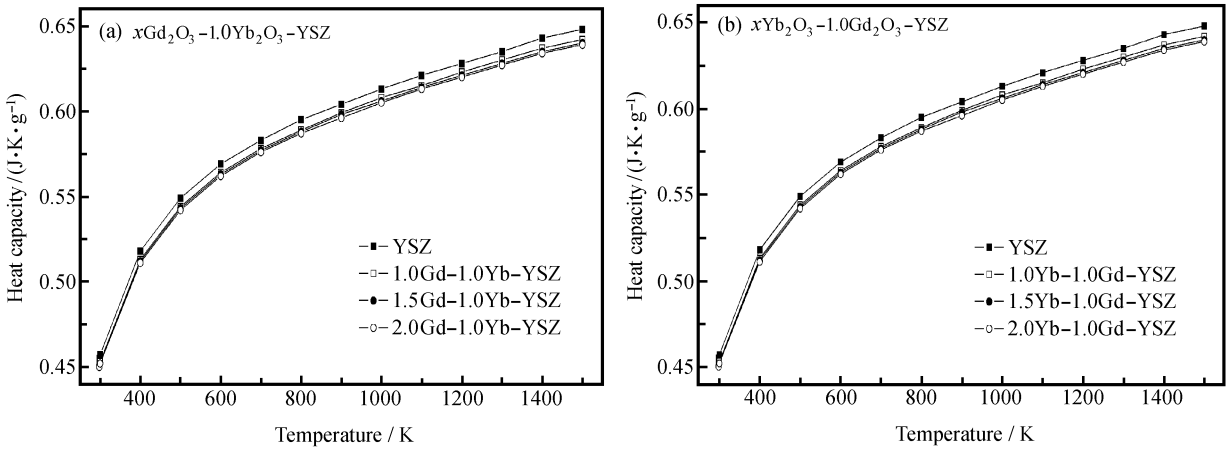

图 3　xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ 和xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ 块材的比热容

Fig. 3　Heat capacity of the xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ and xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ

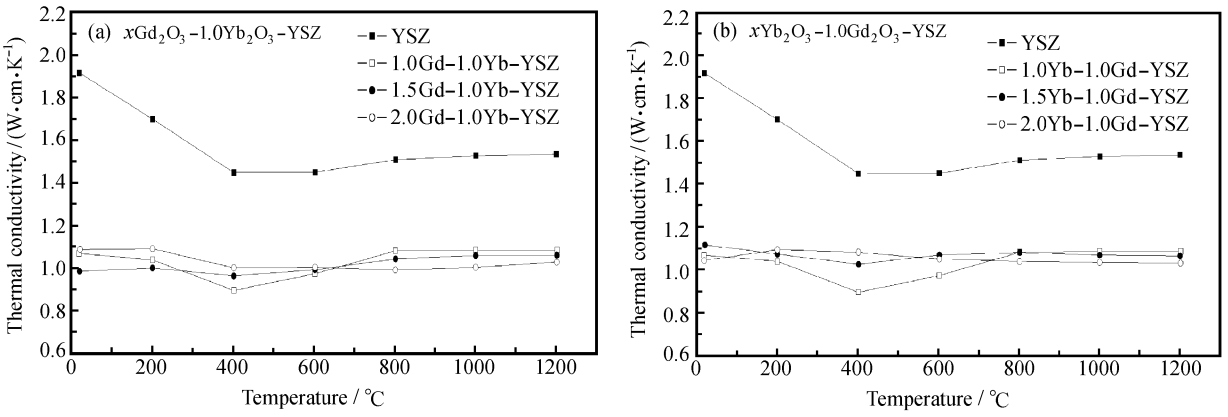

图 4　xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ and xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ 块材的热导率

Fig. 4　Thermal conductivity of the xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ and xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ

率的降低幅度更大，Gd_2O_3 比 Yb_2O_3 更能有效地降低 YSZ 热导率。

xGd$_2$O$_3$-1.0Yb$_2$O$_3$-YSZ 和xYb$_2$O$_3$-1.0Gd$_2$O$_3$-YSZ 两个系列成分的块材制备条件完全相同，导致其热导率变化的主要原因是掺杂不同量 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 引起 ZrO_2 中各相含量变化和晶格畸变。

