

稀土钽酸盐在热障涂层中的 研究与应用

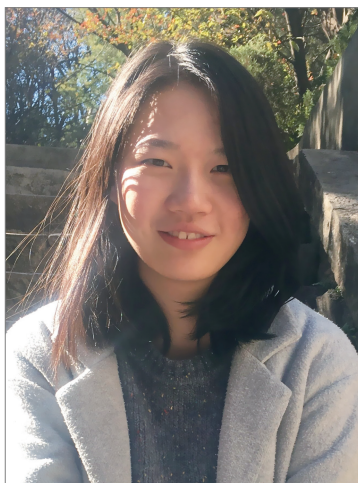
宗若菲, 吴福硕, 冯 晶

(昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650093)

[摘要] 热障涂层(Thermal Barrier Coatings, TBCs)是推进超高速飞行器与先进航空发动机发展的关键技术。目前最常用的热障涂层材料是氧化钇稳定氧化锆(YSZ),但是由于其存在高温相变会产生体积差这一致命缺陷,不能满足下一代发动机的发展需求。故而,开发新一代热障涂层已势在必行。经试验证明,采用固相法所制备的稀土钽酸盐致密块体具有更加优异的热物理性能和机械性能:极低的高温热导率(1.1~1.3W/(m·K), 1000℃),相比YSZ系列热导率值下降了50%;更大的降温梯度(300~500℃);基于高温铁弹增韧机制的良好断裂韧性。此外,稀土钽酸盐作为非氧离子缺陷型热导化合物,是一种氧离子传输的绝缘体,能够有效阻止热氧化物(Thermal Growth Oxidies, TGO)层的生长,大大延长热障涂层的热循环使用寿命,有望成为新一代应用于超高速飞行器和航空发动机的热障涂层材料。

关键词: 热障涂层;氧化钇稳定氧化锆(YSZ);热导率;热膨胀;稀土钽酸盐;铁弹增韧

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.03.020



宗若菲

本科生,目前在昆明理工大学金属先进凝固成形及装备技术国家地方联合工程实验室冯晶教授课题组从事稀土钽酸盐热障涂层材料的相关研究。

若要在现代军事竞争中实现24小时内全球打击,研发一种临近空间高度飞行的高超音速飞行器是关键所在。而高超音速飞行器的表面和内部通常需要增加陶瓷隔热涂层以抗高温烧毁,这便使热障涂层(Thermal Barrier Coatings, TBCs)成为了此类飞行器的“卡脖子”材料。与此同时,随着航空发动机向着高流量比、高推重比、高进口温度发展,其内部组件将面临更加严苛的高温环境,这对发动机的结构设计和材料选择提出了更高的要求^[1]。目前,最为常用的技术手段是使用耐高温蠕变和抗氧化能力的高温合金,并在其内部设计出复杂的气冷通道,通过冷却气流带走部分热量,最后在合金的表面沉积一层热绝缘材料将高温热流与合金基体隔绝开^[2-3]。然而,

即便是当前最为先进的镍基高温单晶配合传统的气膜冷却方式,其工作温度也远低于1300℃,若通过在高温合金基体表面沉积一层厚度为100~500μm的热障涂层,则可使高温合金基体的温度降低100~300℃^[4]。如图1所示,采用热障涂层冷却方式能够使发动机工作温度提升的幅度超过过去30年铸造技术进步所带来的使用温度的提升^[5]。模拟计算表明,热障涂层热导率降低50%,将使金属基体表面温度降低55℃^[6],涡轮叶片的蠕变断裂寿命将延长10倍,腐蚀寿命延长一倍,使用功率和热效率都会相应的提升^[7-8],由此可以看出热障涂层体系在发动机热防护中的重要地位。

热障涂层是一种应用于燃气涡轮发动机中高温合金部件表面的耐

火陶瓷涂层,可以保护高温合金在高于熔点的燃气温度中稳定工作^[6]。热障涂层的使用,不仅能够降低热导率且在金属基体和燃气之间产生更大的温度梯度,保证金属部件的强度并提高耐腐蚀性,还可以承担燃气产生的热焰喷射和瞬间热冲击,避免局部温度过高,并且简化燃气轮机叶片中因考虑温度梯度和热变形增加的外形设计^[7-8]。而这些优势的体现都基于实际使用中的热障涂层材料所需具备的关键性能:高熔点、低热导率、高膨胀系数、高稳定性、低烧蚀速率、高抗氧能力和优异的综合力学性能^[9-13]。围绕这些性能要求,当前应用最广泛的热障涂层材料是氧化钇稳定氧化锆(YSZ)^[13]。然而,YSZ材料也存在一些问题。首先是高温相稳定性,当工作温度长期高于1200℃时,6%~8% Y₂O₃部分稳定ZrO₂会发生相变与烧结,造成其力学性能以及热物理性能的急剧恶化,导致涂层失效,极大限制了其使用寿命^[14-16]。其次,当前使用的YSZ在1000℃时的热导率较高,约为2.3W/(m·K)^[6],无法提供较大的温度梯度而对燃气轮机进行有效的热防护。因此,当务之急是开发新一代具有低热导率和高热稳定性的热障涂层体系。

近年来,经国内外科研人员的不解探索,到目前为止已有多种潜在TBCs发现并进行了系列研究,本文归纳了部分潜在热障涂层材料的热物理性能,如表1所示^[5-29]。

稀土锆酸盐体系RE₂Zr₂O₇,具有焦绿石或萤石结构,因其晶体结构的复杂性,以及本征氧空位浓度为1/8的特点,大大增强了声子散射,从而具有较低的热导率。其中La₂Zr₂O₇陶瓷(致密块体)的热导率(1.56W/(m·K),800℃)与弹性模量都低于YSZ,且具备更好的高温稳定性以及与氧化锆相近的断裂韧性^[19]。进一步掺杂还可降低热导率,当Gd离子的掺杂量达30%(质量分数)时,

在800℃下热导率可最低降至0.9W/(m·K)^[20]。但其存在热膨胀系数相对较低而易导致热失配的缺点,以及与TGO层Al₂O₃的化学相容性差和高温下存在明显热辐射的现象,限制了稀土锆酸盐在热障涂层中的应用^[21]。

同样具有萤石结构的稀土铈酸盐也是一种潜在热障涂层材料。Cao等^[22]对块状La₂Ce₂O₇的热物理性能进行了研究,发现其高温下的热膨胀系数高达14×10⁻⁶K⁻¹(1200℃),已是最接近于黏结层合金热膨胀系数

(13×10⁻⁶~16×10⁻⁶K⁻¹)的高温无机材料^[23]。但是,在其展现优越热膨胀性能之前,250℃左右的La₂Ce₂O₇陶瓷存在一个可能是由于化学键中氧离子横向振动所引起的负膨胀现象^[24]。

除了上述体系外,当前正在研究的还有其他新型热障涂层材料。稀土磷酸盐中独居石结构的LaPO₄受到了广泛关注。据报道,LaPO₄具有高熔点(2070℃)、高热膨胀系数(10.5×10⁻⁶K⁻¹,1000℃)、低热导率

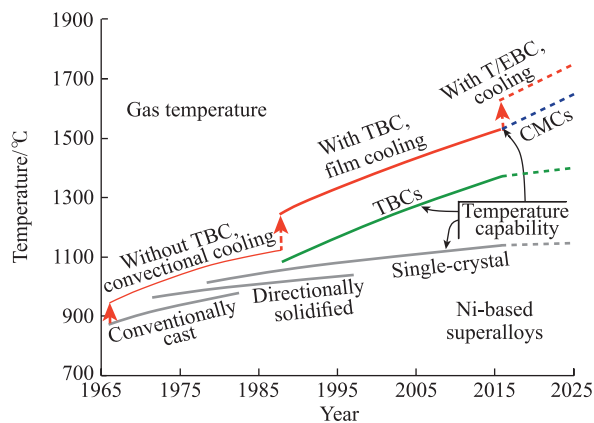


图1 航空发动机工作温度随时间的演变

Fig.1 Evolution of aero-engine operating temperature over time

表1 部分热障涂层化合物及7YSZ的热物理性能

Table 1 Thermal physical properties of part TBCs compounds and 7YSZ

化合物	热导率/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	热膨胀系数/(10 ⁻⁶ K ⁻¹)
La ₂ Zr ₂ O ₇	1.56 (800℃) ^[19]	9.10 (30~1000℃) ^[15]
Nd ₂ Zr ₂ O ₇	1.60 (700℃) ^[11] 1.25 (800℃) ^[11]	10.60 (100~1200℃) ^[20]
Sm ₂ Zr ₂ O ₇	1.50 (700℃) ^[24]	10.80 ^[24]
Gd ₂ Zr ₂ O ₇	1.60 (700℃) ^[24]	11.60 ^[24]
Dy ₂ Zr ₂ O ₇	1.34 (800℃) ^[19]	10.80 (1000℃) ^[19]
Er ₂ Zr ₂ O ₇	1.49 (800℃) ^[6]	10.70 (1000℃) ^[6]
Yb ₂ Zr ₂ O ₇	1.58 (800℃) ^[11]	10.40 (1000℃) ^[24]
La ₂ Ce ₂ O ₇	0.60 (1000℃, 67%) ^[22]	12.30 (300~1200℃) ^[23]
Nd ₂ Ce ₂ O ₇	1.57 (700℃, 92.7%) ^[5]	11.57 (100~1200℃) ^[5]
BaErAlO ₅	1.10 (1000℃) ^[27]	11.80 (1200℃) ^[27]
LaPO ₄	1.80 (700℃) ^[15]	10.50 (1000℃) ^[25]
RE ₂ SiO ₅	1.10~1.60 (1000℃) ^[28]	6.94~8.84 (1200℃) ^[28]
LaMgAl ₁₁ O ₁₉	1.70 (1000℃) ^[29]	10.10 (20~1000℃) ^[29]
7YSZ	2.30 (7YSZ, 700℃) ^[17]	10.70 (8YSZ, 20~1000℃) ^[15]

