

# ZrO<sub>2</sub> 掺杂对 La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 力学和热物理性能影响的研究

戴建伟, 牟仁德, 王鑫, 许振华, 何利民

(北京航空材料研究院 中国航发航空材料先进腐蚀与防护重点实验室, 北京 100095)

**摘要:** 目的 提高 La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> (LC) 陶瓷材料的断裂韧性。方法 采用固相反应方法合成 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 稳定 ZrO<sub>2</sub> (YSZ) 掺杂的 La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> (LC) 陶瓷材料 (LCZ), 研究 LCZ 块材的弹性模量、断裂韧性等力学性能, 以及热膨胀系数、热传导率等热物理性能。结果 10%YSZ 摩尔分数掺杂的 LCZ 块材的断裂韧性约为 1.4 MPa·m<sup>1/2</sup>, 比 LC 提高了近 10%。YSZ 掺杂有效地抑制了 LC 在 200~400 °C 温度区间热膨胀系数下降的现象。在 200~1200 °C 温度范围内, LCZ 块材的热膨胀系数为 10×10<sup>-6</sup>~12×10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup>, 在 1200 °C 的热导率约为 0.75 W/(m·K), 比 YSZ 降低了 50% 以上, 显示了优异的隔热性能。结论 YSZ 的掺杂使 LC 中部分 Zr<sup>4+</sup> 取代了 La<sup>3+</sup>, 降低了晶格中的 O 空位浓度, 原子的横向剪切运动被削弱, 有效地抑制了 LC 在 200~400 °C 温度区间热膨胀系数下降的现象。由于 t-ZrO<sub>2</sub>→m-ZrO<sub>2</sub> 的相变对微裂纹的愈合作用, 10%YSZ 掺杂使 LC 块材的断裂韧性得到有效提高。

**关键词:** 热障涂层; La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub>; 力学性能; 热物理性能

**DOI:** 10.7643/issn.1672-9242.2019.10.004

**中图分类号:** TG174.4

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1672-9242(2019)10-0021-06

## Effects of ZrO<sub>2</sub> Doping on Mechanical and Thermo-physical Properties of La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> Ceramics

DAI Jian-wei, MU Ren-de, WANG Xin, XU Zhen-hua, HE Li-min

(Key Laboratory for Advanced Corrosion and Protection of Aviation Materials, AECC, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**ABSTRACT: Objective** To improve the fracture toughness of La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> (LC) ceramics materials. **Methods** Ytria stabilized zirconia (YSZ) doped La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub> (LC) materials (LCZ) were synthesized by solid-state sintering. The mechanical properties including Young's modulus and fracture toughness and thermo-physical properties including thermal expansion coefficients and thermal conductivities were investigated. **Results** The fracture toughness of 10mol% YSZ-doped LC sample was about 1.4 MPa·m<sup>1/2</sup>, nearly 10% higher than that of the undoped LC sample. The sudden drop in TECs of LC at 200-400 °C was effectively constrained by YSZ doping, and the TECs of the LCZ sample were 10×10<sup>-6</sup>~12×10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup> at 200-1200 °C. The thermal conductivity of the LCZ sample was about 0.75 W/(m·K) at 1200 °C, at least 50% lower than that of the YSZ sample, presenting good heat-insulating property. **Conclusion** By YSZ doping, La<sup>3+</sup> in LC is replaced by Zr<sup>4+</sup>, the O vacancy concentration in the space is decreased and the lateral shear movement of atom is weakened, effectively restraining the decrease of thermal expansion coefficient of LC at 200-400 °C. Since t-ZrO<sub>2</sub>→m-ZrO<sub>2</sub> has indirect healing effect on light crack, the 10%YSZ effec-

收稿日期: 2019-03-01; 修订日期: 2019-04-12

基金项目: 国家高技术研究发展计划(863)(2015AA034403)

作者简介: 戴建伟(1988—), 男, 河北人, 硕士, 主要研究方向为热障涂层。

tively improves the fracture toughness of LC pieces.