M 相的热导率最高，C 相的热导率最低，T 相略高于 C 相。ZrO_2 中的三相在 200 ℃和 800 ℃的热导率分别为：5.4 W·(m·K)$^{-1}$，3.6 W·(m·K)$^{-1}$(M 相)；2.8 W·(m·K)$^{-1}$，2.8 W·(m·K)$^{-1}$(T 相)；2.2 W·(m·K)$^{-1}$，2.3 W·(m·K)$^{-1}$(C 相)[18]。GY-YSZ块材中 M 相、T 相和 C 相含量可以通过 XRD 衍射峰的强度来计算[19]。XRD 衍射图高角度 73°～75°范围内存在[400]衍射峰，该峰比较弱而宽，衍射角(2θ)与物相间存在以下对应关系[20]：T(004)，72.9°；T′(004)，73.1°，C(400)，73.7°；T′(400)，74.2°；T(400)，74.5°。根据XRD图谱中各相的衍射峰强度(见图 5)，按照式(1)和式(2)计算GY-YSZ 块材各相含量，分析结果如图 6 所示。可以看出，与电子束物理气相沉积(EB-PVD)或者大气等离子喷涂(APS)方法制备的 YSZ 涂层相比，YSZ 块材中 M 相含量很高，原因是块材的制备过程(随炉冷却)无法实现高温淬火。而采用EB-PVD 或 APS 方法制备 YSZ 涂层时，YSZ 粉末从高温淬火，冷却速度过快而阻碍了成分的调整，T 相较完整的保存下来，以致于不能转变成 M 相[21]。但是在随炉冷却的制备条件下仍然可以看到，掺杂Gd_2O_3-Yb_2O_3 后，GY-YSZ 与 3.5%YSZ 相比，M 相含量明显降低，T 相和 C 相含量增加；且随 Gd_2O_3、Yb_2O_3 掺杂量增加，各相含量变化趋势越发明显。从图 6 中还可以看到，Gd_2O_3、Yb_2O_3 分别为1.5%和 2.0%时，掺杂 Gd_2O_3 比 Yb_2O_3 使GY-YSZ 块材中产生更多的 C 相。这与前面的热导率测试结果相吻合，GY-YSZ热导率随 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3