($1.8\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, $700\text{ }^\circ\text{C}$), 以及良好的化学稳定性(可有效抵抗燃气中硫、钒化合物的腐蚀)^[25]。然而, LaPO_4 却对化学计量比的要求极高, 微小的偏移都会导致材料熔点的大幅下降, 也因此限制了其在实际热喷涂工艺中的使用^[26]。此外, Wan 等^[27] 研究的具有 $1/6$ 氧空位浓度的铝酸盐 $\text{Ba}_2\text{REAlO}_5$ ($\text{RE}=\text{Dy}, \text{Er}, \text{Yb}$) 因为具有如此高的氧空位, 其热导率极低($1.1\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$)、热膨胀系数较高($11.8\times 10^{-6}\sim 12.0\times 10^{-6}\text{K}^{-1}$, $1300\text{ }^\circ\text{C}$), 但 $\text{Ba}_2\text{REAlO}_5$ 在空气中容易潮解的特性严重限制了其作为热障涂层的使用。Tian 等^[28] 研究了致密块状的稀土硅酸盐 (RE_2SiO_5), 其热导率明显优于 YSZ ($1.10\sim 1.60\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, $1000\text{ }^\circ\text{C}$), 然而热膨胀系数却比较低($6.94\times 10^{-6}\sim 8.84\times 10^{-6}\text{K}^{-1}$, $1200\text{ }^\circ\text{C}$)。Friedrich 等^[29] 发现了磁铅石结构化合物 $\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}$ 的涂层热导率范围在 $0.8\sim 2.6\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ 之内, 且兼具良好的高温稳定性与抗烧结能力。Padture^[30] 和 Zhou 等^[31] 对石榴石结构 $\text{Y}_3\text{Al}_x\text{Fe}_{1-x}\text{O}_{12}$ ($x=0, 0.7, 1.4, 5.0$) 体系化合物进行了探究, 通过第一原理和试验证明其作为热障涂层材料的潜力。

稀土钽酸盐在热障涂层方向的相关研究

上文所述的多种化合物与 YSZ 材料相比均具有一定优势, 如高热膨胀系数、低热导率、良好的高温稳定性。然而, 由于这些潜在热障涂层材料大都存在着一定的缺陷, 其综合性能与 YSZ 相差甚远, 尤其是 YSZ 所具有的优异高温韧性。因此, 目前还没有一种新材料能够完全取代 YSZ 成为可以应用于下一代火箭、导弹、飞机等超高速飞行器发动机的新型热障涂层, 也无法为满足燃气温度 $2000\text{ }^\circ\text{C}$ 的超高速飞行器的装备制造与设计提供理论与技术支撑。正因如此, 研发能够在 $1600\text{ }^\circ\text{C}$ 稳定使用

的热障涂层体系已成为当下国防和航空航天等工业领域的重大挑战。从基础科研到技术工业应用尚需逐步开展, 前期工作研究表明, 稀土钽酸盐熔点在 $2400\text{ }^\circ\text{C}$, 稳定使用温度可以达到 $1800\text{ }^\circ\text{C}$ ^[32], 类似于四方氧化锆结构, 该体系具有高温铁弹性, 在高温下具有较好的断裂韧性^[33-34], 是目前最具潜力代替 YSZ 的热障涂层材料。在稀土钽酸盐中获得下一代陶瓷热障涂层有较大可能。

1 RETaO₄

此前关于 RETaO_4 的研究主要集中在光学方面, 凭借优良的光学性能、化学稳定性和热稳定性, 其被广泛应用在 X 射线成像系统、无汞荧光灯和场发射显示装置, 具有强烈的照射强度、良好的 X 射线吸收、高发光效率的优良特性^[35]。向东等^[36] 利用第一性原理对 M' 型和 M 型 YTaO_4 的电子结构、介电函数、折射率、吸收光谱等进行了计算; 李博等^[37] 通过高温固相反应法制备了 YTaO_4 ; Gd, Eu 体系并探究了其光致发光性能; Tsunekawa 等^[38] 使用浮区法制备了单晶的 RETaO_4 ($\text{RE}=\text{Nd}, \text{Ho}, \text{Er}$) 并对其顺磁性的各向异性进行了研究。而关于 RETaO_4 在热

障涂层方面的研究在最近 10 年才得以发展。Shian 等^[32] 通过研究发现, 块体 YTaO_4 具有较低的热导率, 高温下的热导率仅为 YSZ 的一半, 同时 YTaO_4 使用温度可以达到 $1600\text{ }^\circ\text{C}$, 相比于只能在 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 下使用的 YSZ 有巨大优势。在随后的研究中 Shian 等^[33] 还指出, 当温度达到 $(1426\pm 7)\text{ }^\circ\text{C}$ 时, YTaO_4 将会发生从 T 相到 M 相的转变, 但不同于 YSZ 伴随有明显体积变化的相变的过程, YTaO_4 的相变几乎没有体积差, 是一种铁弹相变, 与此同时 YTaO_4 的 SEM 和 HRTEM 照片中铁弹畴的出现也进一步验证了该相变过程为铁弹相变(图 2^[33])。Feng 等^[34] 利用第一性原理对 YTaO_4 的 T-M 相变过程进行计算, 结果显示, 在较低温度时 YTaO_4 以单斜相形式稳定存在, 当温度升高到 $1430\text{ }^\circ\text{C}$ 时, YTaO_4 将会发生从单斜相到四方相的转变过程(非常接近试验相变温度 $(1426\pm 7)\text{ }^\circ\text{C}$)。由于铁弹相变是一种二级相变, 相变前后 YTaO_4 体积随温度的变化是连续的(图 3^[34]), 几乎没有相变体积差, 证明了 YTaO_4 并没有和 YSZ 一样因相变体积差产生裂纹而失效的缺点。除了理论计

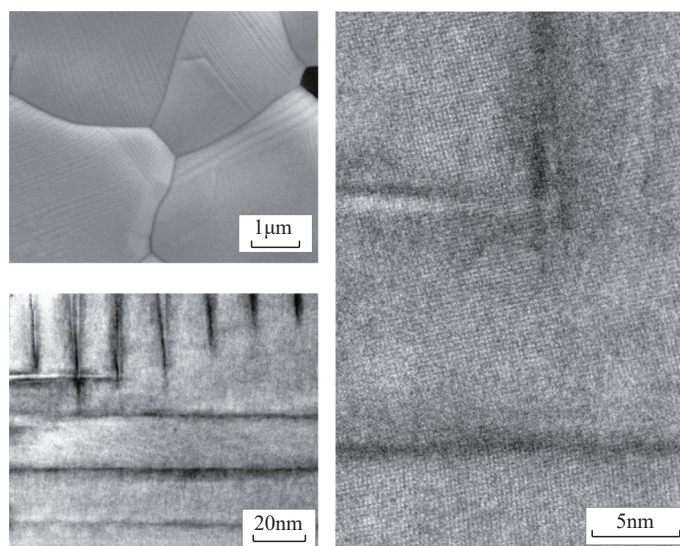


图2 YTaO_4 中铁弹畴结构的 SEM 和 HRTEM 图
Fig.2 SEM and HRTEM images of ferroelastic domain in YTaO_4

算之外, Wang 等^[39-40]通过固相反应法成功制备得到致密的块状 RETaO_4 ($\text{RE}=\text{Y}, \text{Nd}, \text{Eu}, \text{Dy}, \text{Gd}, \text{Er}, \text{Yb}, \text{Lu}$) 陶瓷, 并对其热物理性能和机械性能进行了详细的研究。由图 4^[39-40]可以看出, RETaO_4 的热导率均表现出随温度升高而降低的趋势, 这表明随着温度的升高晶格的非简谐性振动增强, 对声子的散射增强使热导率降低, 同时所有样品的热导率均低于 YSZ 的热导率, 并且随着温度的升高这种优势也越为明显, 因此这也证明了 RETaO_4 有取代 YSZ 成为新型热障涂层的潜力。