**KEY WORDS:** thermal barrier coating (TBC);  $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$  (LC); mechanical property; thermo-physical property

热障涂层(TBC)是用于先进发动机的关键技术之一,其主要作用是降低高压涡轮叶片、燃烧室、喉道等热端部件的表面工作温度,提高部件的抗高温氧化腐蚀能力<sup>[1-3]</sup>。热障涂层通常由陶瓷层、热氧化生长层(TGO)和金属黏结层三部分组成<sup>[4]</sup>。其中,陶瓷层主要起隔热、抗冲刷烧蚀和耐腐蚀的作用;金属黏结层起提高基体合金抗高温氧化腐蚀能力以及增强陶瓷层与基体结合的作用;TGO是金属黏结层在高温氧化时形成的,主要由 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 组成。目前,热障涂层的主要制备技术有电子束物理气相沉积(EB-PVD)和等离子喷涂(PS)2种。EB-PVD热障涂层为柱状晶结构,具有优异的容变能力;PS热障涂层为层状结构,隔热性能好<sup>[3]</sup>。

已经获得工业应用的热障涂层陶瓷层材料是质量分数为6%~8% $\text{Y}_2\text{O}_3$ 掺杂的 $\text{ZrO}_2$ (YSZ)<sup>[5]</sup>,由于 $\text{Y}_2\text{O}_3$ 能提高 $\text{ZrO}_2$ 的稳定性,YSZ可以在1200℃以下温度长期稳定工作。然而在更高温度下,YSZ由于加速烧结和相变失稳,将导致热障涂层发生早期剥落失效<sup>[6-7]</sup>。

随着新一代航空发动机的发展,发动机热端部件工作温度不断提高,急需发展耐1300℃以上超高温、高隔热、长寿命的新型热障涂层。国际上竞相开展了新型热障涂层材料的研究,开发了一些新型陶瓷材料。如稀土氧化物掺杂 $\text{ZrO}_2$ 、钙钛矿结构化合物、烧绿石结构化合物、磁铁铅矿等<sup>[8-12]</sup>。铈酸镧( $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ , LC)具有导热率低( $\sim 0.6 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ),1000℃)、高温相稳定性高等优点,是一种非常有前景的热障涂层陶瓷层候选材料<sup>[13-14]</sup>。研究发现,LC的中低温段(200~400℃)热膨胀系数存在突然下降的现象,影响了LC热障涂层的寿命<sup>[15]</sup>。

陶瓷层的力学性能是影响热障涂层寿命的一个重要因素。与YSZ热障涂层相比,LC断裂韧性较低<sup>[16]</sup>。为提高LC热障涂层的服役寿命,必须提高LC材料的断裂韧性。相变增韧和微裂纹增韧是提高陶瓷材料断裂韧性的主要方法<sup>[17-18]</sup>。在已知的热障涂层陶瓷层材料中,YSZ具有良好的断裂韧性,这是由于 $\text{ZrO}_2$ 在冷却过程中发生t相到m相的相变,并伴随一定程度的体积膨胀,可使扩展中的裂纹愈合,阻止裂纹的进一步扩展,进而提高材料的韧性。此外,相变导致涂层内部产生微裂纹,释放材料内部积累的能量,降低裂纹扩展驱动力,使裂纹扩展停止,因而材料韧性增加<sup>[19-20]</sup>。

采用YSZ掺杂LC,会降低LC材料的氧空位浓度,进而可能抑制LC中低温段热膨胀系数下降,同时可能改善LC材料的力学性能。文中采用高温固相反应合成制备了不同浓度YSZ掺杂的LC陶瓷材料,