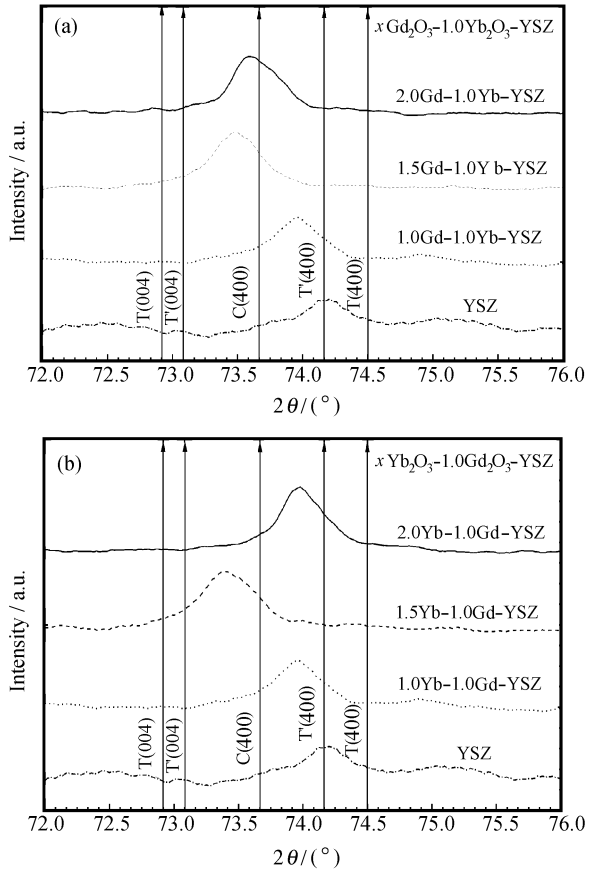

图 5　GY-YSZ 块材[400]峰分布图

Fig. 5　[400] diffraction peak of GY-YSZ

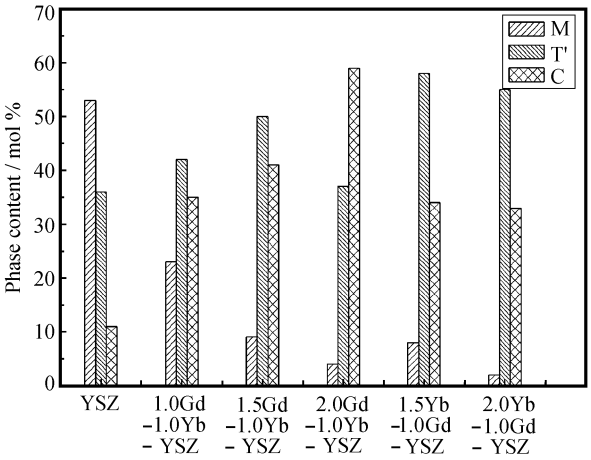

图 6　GY-YSZ 块材中各相含量示意图

Fig. 6　Phase content of GY-YSZ

掺杂量的增加而降低，且 Gd_2O_3 比 Yb_2O_3 更能有效的降低 YSZ 热导率。

热扩散系数的表达式为

$$\alpha \propto A \cdot \exp(k\nu) \tag{6}$$

其中：α 为热扩散系数；A 为声子振幅；k 为常数；ν 为声子振动频率。稀土元素的离子半径较 Zr^{4+} 半径大，如 Gd^{3+}、Yb^{3+} 和 Y^{3+} 的离子半径分别为 1.05 Å、0.99 Å 和 0.92 Å，而 Zr^{4+} 的离子半径为 0.84 Å。当 Gd^{3+}、Yb^{3+} 离子固溶到 ZrO_2 晶格时，将引起晶格的膨胀畸变，晶格振动的非谐性程度变大，晶格的格波在传导过程中受到的散射愈大，因此，声子的平均自由程较小，掺杂稀土氧化物后的二氧化锆的热扩散系数较低。晶格常数通过 XRD 衍射线的位置(θ)的测定而获得。根据 XRD 衍射谱中衍射峰对应的晶面指数(hkl)及晶面间距 d 值，根据公式(5)对GY-YSZ 块材进行多次晶面指数标定和计算，得到 T 相的晶格常数(a，c)值。晶格常数 a 与掺杂量之间的关系见图 7。可以看出，随 Gd_2O_3-Yb_2O_3 掺杂量增加，GY-YSZ 块材晶格常数增大，即晶格畸变量增大；在 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 总掺杂量相同时，增加 Gd_2O_3 含量比 Yb_2O_3 引起了更大的晶格畸变。与前面的热导率测试结果相吻合，热导率随Gd_2O_3-Yb_2O_3 掺杂量增加而降低，且 Gd_2O_3 比 Yb_2O_3 更能有效的降低 YSZ 热导率。

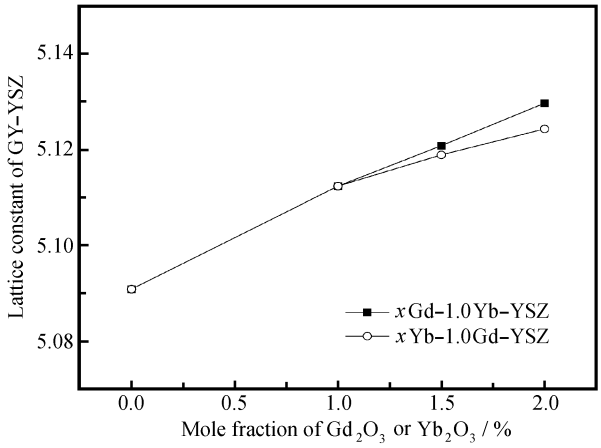

图 7　GY-YSZ 晶格常数随掺杂含量变化示意图

Fig. 7　Variaion of the lattice constant with the doping content

采用热膨胀仪测得的 $2.0Gd_2O_3$-$1.0Yb_2O_3$-YSZ和 $2.0Yb_2O_3$-$1.0Gd_2O_3$-YSZ两个样品的热膨胀系数为$(10.2\sim11.2)\times10^{-6}$ K^{-1}，传统 YSZ 的热膨胀系数为$(10.5\sim12.4)\times10^{-6}$ K^{-1}[22]。说明 GY-YSZ 与 YSZ 的热膨胀系数相当，与金属粘结层具有良好的热物性匹配，有助于减少热循环过程中形成的热应力。

3　结　论

(1) 与 YSZ 相比，掺杂 2.0%～3.0% Gd_2O_3

和 Yb_2O_3(摩尔分数，下同)后GY-YSZ 中 M 相含量减少，T 相和 C 相含量增加，这种趋势随掺杂量增加而增大；在两者总掺杂量相同时，增加 Gd_2O_3 含量使GY-YSZ 块材中产生更多的 C 相。

(2) 与 YSZ 相比，掺杂 2.0%～3.0% Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 后GY-YSZ 块材晶格畸变增大，且晶格畸变随掺杂量增加而增大；在 Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 总掺杂量相同时，增加 Gd_2O_3 含量比 Yb_2O_3 引起了更大的晶格畸变。

(3) 掺杂 2.0%～3.0% Gd_2O_3 和 Yb_2O_3 后GY-YSZ 的热导率为 0.90～1.15 $W\cdot(m\cdot K)^{-1}$，比 YSZ 降低 30%以上。这表明GY-YSZ 是一种具有优异隔热性能的热障涂层陶瓷隔热层的候选材料。

参考文献：

[1] Miller R A. Thermal barrier coatings for aircraft engines: history and directions [J]. Therm Spray Technol, 1997, 6(1): 35-42.

[2] 徐惠彬，宫声凯，刘福顺. 航空发动机热障涂层材料体系的研究 [J]. 航空学报，2000，21(1)：7-12.
Xu Huibin, Gong Shengkai, Liu Fushun. Recent development in materials design of thermal barrier coatings for gas turbine [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2000, 21(1): 7-12.