2 RE_3TaO_7

基于 C.G.Levi 与 D.R.Clarke 教授的研究, 稀土钽酸盐除了 RETaO_4 之外, 常见的还有 RE_3TaO_7 和 RETa_3O_9 两个体系。据此前报道, 其中 RE_3TaO_7 体系具有许多优异的性能, 包括磁性、光催化性以及介电性能^[41-42]。这些性质主要来源于其本身的固有结构: RE_3TaO_7 晶胞中的 4 个四价金属离子被 3 个三价离子 (RE) 和 1 个五价离子 (Ta) 取代, 从而产生了一个氧空位^[43]。而阴离子空位作为一种特殊的晶格缺陷能够显著增强非简谐声子散射, 造成 RE_3TaO_7 的短声子平均自由程减小, 从而导致热导率大幅降低。由此可见, RE_3TaO_7 陶瓷的结构能够满足热障涂层材料的低热导率选择原则^[10]。

考虑到 RE_3TaO_7 陶瓷具有高温应用的复杂结构, 探索 RE_3TaO_7 陶瓷的力学性能和热物理性质将作为热障涂层应用的一个新方向。陈琳^[44]对 RE_3TaO_7 ($\text{RE}=\text{La}, \text{Nd}, \text{Sm}, \text{Eu}, \text{Gd}, \text{Dy}$) 进行研究, 发现利用固相法所制备的致密块状 RE_3TaO_7 陶瓷具有较低的热导率 ($1.1\sim 2.1\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, $25\sim 900^\circ\text{C}$), 远低于传统的热障涂层材料 YSZ 的热导率^[6], 并且其热导率大体上呈现随温度升高而降低的趋势 (图 5^[44])。至于 RE_3TaO_7 ($\text{RE}=\text{La}, \text{Nd}$) 陶瓷的热导率在高温

下 ($\geq 600^\circ\text{C}$) 所出现的轻微上升趋势, 经探究这种现象可归因于其明显的热辐射效应。此外, 由于晶体结构

的不同, RE_3TaO_7 ($\text{RE}=\text{La}, \text{Nd}$) 陶瓷的热导率也一直明显小于 RE_3TaO_7 ($\text{RE}=\text{Sm}, \text{Eu}, \text{Gd}, \text{Dy}$)。整体上看,

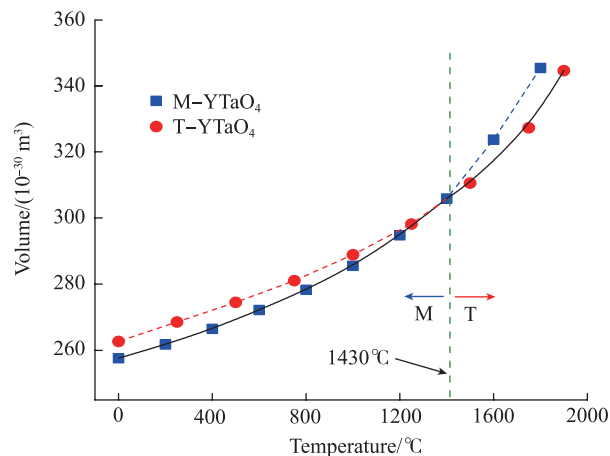
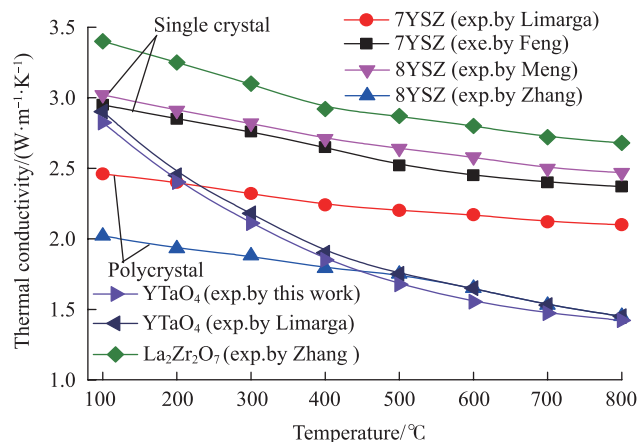
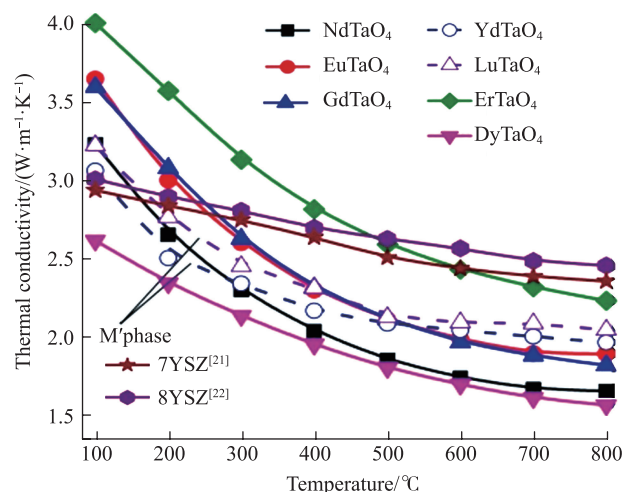


图3 单斜相和四方相 YTaO_4 晶胞体积随温度的变化

Fig.3 Variations of cell volumes with temperature for monoclinic and tetragonal YTaO_4 crystals



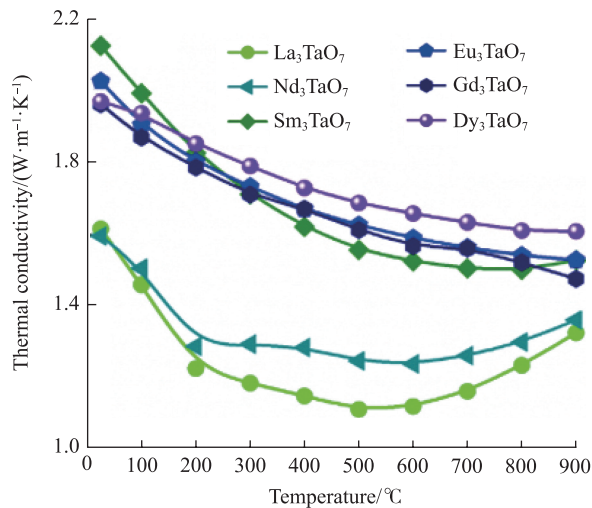
(a) YTaO_4 热导率与温度的关系



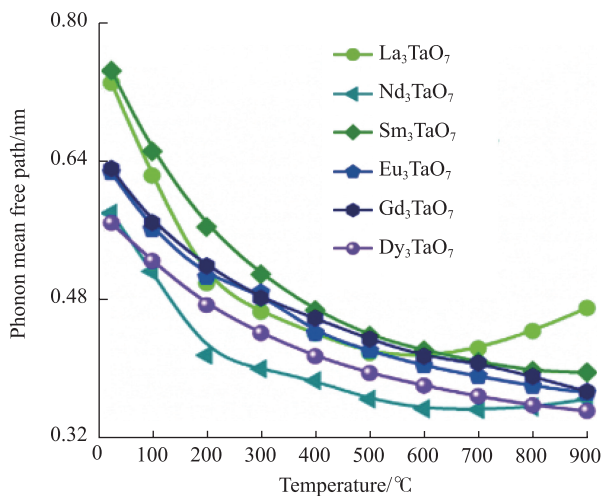
(b) RE_3TaO_7 ($\text{RE}=\text{Nd}, \text{Eu}, \text{Gd}, \text{Yd}, \text{Lu}, \text{Er}, \text{Dy}$) 热导率与温度的关系

图4 RETaO_4 热导率与温度的关系

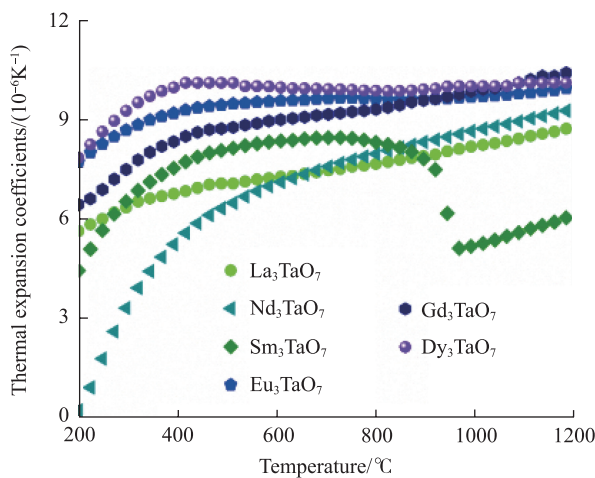
Fig.4 RETaO_4 thermal conductivity as a function of temperature



(a) 热导率



(b) 声子自由程



(c) 热膨胀系数

图5 稀土钽酸盐 RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy$) 陶瓷的热物理性质Fig.5 Thermophysical prosperities of RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy$)

RE_3TaO_7 陶瓷有着良好的高温稳定性,除 Sm_3TaO_7 因相变而出现负膨胀现象外,体系的热膨胀系数随温度

升高而增加,且最大值接近于 8YSZ ($10.6 \times 10^{-6}K^{-1}$, $1200^\circ C$)。如图 6 所示^[44], RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu,$