研究了YSZ掺杂对LC块材的力学性能和热物理性能的影响。

## 1 试验

### 1.1 YSZ掺杂LC粉末的合成

采用高温固相合成方法制备LC粉末,原料为 $\text{La}_2\text{O}_3$ 和 $\text{CeO}_2$ (纯度为99.99%),反应条件为1400℃固相反应24h。采用高温固相反应法制备8YSZ粉末,原料为8% $\text{Y}_2\text{O}_3$ 和92% $\text{ZrO}_2$ (质量分数,纯度为99.99%),反应条件为1500℃固相反应24h。将LC粉末分别与摩尔分数为10%和20%的8YSZ粉末混合球磨10h,然后在1400℃固相反应24h,得到的LC粉末分别命名为LCZ1和LCZ2。采用冷压方法分别将LC、LCZ1、LCZ2粉末压成块状,然后在200MPa压力下冷等静压10min,再在1500℃烧结10h,得到致密的LC,LCZ1和LCZ2块材。

### 1.2 块材力学性能测试

采用Knoop压痕和Vickers压痕实验(HXZ-1000显微硬度计)测量致密LC、LC1、LC2块材的显微硬度,并通过式(1)计算材料的弹性模量<sup>[21]</sup>:

$$b'/a' = (b/a) - \beta(H_k/E) \quad (1)$$

式中: $b'/a'$ 为弹性恢复后的压痕长对角线和短对角线长度的比值; $b/a$ 为Knoop压头的长对角线和短对角线长度比值(1/7.11); $\beta$ 为常数, $\beta=0.45$ ;  $H_k$ 为通过压痕实验测得的Knoop硬度; $E$ 为Young's模量。

实验过程中,载荷为4.9N,保载时间为15s,每个样品测试15个点。通过式(2)计算块材的断裂韧性<sup>[22]</sup>:

$$K_{IC} = 0.016(E/H_v)^{1/2}(P/C^{3/2}) \quad (2)$$

式中: $K_{IC}$ 为断裂韧性; $H_v$ 为Vickers硬度; $P$ 为压痕载荷; $C$ 为裂纹半长。

### 1.3 热物理性能和相组成测试

LC、LCZ1、LCZ2块材的热膨胀系数采用Netzsch DIL402E高温热膨胀仪测定,样品尺寸为25mm×4mm×4mm。热扩散系数采用Netzsch LFA427激光热导仪测定,测试样品的直径为12.7mm,厚度为1~2mm。在测试前,需在样品上喷涂一薄层石墨,以增强样品对激光的吸收。块材的比热容采用Netzsch STA 449C差示扫描量热计(DSC)测试得到,升温速率为20℃/min。材料的密度采用Archimedes方法测定。

可通过式 (3) 计算 LC 块材的热导率:

$$\kappa(T) = \alpha(T) \times C_p(T) \times \rho \quad (3)$$

式中:  $\kappa$  为热导率;  $\alpha$  为热扩散系数;  $C_p$  为比热容;  $\rho$  为密度。

由于块材不是完全致密的, 为便于比较, 采用式 (4) 将热导率换算为完全致密样品的热导率<sup>[23-24]</sup>:

$$\kappa / \kappa_0 = 1 - 4/3\Phi \quad (4)$$

式中:  $\kappa_0$  为完全致密样品的热导率;  $\Phi$  为孔隙率。

采用 Rigaku Diffractometer X 射线衍射仪 (XRD, CuK $\alpha$ ) 对粉末和块材进行成分检测。

## 2 结果及分析

### 2.1 相组成和力学性能

LC、LCZ1、LCZ2 粉末以及 LCZ1、LCZ2 块材的 XRD 谱如图 1 所示。可以看出, YSZ 掺杂后, LCZ1 和 LCZ2 材料的衍射峰向大角度移动, 这是由于掺杂的 Zr<sup>4+</sup> 半径小于 La<sup>3+</sup> 和 Ce<sup>4+</sup>, 使得晶格收缩, 晶胞体积变小。LC 粉末为萤石结构, 而在 LCZ1 和 LCZ2 粉末中, 除萤石结构 LC 外, 还可观察到少量 t-ZrO<sub>2</sub> 的衍射峰。经过压块烧结成形后, 不能观察到明显的 t-ZrO<sub>2</sub> 相, 这是由于高温时 t-ZrO<sub>2</sub> 在 LC 中发生了固溶。采用 Archimedes 方法测量了块材的密度, 并计算了其致密度, 得到 LCZ1 块材的致密度约为 95%, LCZ2 块材的致密度约为 96%。三种块材的表面形貌如图 2 所示, 可以看出, 材料致密, 与致密度计算结果相符。