[3] Tian Y S, Chen C Z, Wang D Y, Ji Q M. Recent developments in zirconia thermal barrier coatings [J]. Surf Rev Lett, 2005, 12(3): 369-378.

[4] Chwa S O, Ohmori A. Microstructures of ZrO_2-8 wt% Y_2O_3 coatings prepared by a plasma laser hybrid spraying technique [J]. Surf Coat Technol, 2002, 153(2/3): 304-312.

[5] Schulz U, Leyens C, Fritscher K, et al. Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings [J]. Aerosol Sci Technol, 2003, 7(1): 73-80.

[6] Lehmann H, Pitzer D, Pracht G, Vassen R, Stover D. Effects of doping on thermal conductivity of pyrochlore oxides for advanced thermal barrier coatings [J]. J Am Ceram Soc, 2003, 86: 1338-1344.

[7] Wu J, Wei X, Padture N P, Klemens P G, Gell M, et al. Low thermal conductivity rare-earth zirconates for potential therma barrier coating applications [J]. J Am Ceram Soc, 2002, 85: 3031-3035.

[8] Wu J, Padture N P, Klemens P G, Gell M, et al. Thermal conductivity of ceramics in the ZrO_2-$GdO_{1.5}$ system [J]. Mater Res, 2002, 17: 3193-3200.

[9] Nicholls J R, Lawson K J, Johnstone A, et al. Methods to reduce the thermal conductivity of EB-PVD TBCs [J]. Surf Coat Technol, 2002, 151/152: 383-391.

[10] Kan Yanmei, Li Songli, Wang Peiling, Zhang Guojun. Preparation and conductivity of Yb_2O_3-Y_2O_3 and Gd_2O_3-Y_2O_3 co-doped zirconia ceramics [J]. Solid State Ionics, 2008, 179: 1531-1534.

[11] 宫文彪，白　晶，刘　威，等. 掺杂纳米 CeO_2 对 $ZrO_2$2Y_2O_3 热障涂层隔热性能的影响 [J]. 复合材料学报，2009，26(1)：96-102.
Gong Wenbiao, Bai Jing, Liu Wei, et al. Effect of doped nano CeO_2 on thermal insulation properties of ZrO_2-Y_2O_3 thermal barrier coatings [J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(1): 96-102.

[12] 冀晓鹏，宫声凯，徐惠彬，等. 添加稀土元素对热障涂层 YSZ 陶瓷层晶格畸变的影响 [J]. 航空学报，2007，28：196-200.
Ji Xiaojuan, Gong Shengkai, Xu Huibin, et al. Influence of rare earth elements additions in YSZ ceramic coatings of thermal barrier coatings on lattice distortion [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2007, 28: 196-200.

[13] Ji Xiaojuan, Wei Qiuli, Zhou Chungen, Gong Shengkai, Xu Huibin. Influence of addition of rare earth elements on thermal barrier coatings micro structural evolution [J]. International Journal of Modern Physics B, 2006, 20(25/27): 4010-4015.

[14] Wei Qiuli, Guo Hongbo, Gong Shengkai, Xu Huibin. Novel microstructure of EB-PVD double ceramic layered thermal barrier coatings [J]. Thin Solid Films, 2008, 516: 5736-5739.

[15] Zhu D, Miller R A. Thermal conductivity and sintering behavior of advanced thermal barrier coatings [J]. Ceram Eng Sci Proc, 2002, 23: 457-468.

[16] Narottam P Bansal, Zhu D M. Effects of doping on thermal conductivity of pyrochlore oxides for advanced thermal barrier coatings [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 459: 192-195.

[17] Barin I. Thermochemical data of pure substances [M]. 3nd ed. Weinheim, Germany: VCH, 1993.

[18] Raghavan S, Wang H, Dinwiddie R B, et al. The effect of grain size, porosity and yittria content on the thermal conductivity of nanocrystalline zirconia [J]. Scripta Materialia, 1998, 39(8): 2395-2365.

[19] Miller R A, Smialek J L, Garlick P G. Phase stability in plasma-sprayed, partially stabilized zirconia-yittria [J]. Advances in Ceramics, 1981, 3: 241-253.

[20] Moon Jaeyun, Choi Hanshin, Kim Hyungjun, et al. The effects of heat treatment on the phase transformation behavior of plasma-sprayed stabilized ZrO_2 coatings [J]. Surf Coat Technol, 2002, 155: 1-10.

[21] 曹学强. 热障涂层材料 [M]. 北京：科学出版社，2007：172.

[22] 张红菊. 多元稀土氧化物掺杂二氧化锆基热障涂层的制备及热循环性能研究 [D]. 北京：北京航空航天大学，2009.