Gd, Dy) 的弹性模量和硬度也表现出与晶体结构的相关性,空间点群为 $Cmcm$ 的 RE_3TaO_7 ($RE=Sm, Eu, Gd, Dy$) 陶瓷比空间点群为 $Cmcm$ 的 RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd$) 陶瓷具有更强的键强和晶体结构稳定性,从而具有更高的杨氏模量和硬度。因此,通过对块体 RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy$) 陶瓷热物理性能和机械性能的系统研究,可以发现远低于 YSZ 的热导率、较高的热膨胀系数和极佳的高温稳定性,都证明了其具有成为新一代热障涂层的潜力。

3 $RETa_3O_9$

稀土钽酸盐 $RETa_3O_9$ 陶瓷具有缺陷-钙钛矿结构^[45],因其相对分子质量大于 2000,晶体结构复杂,也被视作热障涂层的候选材料之一^[10]。但在此之前,对于 $RETa_3O_9$ 的研究主要集中在磁性方面,关于其在热障涂层方向的研究较少。Chen 等^[46]通过固相法成功制备单一相的 $RETa_3O_9$ ($RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er$) 陶瓷(致密块体),微观结构如图 7 所示^[44],晶粒大小均匀,尺寸小于 $20\mu m$,晶界清晰,且仅存在少量气孔,而这些气孔也是强烈的声子散射中心,能够有效降低热导率。图 8^[46]展现了 $RETa_3O_9$ 的热物理性质,其热导率的最低值可达 $1.3W/(m \cdot K)$ ($900^\circ C$),原因是声子可以被复杂的晶体结构(非对称 TaO_6 八面体的存在,较大的相对分子质量)、晶格缺陷(高浓度的阳离子空位)以及晶界有效散射^[47]。但与上述 $RETaO_4$ 和 RE_3TaO_7 体系不同的是, $RETa_3O_9$ 陶瓷的热导率随温度变化保持上升趋势,而这也正是由于上述所提到的畸变 TaO_6 八面体和高浓度 A 位阳离子空位所导致的。除了不理想的热导率, $RETa_3O_9$ 陶瓷在热膨胀和断裂韧性方面的表现也使其现阶段并不适合作为热障涂层材料使用^[44]。首先,虽然 $RETa_3O_9$ 陶瓷的热胀系数在 $1000^\circ C$ 时可达到 $(4.09 \sim 10.2)$

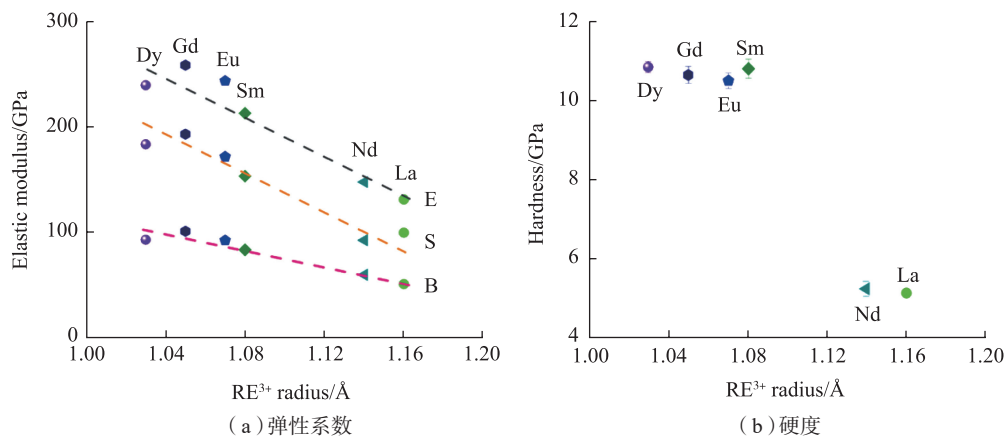


图6 稀土钽酸盐 RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy$)陶瓷的力学性质
Fig.6 Mechanical properties of RE_3TaO_7 ($RE=La, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy$) ceramics

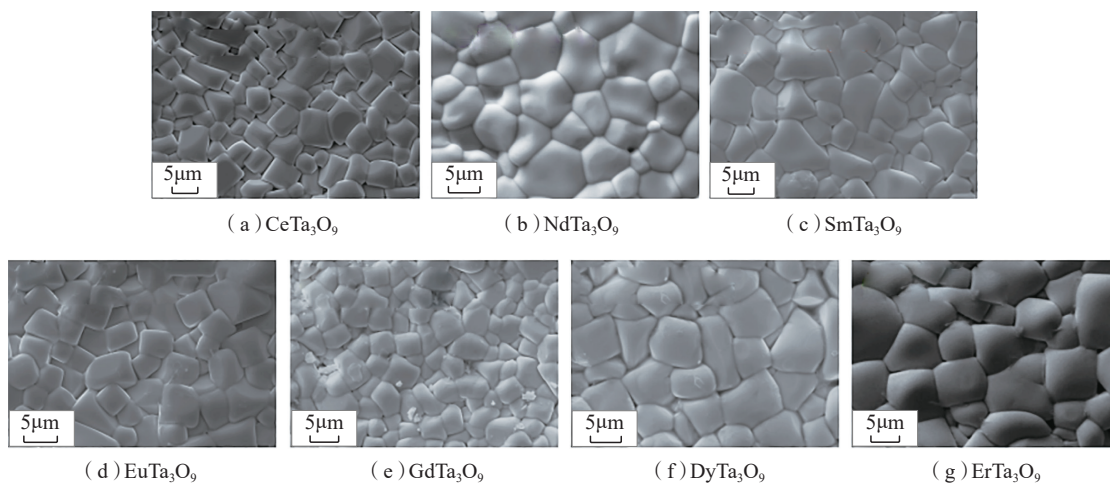


图7 稀土钽酸盐 $RETa_3O_9$ ($RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er$)陶瓷的显微结构
Fig.7 Microstructure of $RETa_3O_9$ ($RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er$) ceramics

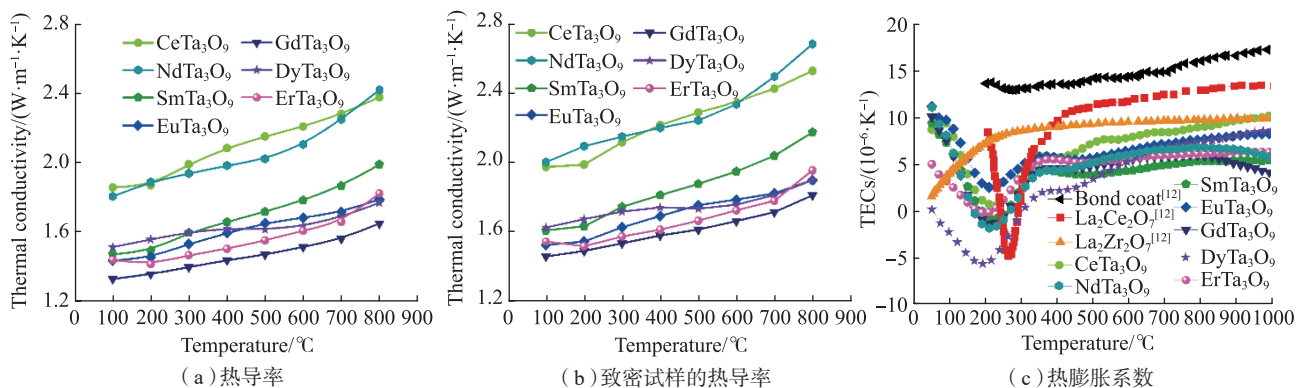


图8 稀土钽酸盐 $RETa_3O_9$ ($RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er$)陶瓷的热学性质
Fig.8 Thermal properties of $RETa_3O_9$ ($RE=Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er$) ceramics

$\times 10^{-6}K^{-1}$, 低于黏结层但接近于YSZ,但是低温下的热收缩现象会导致涂层材料与合金基体的热失配,加速涂层的剥落,从而极大限制涂

层的使用寿命。其次, $RETa_3O_9$ 陶瓷的维氏硬度值约为 9.0GPa, 断裂韧性约为 $1.0\sim 1.5MPa\cdot m^{1/2}$, 二者均低于 8YSZ ($14GPa, 2.48MPa\cdot m^{1/2}$)^[15], 综

合力学性能较差。因此,综合上述关于 $RETa_3O_9$ 陶瓷热导率、热膨胀系数以及力学性能的讨论,可知 $RETa_3O_9$ 陶瓷当前尚不满足热障涂层的条件。

稀土钽酸盐 RETaO_4 、 RE_3TaO_7 、 RETa_3O_9 这 3 种体系陶瓷的热物理性能与机械性能已在上文做了系统讨论,通过综合对比分析可知,除了 RETa_3O_9 陶瓷由于其随温度升高而升高的热导率、较低的热膨胀系数及较差的力学性能而未能满足热障涂层材料的要求,其他两个体系均具有成为新一代热障涂层的潜力。