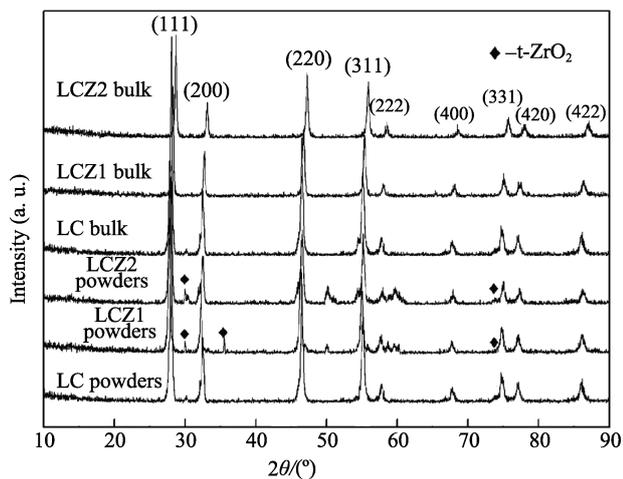


图 1 LC 粉末和块材的 XRD 图谱

热障涂层在服役过程中常会经受高速颗粒的冲击和碰撞, 这就要求热障涂层陶瓷层材料具有良好的力学性能。硬度是热障涂层的一项重要性能指标。此外, 由于热障涂层承受频繁的冷热循环载荷, 为了降低涂层在热循环过程中的热应力, 要求涂层材料的弹性模量较低。LC、LCZ1、LCZ2 块材的显微硬度和弹性模量如图 3 所示。LCZ1 和 LCZ2 块材的显微硬

度分别为 (6.8±0.4)、(6.4±0.6) GPa, 略高于 LC 块材 (6.1±0.2) GPa)。LC、LCZ1、LCZ2 三种块材的弹性模量分别为 (91±4)、(104±8)、(94±6) GPa, 与 LC 相比较, LC1 弹性模量提高了 10% 左右, 而 LC2 变化不明显。