对比稀土钽酸盐 RETaO_4 、 RE_3TaO_7 两个体系的热物理性能,其热导率与热膨胀系数相差不大,效果相当。但是,其中单斜相结构的 RETaO_4 陶瓷,由于具有与 YSZ 陶瓷类似的铁弹增韧特性,使材料获得了优异的高温韧性,其铁弹畴的形成可以吸收部分断裂的能量,有效减缓裂纹的扩展,缓冲热应力,延长涂层的使用寿命。因此,综合看来,稀土钽酸盐的 3 种体系中, RETaO_4 陶瓷的性能最为优越,是新一代热障涂层材料最有力的竞争者。

稀土钽酸盐的改性研究

除了制备纯相的稀土钽酸盐之外,对稀土钽酸盐材料进行改性研究,进一步优化其热物理和机械性能也成为稀土钽酸盐研究的热门方向之一。Clarke 等^[8]曾经提出过低热

导材料的选择依据并指出,在已经确定基体材料的情况下,可以通过合金化、掺杂和置换等手段在材料晶体中引入各种各样的晶格缺陷,从而达到增强声子散射、降低热导率的目的。在掺杂离子的选取上应该选择与原晶体离子具有较大离子半径差和原子质量差的离子。此外,由于热障涂层材料需要较高的热膨胀系数,应该选取原子间结合能较小、空位浓度高的材料,并通过掺杂等手段降低晶体结合能来减小晶体结合力。因此对于稀土钽酸盐的改性研究也主要通过合金化、掺杂和置换的方式进行,目前取得了显著成效。

1 稀土钽酸盐的合金化改性

对稀土钽酸盐进行改性,目前研究较多的是采用 ZrO_2 合金化的方式,这是因为 Zr 与 Ta、Y 两种元素在元素周期表中非常接近,且 ZrO_2 的结构又与 YTaO_4 相近,从而可以利用 ZrO_2 掺杂来提高 YTaO_4 的稳定性。Shian^[33] 和 Gurak 等^[48] 分别对 ZrO_2 - Y_2O_3 - Ta_2O_5 的等温三元相图和 YTaO_4 - ZrO_2 的两元相图进行了研究,其结果表明随着 ZrO_2 含量的增加及 ZrO_2 合金化效应的体现, M-T 相变的转变温度有显著下降趋势,这有助于研究其相变机理。此外,对比分别在 100°C 和 1000°C 下的三

元相图热导率(图 9)^[32],还可以观察到热导率随温度的升高和 ZrO_2 掺杂量的增大呈明显降低趋势,这一特点也与笔者的研究结果一致。

将 ZrO_2 掺杂 RETaO_4 所展现的优势,类比到 RE_3TaO_7 体系中。经试验证明,其确实进一步改善了 RE_3TaO_7 的热学性质与机械性能。Chen 等^[49] 成功将 ZrO_2 掺进 Eu_3TaO_7 陶瓷(致密块体),研究发现由于 Zr^{4+} 离子同时取代 Ta^{5+} 和 Eu^{3+} 离子(图 10^[44]),而造成了取代离子与被取代离子之间的半径和原子质量的差异,使其热导率随 ZrO_2 含量增加而降低 ($1.37\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, 900°C)。 ZrO_2 合金化效应减弱了 Eu_3TaO_7 陶瓷的结合强度,从而增大了其热膨胀系数 ($10.7 \times 10^{-6}\text{K}^{-1}$, 1100°C),弹性模量也有所降低。此外, Wu 等^[50] 通过固相法合成了致密的块状 ZrO_2 - Dy_3TaO_7 ,研究表明因氧空位引起的非简谐振动,其热导率展现了类玻璃状,最低可接近非晶体材料的最终热导率,并且 ZrO_2 的掺杂也使得 Dy_3TaO_7 陶瓷的热膨胀系数增大,可达 $(9.7\sim 11) \times 10^{-6}\text{K}^{-1}$,同时还具有良好的高温稳定性。

2 稀土钽酸盐的掺杂改性

在热障涂层材料的研究中,含有稀土-铝元素的化合物一直因其

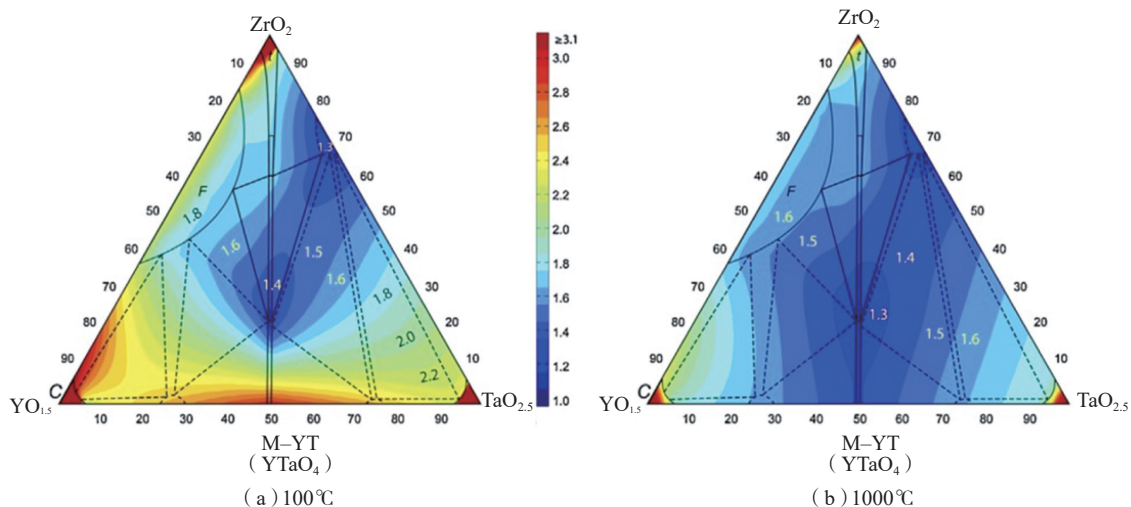


图9 ZrO_2 - Y_2O_3 - Ta_2O_5 三元相图在 100°C 和 1000°C 下的热导率

Fig.9 Thermal conductivities of ternary phase diagram of ZrO_2 - Y_2O_3 - Ta_2O_5 at 100°C and 1000°C

良好的热物理性能备受关注。Ren等^[51]研究了LaCuAl₁₁O₁₉、LaZrO₇-LaCuAl₁₁O₁₉以及La₂Zr₂O₇-LaAlO₃化合物在200~1200℃之间显著的隔热性能; Stathopoulos等^[52]发现,与YSZ相比, Ln₂SrAl₂O₇氧化物具有更大的体积热膨胀系数; Yang等^[53]对La₂AlTaO₇进行探究,其平

均导热系数和热膨胀系数分别为1.71W/(m·K)和8.2×10⁻⁶K⁻¹。由于Al³⁺离子与稀土元素在离子半径和原子质量方面的差异,通过Al³⁺离子掺杂可以大量引入缺陷,扰乱基体晶格的有序性,增加声子散射,并软化晶格,起到改性目的。近年来有一些研究人员在这个方向上进行了探究:Wu

等^[54]发现用Al³⁺离子掺杂DyTaO₄可提高材料的高温韧性,获得更低的弹性模量(82~135GPa)。除机械性能的提升,(Al_xDy_{1-x})TaO₄陶瓷(致密块体)的热导率也有所降低,且1200℃下的热膨胀系数在(6~10)×10⁻⁶K⁻¹的范围内(图11^[54])。另外,对具有焦绿石型结构的RE₂AlTaO₇

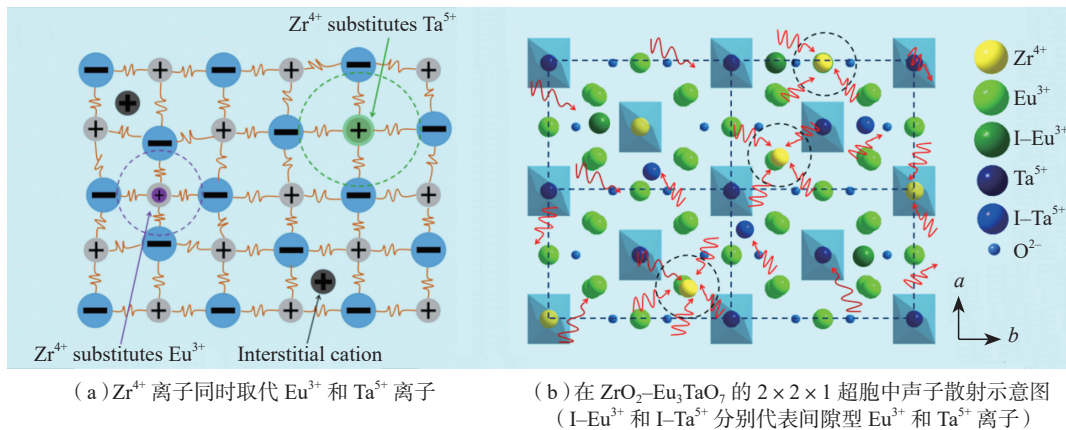


图10 ZrO₂-Eu₃TaO₇示意图

Fig.10 Schematic drawings of ZrO₂-Eu₃TaO₇ ceramics

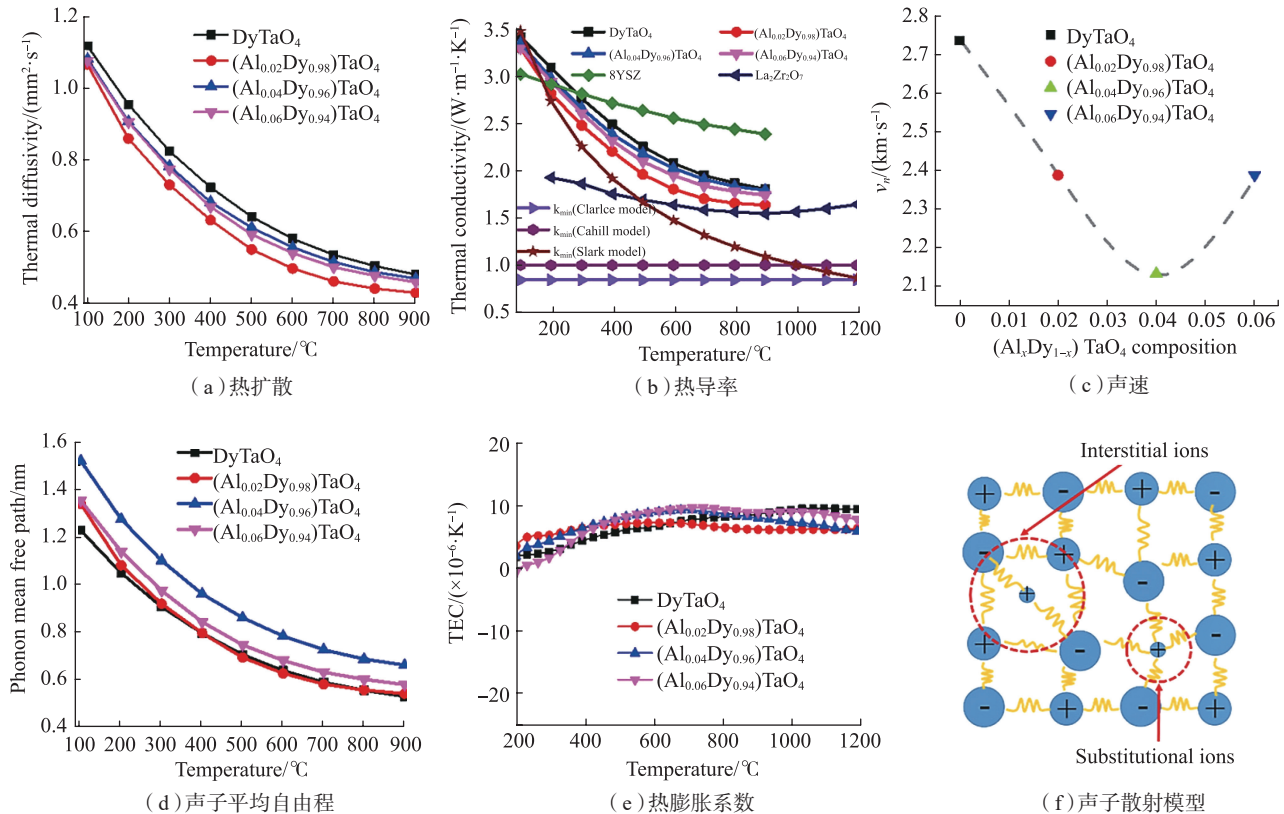


图11 Al³⁺掺杂改性DyTaO₄陶瓷的热学性质

Fig.11 Thermal properties of (Al_xDy_{1-x})TaO₄ ceramics as a function of temperature

(RE=Gd,Yb)块体也进行了研究,发现与 Gd_2AlTaO_7 相比, Yb_2AlTaO_7 的导热率更低,这是因为其相对较高的原子质量;而 Yb_2AlTaO_7 的热膨胀系数更高则是由其A、B位置上离子之间的电负性差异更大所导致的^[55]。

3 稀土钽酸盐的置换改性

除了以上所提到的元素合金化和掺杂之外,还可以利用对稀土钽酸盐A、B位上的稀土元素置换来进行改性。Wu等^[56]研究发现 $(Y_{1-x}Dy_x)TaO_4$ 陶瓷的断裂韧性堪比YSZ材料,缘于裂纹应力场下铁弹性区域的位移与重新定向,并对铁弹畴结构和铁弹增韧的机理进行了探讨(图12、13^[56])。同时,还指出了 $(Y_{1-x}Dy_x)TaO_4$ 块体具有低热导率(1.7~2.0W/(m·K), 900℃)、高热膨胀系数($(10\sim 11) \times 10^{-6}K^{-1}$)、良好的高温相稳定性等优越的热物理性能。Luo等^[57]研究并讨论了 $Sm(Nb_{1-x}Ta_x)O_4$ 块体材料的热物理性能:当 $x=1$ 时, $SmTaO_4$ 陶瓷具有最低的热导率(1.33W/(m·K), 900℃);在 $x=0$ 时, $SmNbO_4$ 陶瓷的热膨胀系数达到该体系的最大值($11.7 \times 10^{-6}K^{-1}$, 1200℃)。此外,陈琳^[44]研究了致密块状 $(La_{1-x}Eu_x)_3TaO_7$ ($x=0, 0.2, 0.4, 0.5, 0.6, 0.8, 1.0$)陶瓷,结果表明由于氧离子位置发生变化并在某些位置出现空缺所导致的额外声子散射使得当 $x=0.4$ 时 $(La_{1-x}Eu_x)_3TaO_7$ 陶瓷的热导率达最低(1.0W/(m·K), 500℃),其还指出了钨掺杂能够有效降低晶格有序性,从而增大热膨胀系数。

基于纯相稀土钽酸盐的基础性能,上文总结了3种改性方法。这3种方法都是通过通过在基体中引入缺陷增强声子散射来实现热导率的降低。合金化与置换是为了造成取代离子与被取代离子之间离子半径和原子质量的差异,掺杂的机制与之相同,是利用掺杂离子与稀土元素在

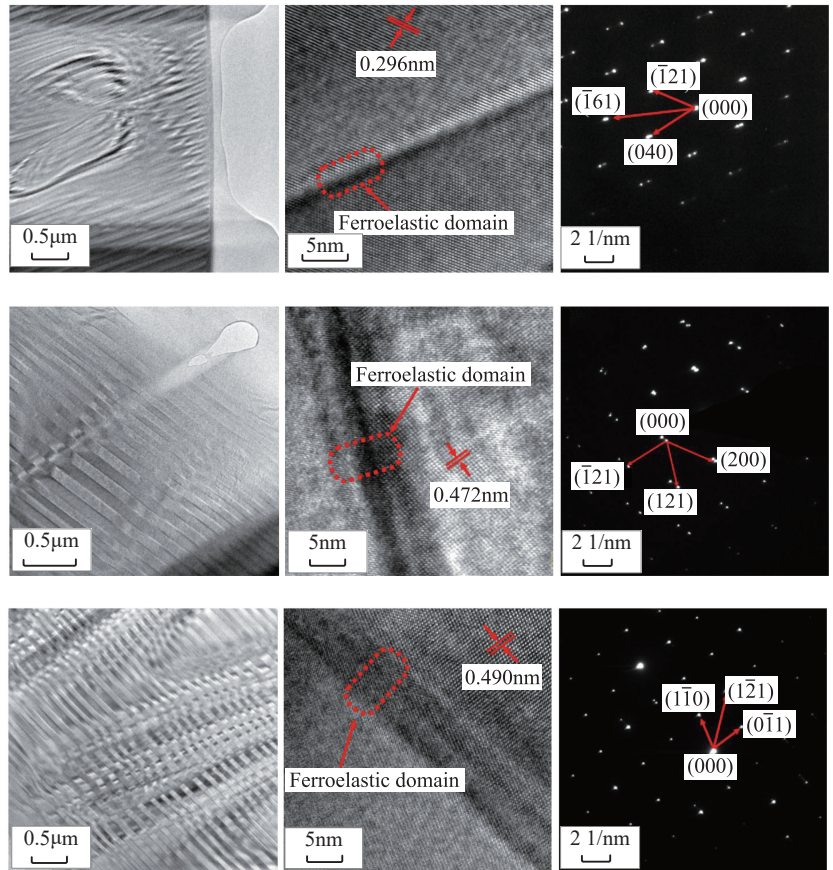


图12 $(Y_{1-x}Dy_x)TaO_4$ 陶瓷的高分辨透射电镜照片
Fig.12 HRTEM images of $(Y_{1-x}Dy_x)TaO_4$ ceramic