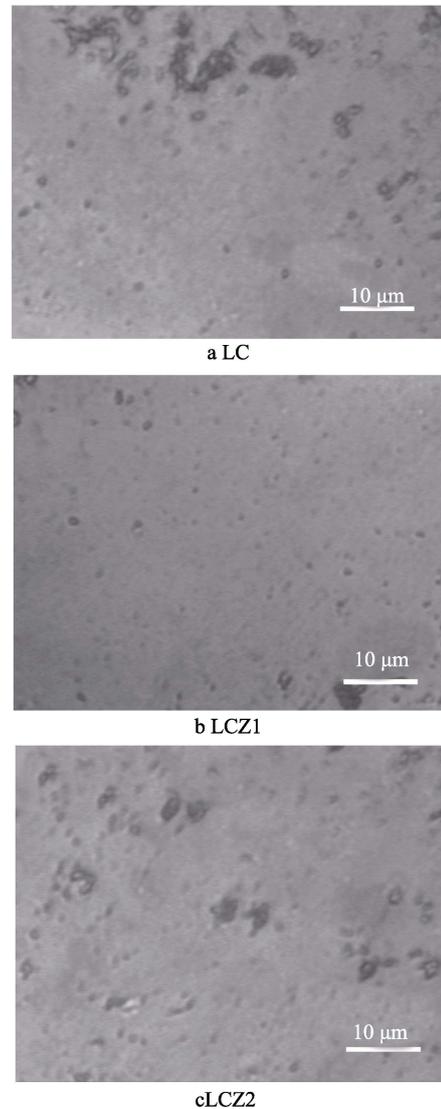


图 2 三种块材的表面形貌

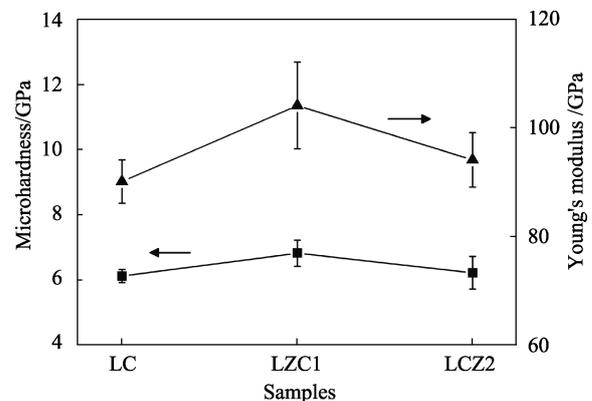


图 3 LC、LCZ1、LCZ2 块材的显微硬度和 Young's 模量

陶瓷材料的断裂韧性是影响涂层寿命的一个关键因素,提高陶瓷层材料的断裂韧性有利于延长涂层的寿命。采用压痕法测量的 LC、LCZ1、LCZ2 块材试样的断裂韧性分别为(1.1±0.2)、(1.4±0.1)、(1.2±0.2) MPa·m<sup>1/2</sup>。与 LC 块材相比,LCZ1 块材的断裂韧性提高了 10%以上,而 LCZ2 的断裂韧性变化不明显。以上结果表明,在 LC 中添加适量的 YSZ 可以改善 LC 的断裂韧性。当 YSZ 掺杂量的摩尔分数达到 20% 时,LCZ2 的断裂韧性有所降低。YSZ 掺杂的 LC 在外力载荷下,材料内部出现微裂纹,在裂纹尖端应力场的作用下,发生 t-ZrO<sub>2</sub>→m-ZrO<sub>2</sub> 的相变,从而吸收应变能,并且 t 相向 m 相转变产生的体积膨胀起到愈合裂纹的作用<sup>[25-26]</sup>。当 YSZ 掺杂量过大时,相变产生的体积膨胀反而会增大材料中的裂纹密度,从而导致断裂韧性下降。这表明 YSZ 掺杂量并不是越大越有利于提高 LC 的断裂韧性,而是存在一个最佳掺杂浓度范围。

## 2.2 热物理性能

LC、LCZ1、LCZ2 块材的热膨胀系数随温度的变化曲线如图 4 所示。可见,与 LC 块材相比,YSZ 掺杂后 LCZ1 和 LCZ2 材料的热膨胀系数变化不大,均为 11×10<sup>-6</sup>~14×10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup> (200~1200 °C),略高于 8YSZ (10.5×10<sup>-6</sup>~11.5×10<sup>-6</sup> K<sup>-1</sup>, 300~1000 °C)<sup>[27]</sup>。值得注意的是,LC 块材的热膨胀系数在 200~400 °C 范围内存在突然下降现象,并在大约 280 °C 时达到最低。作为热障涂层陶瓷层材料,要求热膨胀系数尽可能高,而且呈线性变化。LC 块材在低温段热膨胀系数的突然下降将导致涂层在热循环过程中由于热膨胀不匹配而产生较大的热应力,从而引起涂层界面开裂和失效。在 LC 中加入 YSZ 后,低温段热膨胀系数突然下降的现象得到有效抑制,LCZ1 和 LCZ2 块材在 200~1200 °C 的热膨胀系数变化均较平缓。

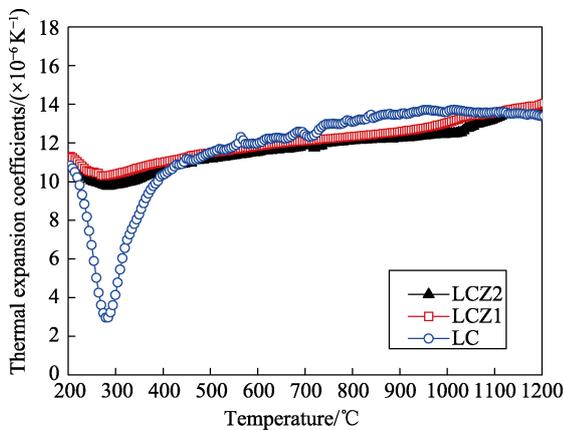


图 4 LC、LCZ1、LCZ2 块材的热膨胀系数

晶体热收缩机理包括相变、晶格的非对称性膨胀、多面体旋转以及 M-O-M' (M, M' 表示金属原子) 键的剪切运动。在 LC 材料中,La<sup>3+</sup>取代 Ce<sup>4+</sup>,产生