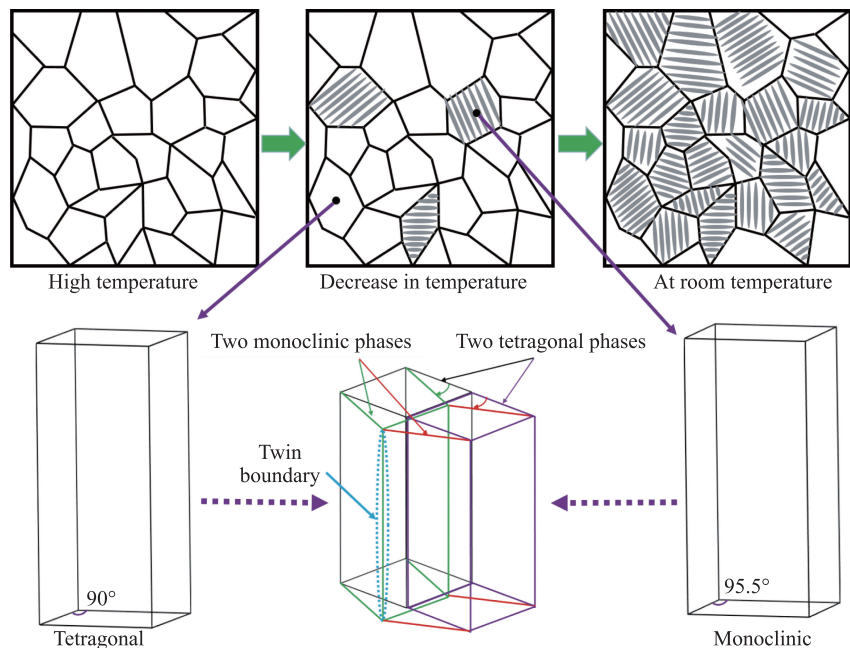


图13 双稀土离子钽酸盐的热导率计算模型拟合与试验对比
Fig.13 Comparisons of thermal conductivity calculation model of double rare earth tantalate with the experimental one

这两方面的差异,大量引入缺陷,扰乱晶格有序性,导致热导率相对于纯相的降低,同时降低晶格能,达到提高热膨胀系数的目的。因此,改性后的稀土钽酸盐相较纯相具有更低的热导率和更高的热膨胀系数,可以成功优化材料热物理性能和机械性能。

结论

综上所述,稀土钽酸盐具有极低的高温热导率,且随温度升高而下降(YSZ等材料在高温部分热导率由于光子热导出现上升趋势),1000℃时热导率低至1.1~1.3W/(m·K),相比YSZ系列下降50%;相同厚度的涂层可降温梯度翻倍。同时,稀土钽酸盐的低杨氏模量使其具有低热应力,外部条件相同时涂层厚度相比YSZ可提高30%,综合降温梯度可达300~500℃。基于高温铁弹增韧机制,稀土钽酸盐具有隔热陶瓷中超高的断裂韧性,铁弹畴类似于纤维复合材料,可有效阻止裂纹扩展,起到缓冲热应力的作用,不仅提高了其力学性能和抗热振能力,还使得稀土钽酸盐的使用温度达到1600℃,克服了YSZ因高温相变只能在1200℃以下使用的弊端。此外,稀土钽酸盐是非缺陷性低热导化合物,其低热导的本质是质量较重的Ta原子非简谐振动。与YSZ作为氧空位缺陷型低热导化合物不同,稀土钽酸盐是一种氧离子传输的绝缘体,其氧离子的传输速率近乎为YSZ的氧空位传输的万分之一,能够有效阻止TGO层生长,大大延长热障涂层的热循环寿命,成为最具有潜力的新一代热障涂层材料,并有望应用于新一代超高速飞行器与航空发动机上。

通过对稀土钽酸盐的改性,其结构和性能进一步得到优化,加速了稀土钽酸盐作为热障涂层材料的

发展。通过运用超音速火焰喷涂(HVOF)、等离子喷涂-物理气相沉积(PS-PVD)和电子束-物理气相沉积法(EB-PVD)等技术手段将稀土钽酸盐制备成涂层并研究其涂层的相关性能,将是稀土钽酸盐未来发展的主要方向,目前相关工作已经开展并取得了一定的成果。希望在广大科研工作者的共同努力之下,稀土钽酸盐在工业化应用之路上越走越远,为我国早日走上航空发动机强国之路作出应有的贡献。

参考文献

- [1] 刘家富. 燃气涡轮发动机制造技术的发展[J]. 先进制造与材料应用技术, 1998(4): 7-10.
- [2] LIU Jiafu. Development of manufacturing technology for gas turbine engines[J]. Advanced Manufacturing and Material Application Technology, 1998(4): 7-10.
- [3] CARON P, KHAN T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications[J]. Aerospace Science and Technology, 1999, 3(8): 513-523.
- [4] LEYENS C, SCHULZ U, FRITSCHER K, et al. Contemporary materials issues for advanced EB-PVD thermal barrier coating systems[J]. Zeitschrift für Metallkunde, 2001, 92(7): 762-772.
- [5] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. Science, 2002, 296(5566): 280-284.
- [6] CLARKE D R, LEVI C G. Materials design for the next generation thermal barrier coatings[J]. Annual Review of Materials Research, 2003, 33: 383-417.
- [7] CLARKE D R, PHILLIPOT S R. Thermal barrier coating materials[J]. Materials Today, 2005, 8(6): 22-29.
- [8] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines[J]. MRS Bulletin, 2012, 37(10): 891-898.
- [9] CLARKE D R. Materials selection guidelines for low thermal conductivity thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2003, 163-164: 67-74.
- [10] FERGUS J W. Zirconia and pyrochlore oxides for thermal barrier coatings in gas turbine engines[J]. Metallurgical and Materials Transactions E, 2014, 1(2): 118-131.
- [11] LI G R, XIE H, YANG G J, et al. A comprehensive sintering mechanism for TBCs—Part II: multiscale multipoint interconnection-enhanced initial kinetics[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2017, 100(9): 4240-4251.
- [12] CHEVALIER J, GREMILLARD L, VIRKAR A V, et al. The tetragonal-monoclinic transformation in zirconia: lessons learned and future trends[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2009, 92(9): 1901-1920.
- [13] LUGHI V, TOLPYGO V K, CLARKE D R. Microstructural aspects of the sintering of thermal barrier coatings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 368(1/2): 212-221.
- [14] CAO X Q, VASSEN R, STOEVE R. Ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2004, 24(1): 1-10.
- [15] CHEN L, YANG G J. Epitaxial growth and cracking of highly tough 7YSZ splats by thermal spray technology[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2018, 7(1): 17-29.
- [16] LI G R, XIE H, YANG G J, et al. A comprehensive sintering mechanism for TBCs—Part I: an overall evolution with two-stage kinetics[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2017, 100(5): 2176-2189.
- [17] MUTASIM Z, BRENTNALL W. Thermal barrier coatings for industrial gas turbine applications: An industrial note[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 1997, 6(1): 105-108.
- [18] SUN LL, GUO H B, PENG H, et al. Phase stability and thermal conductivity of ytterbia and yttria co-doped zirconia[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2013, 23(4): 440-445.
- [19] VASSEN R, CAO X Q, TIETZ F,

et al. Zirconates as new materials for thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000, 83(8): 2023–2028.

[19] ZHU D M, MILLER R A. Low conductivity and sintering-resistant thermal barrier coatings: US6812176[P]. 2004–11–02.

[20] LEHMANN H, PITZER D, PRACTH G, et al. Thermal conductivity and thermal expansion coefficients of the lanthanum rare-earth-element zirconate system[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2003, 86(8): 1338–1344.

[21] 冯晶. 陶瓷热障涂层材料的力学及热学性质计算与设计[M]. 北京: 科学出版社, 2016.

FENG Jing. Calculation and design of mechanical and thermal properties of ceramic thermal barrier coating materials[M]. Beijing: Science Press, 2016.

[22] 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.

[23] MA W, GONG S K, XU H B, et al. On improving the phase stability and thermal expansion coefficients of lanthanum cerium oxide solid solutions[J]. *Scripta Materialia*, 2006, 54(8): 1505–1508.

[24] 陈琳, 汪俊, 冯晶. 稀土钽酸盐陶瓷热障涂层的研究进展[J]. *中国材料进展*, 2017, 36(12): 938–949.

CHEN Lin, WANG Jun, FENG Jing. Research progress of rare earth tantalate ceramics as thermal barrier coatings[J]. *Materials China*, 2017, 36(12): 938–949.

[25] PERRIÈRE L, BREGIROUX D, NAITALI B, et al. Microstructural dependence of the thermal and mechanical properties of monazite LnPO_4 ($\text{Ln}=\text{La}$ to Gd) [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, 27(10): 3207–3213.

[26] DU A B, WAN C L, QUZ X, et al. Thermal conductivity of monazite-type REPO_4 ($\text{RE}=\text{La}$, Ce , Nd , Sm , Eu , Gd) [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2009, 92(11): 2687–2692.

[27] WAN C L, QU Z X, HE Y, et al.