大量 O 空位,扩大了原子横向运动的空间。在中低温区域,剪切运动比纵向运动强烈,导致产生热收缩<sup>[28-29]</sup>。在 LC 中掺杂 YSZ 后,部分 Zr<sup>4+</sup>取代 La<sup>3+</sup>,降低了晶格中的 O 空位浓度,原子的横向剪切运动被削弱,因而 LCZ1 和 LCZ2 块材的热膨胀系数曲线随温度变化平缓。

LC、LCZ1、LCZ2 块材的热扩散系数如图 5 所示。可见,三者的热扩散系数相近,均随温度的升高而降低。在 1200 °C 时,LC 块材的热扩散系数为 0.25 mm<sup>2</sup>/s。以上块材的比热容采用 Neumann-Kopp 定律计算得到,利用式 (3) 和式 (4) 计算得到了完全致密的 LC、LCZ1 和 LCZ2 块材的热导率,结果如图 6 所示。LC、LCZ1 和 LCZ2 块材的热导率很接近,YSZ 掺杂后,LCZ1 和 LCZ2 块材的热导率略有升高。1200 °C 时,LCZ1、LCZ2 的热导率分别为 0.77、0.80 W/(m·K),稍高于 LC 块材。在目前报道的热障涂层隔热材料中,LC 的隔热性能非常优异,其热导率不到 YSZ 的 1/2<sup>[30]</sup>。材料的热导率与声子散射有关,声子散射强,则声子平均自由程减小,热导率降低。YSZ 掺杂后,LCZ1 和 LCZ2 块材的晶体结构更复杂,有利于提高晶格的声子散射能力,降低热导率。由上文分析可知,YSZ 掺杂减少了 LC 晶格中的 O 空位,而 O 空位对声子散射有明显作用,因此声子散射强