Ultralow thermal conductivity in highly anion-defective aluminates[J]. *Physical Review Letters*, 2008, 101(8): 085901.

[28] TIAN Z L, ZHENG L Y, WANG J M, et al. Theoretical and experimental determination of the major thermo-mechanical properties of RE_2SiO_5 ($\text{RE}=\text{Tb}$, Dy , Ho , Er , Tm , Yb , Lu , and Y) for environmental and thermal barrier coating applications[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(1): 189–202.

[29] FRIEDRICH C, GADOW R, SCHIRMER T. Lanthanum hexaaluminate—a new material for atmospheric plasma spraying of advanced thermal barrier coatings[J]. *Journal of Spraying Technology*, 2001, 10(4): 592–598.

[30] PADTURE N P, KLEMENS P G. Low thermal conductivity in garnets[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1997, 80(4): 1018–1020.

[31] ZHOU Y C, XIANG H M, FENG Z H. Theoretical investigation on mechanical and thermal properties of a promising thermal barrier material: $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2014, 30(7): 631–638.

[32] LIMARGA A M, SHIAN S, LECKIE R M, et al. Thermal conductivity of single-and multi-phase compositions in the $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3\text{-Ta}_2\text{O}_5$ system[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, 34(12): 3085–3094.

[33] SHIAN S, SARIN P, GURAK M, et al. The tetragonal–monoclinic, ferroelastic transformation in yttrium tantalate and effect of zirconia alloying[J]. *Acta Materialia*, 2014, 69: 196–202.

[34] FENG J, SHIAN S, XIAO B, et al. First-principles calculations of the high-temperature phase transformation in yttrium tantalate[J]. *Physical Review B*, 2014, 90(9): 094102.

[35] VOLOSHYNA O, BOIARYNTSEVA I, SPASSKY D, et al. Luminescence properties of the yttrium and gadolinium tantalate-niobates [J]. *Solid State Phenomena*, 2015, 230: 172–177.

[36] 向东, 刘波, 顾牡, 等. M' 型和 M 型 YTao_4 电子结构和光学性质的理论研

究[J]. *光学仪器*, 2008, 30(4): 18–23.

XIANG Dong, LIU Bo, GU Mu, et al. Theoretical investigation on electronic structures and optical prosperities of M' and M type YTao_4 [J]. *Optical Instruments*, 2008, 30(4): 18–23.

[37] 李博, 顾镇南, 林建华, 等. YTao_4 : Gd , Eu 体系光致发光中的能量传递 [J]. *物理化学学报*, 1999, 15(9): 794–798.

LI Bo, GU Zhennan, LIN Jianhua, et al. Energy transfer in the luminescence process of YTao_4 : Gd , Eu [J]. *Acta Physico-Chimica Sinica*, 1999, 15(9): 794–798.

[38] TSUNEKAWA S, YAMAUCHI H, SASAKI K, et al. Paramagnetic anisotropies in RTao_4 ($\text{R}=\text{Nd}$, Ho and Er) crystals [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1996, 245(1–8): 89–93.

[39] WANG J, ZHOU Y, CHONG X Y, et al. Microstructure and thermal properties of a promising thermal coating: YTao_4 [J]. *Ceramics International*, 2016, 42(12): 13876–13881.

[40] WANG J, ZHOU Y, FENG J. et al. Microstructure and thermal properties of RETao_4 ($\text{RE}=\text{Nd}$, Eu , Gd , Dy , Er , Yb , Lu) as promising thermal barrier coating materials [J]. *Scripta Materialia*, 2017, 126: 24–28.

[41] ABE R, HIGASHI M, ZOU Z, et al. Photocatalytic water splitting into H_2 and O_2 over R_3TaO_7 and R_3NbO_7 ($\text{R}=\text{Y}$, Yb , Gd , La): effect of crystal structure on photocatalytic activity [J]. *The Journal of Physical Chemistry B*, 2004, 108(3): 811–814.

[42] WAKESHIMA M, HINATSU Y. Magnetic properties and structural transitions of orthorhombic fluorite-related compounds Ln_3MO_7 ($\text{Ln}=\text{rare earths}$, $\text{M}=\text{transition metals}$) [J]. *Journal of Solid State Chemistry*, 2010, 183(11): 2681–2688.

[43] ZHAO M, PAN W, WAN C L, et al. Defect engineering in development of low thermal conductivity materials: a review [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, 37(1): 1–13.

[44] 陈琳. 稀土钽酸盐 RETao_7 和 RE_3TaO_7 陶瓷的制备与热学及力学性质的研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2018.

CHEN Lin. Preparation with thermal and

mechanical properties of rare earth tantalate $RETa_3O_7$ and RE_3TaO_7 ceramics[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2018.

[45] EBISU S, MORITA H, NAGATA S. Influence of cubic crystal field on the magnetic susceptibility of defect-perovskite RTa_3O_9 (R=rare earth)[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2000, 61(1): 45–65.

[46] CHEN L, JIANG Y H, CHONG X Y, et al. Synthesis and thermophysical properties of $RETa_3O_9$ (RE= Ce, Nd, Sm, Eu, Gd, Dy, Er) as promising thermal barrier coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2018, 101(3): 1266–1278.

[47] CALLAWAY J, BAEYER H C. Effect of point imperfection on lattice thermal conductivity[J]. Physics Review, 1960, 120(4): 1149–1154.

[48] GURAK M, FLAMANT Q, LAVERSENNE L, et al. On the yttrium tantalate–zirconia phase diagram[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(9): 3317–3324.

[49] CHEN L, SONG P, FENG

J. Influence of ZrO_2 alloying effect on the thermophysical properties of fluorite-type Eu_3TaO_7 ceramics[J]. Scripta Materialia, 2018, 152: 117–121.

[50] WU P, HU M Y, CHONG X Y, et al. The glass-like thermal conductivity in ZrO_2 – Dy_3TaO_7 ceramic for promising thermal barrier coating application[J]. Applied Physics Letters, 2018, 112(13): 131903.

[51] REN C, HE Y D, WANG D R. Cyclic oxidation behavior and thermal barrier effect of YSZ –(Al_2O_3 /YAG) double-layer TBCs prepared by the composite sol–gel method[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 206(6): 1461–1468.

[52] STATHOPOULOS V, SADYKOV V, PAVLOVA S, et al. Design of functionally graded multilayer thermal barrier coatings for gas turbine application[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 295: 20–28.

[53] YANG M, LI Y, LIAO Q J, et al. The interlaminar shear strength and tribological properties of PA6 composites filled with graphene oxide-treated carbon fiber[J]. Surface and Interface Analysis, 2017, 49(8): 755–758.

[54] WU P, CHONG X Y, FENG J. Effect of Al^{3+} doping on mechanical and thermal properties of $DyTaO_4$ as promising thermal barrier coating application[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2018, 101(5): 1818–1823.

[55] CHEN X G, ZHANG H S, LIU Y X, et al. Thermal properties of RE_2AlTaO_7 (RE = Gd and Yb) oxides[J]. Ceramics International, 2018, 44(9): 10762–10765.

[56] WU P, HU M Y, CHEN L, et al. Investigation on microstructures and thermo-physical properties of ferroelastic $(Y_{1-x}Dy_x)TaO_4$ ceramics[J]. Materialia, 2018, 4: 478–486.

[57] LUO YY, CHEN L, WU P, et al. Synthesis and thermophysical properties of ferroelastic $SmNb_{1-x}Ta_xO_4$ ceramics[J]. Ceramics International, 2018, 44(12): 13999–14006.

通讯作者: 冯晶, 教授、博士生导师, 中组部“千人计划”青年人才入选者, 昆明理工大学重点引进人才, 研究方向为高温材料、新型陶瓷热障涂层、材料基因工程等, E-mail: jingfeng@kmust.edu.cn.

Research and Application of Rare Earth Tantalate Ceramics for Thermal Barrier Coatings

ZONG Ruofei, WU Fushuo, FENG Jing

(Faculty of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

[ABSTRACT] Thermal barrier coatings (TBCs) is the key technology for the hypersonic aircraft and the aero-engine. At present, yttria stalized zirconia (YSZ) is widely used as the thermal barrier coatings ceramic top-coatings. However, it cannot use for the next generation of engine in the future, owing to the volume difference caused by T–M phase transformation of ZrO_2 . Obviously, it is imperative to find a kind of more advanced TBCs. The experiments have shown that the rare earth tantalate prepared by the solid-state reaction has more excellent thermophysical and mechanical properties, such as lower thermal conductivity (1.1–1.3W/(m·K), 1000℃), higher temperature gradient (300–500℃) and better fracture toughness. Besides, the rare earth tantalate is transmitted at a much lower rate than YSZ through O^{2-} anions, which can effectively prevent the growth of thermal growth oxides (TGO). Considering the above advantages, the rare earth tantalate would be the great potential TBCs in the next generation of gas turbine.

Keywords: Thermal barrier coatings; Yttria stalized zirconia (YSZ); Thermal conductivity; Thermal expansion; Rare earth tantalate; Ferroelastic toughening

(责编 逸飞)