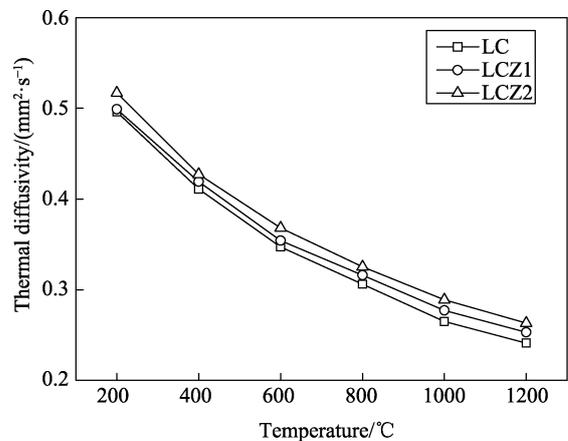


图 5 LC、LCZ1、LCZ2 块材的热扩散系数

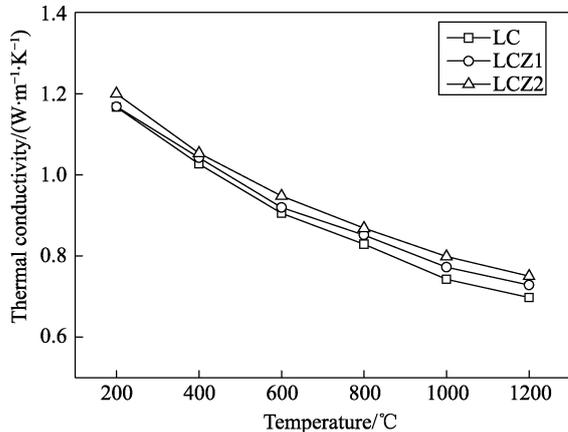


图 6 LC、LCZ1、LCZ2 块材的热导率

度降低, 热导率升高。综合两方面来看, YSZ 掺杂的 LC 热导率略有升高主要是由于晶格中 O 空位的减少导致。

综合以上研究结果, 在 LC 中加入适量的 YSZ 后, 在没有影响 LC 的隔热性能的前提下, 有效解决了 LC 在中低温区间热膨胀系数下降的问题。同时, 在一定程度上提高了 LC 的断裂韧性。

### 3 结论

YSZ 的掺杂使 LC 中部分 Zr<sup>4+</sup> 取代了 La<sup>3+</sup>, 降低了晶格中的 O 空位浓度, 原子的横向剪切运动被削弱, 有效抑制了 LC 在 200~400 °C 温度区间热膨胀系数下降的现象。LCZ 块材在 200~1200 °C 的热膨胀系数为  $10 \times 10^{-6} \sim 12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ 。由于 t-ZrO<sub>2</sub> → m-ZrO<sub>2</sub> 相变对微裂纹的愈合作用, 10%YSZ 掺杂 LC 块材的断裂韧性为  $(1.4 \pm 0.2) \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 比 LC 提高了 10% 以上。YSZ 掺杂对 LC 块材的热导率没有明显影响, LCZ 在 1200 °C 的热导率约为 0.75 W/(m·K) 左右。

#### 参考文献:

- [1] MILLER R A. Current Status of Thermal Barrier Coatings—An Overview[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1987, 30(1): 1-11.
- [2] MILLER R A. Thermal Barrier Coatings for Aircraft Engines: History and Directions[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1997, 6(1): 35-39.
- [3] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Materials Science—Thermal Barrier Coatings for Gas-turbine Engine Applications[J]. *Science*, 2002, 296(4): 280-284.
- [4] WRIGHT P K, EVANS A G. Mechanisms Governing the Performance of Thermal Barrier Coatings[J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 1999, 4(3): 255-258.
- [5] NELSON W A, ORENSTEIN R M. TBC Experience in Land-based Gas Turbines[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1997, 6(2): 227-241.
- [6] BASU D, FUNKE C, STEINBRECH R W. Effect of Heat Treatment on Elastic Properties of Separated Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Materials Research*, 1999, 14(12): 4643-4646.
- [7] SCHULZ U. Phase Transformation in EB-PVD Ytria Partially Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings during Annealing[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(4): 904-910.
- [8] GUO L, GUO H B, GONG S K, et al. Improvement on the Phase Stability, Mechanical Properties and Thermal Insulation of Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-stabilized ZrO<sub>2</sub> by Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Co-doping[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(8): 9009-9014.
- [9] GUO L, GUO H B, MA G H, et al. Ruddlesden-Popper Structured BaLa<sub>2</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>10</sub>, a Highly Anisotropic Material for Thermal Barrier Coatings[J]. *Ceramics International*, 2012, 38(5): 4345-4352.
- [10] GUO L, GUO H B, MA G H, et al. Phase Stability, Microstructural and Thermo-physical Properties of BaLn<sub>2</sub>Ti<sub>3</sub>O<sub>10</sub> (Ln=Nd and Sm) Ceramics[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(6): 6743-6749.
- [11] ABBAS M, GUO L, GUO H B. Evaluation of Stress Distribution and Failure Mechanism in Lanthanum-Titanium-Aluminum Oxides Thermal Barrier Coatings[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(5): 5103-5111.
- [12] GUO L, GUO H B, GONG S K. The Ordering Degree and Thermal Conductivity in the Pyrochlore-type Composition Systems with a Constant Cation Radius Ratio[J]. *Materials Letters*, 2013, 106(1): 119-121.
- [13] CAO X Q, VASSEN R, FISCHER W, et al. Lanthanum-cerium Oxide as a Thermal Barrier—Coating Material for High-temperature Applications[J]. *Advanced Materials*, 2003, 15(17): 1438-1442.
- [14] CAO X Q, VASSEN R, JUNGEN W, et al. Thermal Stability of Lanthanum Zirconate Plasma-sprayed Coating[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 84(9): 2086-2090.
- [15] MA W, GONG S K, XU H B. The Thermal Cycling Behavior of Lanthanum-cerium Oxide Thermal Barrier Coating Prepared by EB-PVD[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, 200(16-17): 5113-5118.
- [16] WANG Y, GUO H B, GONG S K. Thermal Shock Resistance and Mechanical Properties of LaCeO Thermal Barrier Coatings with Segmented Structure[J]. *Ceramics International*, 2009, 35(7): 2639-2644.
- [17] SRIDHARAN S, TOMOZAWA M. Toughening Mechanisms for a Zirconia-lithium Aluminosilicate Glass-ceramic[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 1995, 30(17): 4380-4388.
- [18] KIBSEY M, ROMUALDEZ J, HUANG X, et al. Mechanical Properties of Titania-doped Ytria Stabilized Zirconia (TiYSZ) for Use as Thermal Barrier Coating (TBC)[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2011, 133(12): 1-10.
- [19] WANG S, SHEN J X, ZHU Z W, et al. Further Optimization of Barium Cerate Properties Via Co-doping Strategy for Potential Application as Proton-conducting Solid Oxide Fuel Cell Electrolyte[J]. *Journal of Power Sources*, 2018, 387(31): 24-32.
- [20] WANG L S, ZHANG S L, LIU T, et al. Dominant Effect of Particle Size on the CeO<sub>2</sub> Preferential Evaporation during Plasma Spraying of La<sub>2</sub>Ce<sub>2</sub>O<sub>7</sub>[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(4): 1577-1585.
- [21] MARSHALL D B, NOMA T, EVANS A G. A Simple Method for Determining Elastic-Modulus-to-Hardness Ratios Using Knoop Indentation Measurements[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1982, 65(10): 175-179.
- [22] BOLELLI G, CANNILLO V, LUSVARGHI L. Plasma-sprayed Glass-ceramic Coatings on Ceramic Tiles: Microstructure, Chemical Resistance and Me-

- chanical Properties[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2005, 25(11): 1835-1853.
- [23] SCHLICHTING K W, PADTURE N P, KLEMENS P G. Thermal Conductivity of Dense and Porous Yttria-stabilized Zirconia[J]. Journal of Materials Science, 2001, 36(12): 3003-3010.
- [24] WU J, WEI X Z, PADTURE N P, et al. Thermal Conductivity of Ceramics in the  $ZrO_2$ - $GdO_{1.5}$  System[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2002, 85(12): 3031-3035.
- [25] KANG Y X, BAI Y, FAN W, et al. Thermal Cycling Performance of  $La_2Ce_2O_7/50$  vol.% YSZ Composite Thermal Barrier Coating with CMAS Corrosion[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(7): 2851-2862.
- [26] QU Z L, WEI K, HE Q, et al. High Temperature Fracture Toughness and Residual Stress in Thermal Barrier Coatings Evaluated by an In-situ Indentation Method[J]. Ceramics International, 2018, 44(7): 7926-7929.
- [27] 马文, 郭洪波, 宫声凯, 等. 等离子喷涂铈酸钡热障涂层[J]. 无机材料学报, 2009, 24(5): 983-986.
- [28] SADOWSKI T, GOLEWSKI P. Cracks Path Growth in turbine Blades with TBC under Thermo-mechanical Cyclic Loadings[J]. Frattura E Integrita Strutturale, 2016, 10(35): 492-499.
- [29] 曹学强. 热障涂层材料[M]. 北京: 科学出版社, 2007: 244-248.
- [30] XIE X Y, GUO H B, GONG S K, et al. Lanthanum-Titanium-Aluminum Oxide: A Novel Thermal Barrier Coating Material for Applications at 1300 °C[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31(9): 1677-1680.