航空发动机热障涂层存在的问题及其发展方向

朱晨，于建海，郭亚飞，丁坤英

（中国民航大学 天津市民用航空器适航与维修重点实验室，天津 300300）

摘　要：热障涂层主要作用在发动机的热端部件，可以减少油耗，提高效率，延长热端部件使用寿命。热障涂层技术的高速发展使得航空发动机的性能得到了极大的提高，但是它在使用过程中存在着失效问题。主要对陶瓷面层存在的高温烧结、热生长氧化物生长应力、高温热腐蚀和界面应力失配四种问题进行了论述，并针对具体问题提出了解决方案。同时，对新型的低热导率热障涂层和应用在 CMC 基体上的热障涂层的研发情况进行了综述和展望。

关键词：热障涂层；陶瓷层；失效；低热导率；EBC-CMC

中图分类号：TG174.45　　**文献标识码：**A　　**文章编号：**1001-3660(2016)01-0013-07

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.01.003

Problems of Aircraft Engine Thermal Barrier Coating and Its Developing Direction

ZHU Chen, *YU Jian-hai*, *GUO Ya-fei*, *DING Kun-ying*

(Tianjin Key Laboratory for Civil Aircraft Airworthiness and Maintenance, Civil Aviation University of China, Tianjin 300300, China)

ABSTRACT: Thermal barrier coating is mainly applied on the hot components of engine, which can reduce fuel consumption, increase efficiency and prolong the service life of hot components. The rapid development of thermal barrier coating technology has greatly promoted the improvement of aviation engine performance, but there exist some failure problems in using process. This article mainly discussed four problems of the YSZ thermal barrier coating, including high temperature sintering, TGO growth stress, hot corrosion in high temperature and mismatch of interfacial stress. In addition, it also introduced the solution of these problems. Finally, this paper also reviewed and prospected the novel low-conductive TBC and the TBC which is currently applied on CMC matrix.

KEY WORDS: thermal barrier coatings; ceramic layer; failure; low thermal conductivity; EBC-CMC

要想使航空发动机获得更大的推重比，就必须提高发动机涡轮前的进口温度，为此需要提高航空发动机燃烧室、涡轮叶片等热端部件的抗高温能力。在基体合金表面涂覆热障涂层(Thermal Barrier Coating, TBC)是有效提升其抗高温能力的途径之一[1—2]。目前在涡轮发动机上获得实际应用的热障涂层均为双层结构：表层为陶瓷层，主要起隔热作用，此外还起抗腐蚀、冲刷和侵蚀的作用[3—4]；内层为金属粘接层，主要起改善金属基体与陶瓷层之间的物理相容性，增强涂层抗高温氧化性能的作用[5]。迄今为止，应用最广、最成熟的热障涂层是以氧化钇(质量分数 6% ~ 8%)部分稳定氧化锆(YSZ)陶瓷层为面层，MCrAlY

收稿日期：2015-10-23；**修订日期：**2015-11-15

Received：2015-10-23；**Revised**：2015-11-15

基金项目：国家自然科学基金(51501222)

Fund：Supported by the National Natural Science Foundation of China(51501222)

作者简介：朱晨(1957—)，男，河北人，教授，主要从事无损检测方面的研究。

Biography：ZHU Chen (1957—), Male, from Hebei, Master, Research focus: nondestructive testing.

合金层为粘接层的双层结构热障涂层体系。

YSZ 因具有低的热导率(2.1 $W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)和相对较高的热膨胀系数($11\times10^{-6}$/K)而被广泛用作陶瓷面层[6],但是它在使用过程中存在如下问题:

第一,当工作温度高于 1200 ℃时,随着烧结时间延长,YSZ 的孔隙率和微观裂纹数量逐步减少,从而导热系数上升,隔热效果下降[7]。

第二,高温环境中,热障涂层的面层和粘接层之间会生成以含铝氧化物为主的热生长氧化物(TGO),同时金属粘接层会产生“贫铝带”,随着热循环次数的增加,贫铝带扩大,富 Ni,Co 的尖晶石类氧化物在 TGO 中形成,从而使 TGO 内部产生较大的应力,最终诱发裂纹并导致陶瓷面层脱落[8]。

第三,空气环境中或飞机跑道上的颗粒物进入燃烧室后,在高温作用下形成一种玻璃态沉积物 CMAS(CaO,MgO,Al_2O_3,SiO_2 等硅酸铝盐物质的简称)[9]。CMAS 附着在发动机叶片上,在毛细管力的作用下沿着 YSZ 涂层孔隙向深度方向渗透,随后 CMAS 与 YSZ 涂层中的 Y_2O_3 发生反应,加速 YSZ 相变,最终在热化学与热机械的相互作用下,YSZ 涂层内部产生裂纹[10]。

第四,YSZ 陶瓷面层、金属粘接层、TGO 的热膨胀系数分别为$(10.0\sim11.0)\times10^{-6}$/K,$(15.0\sim18.0)\times10^{-6}$/K,$(6.0\sim7.0)\times10^{-6}$/K。从工作温度(上千摄氏度)降到室温的过程中,陶瓷面层/TGO 界面、TGO/金属粘接层界面上产生应变失配,从而形成热失配应力。由于金属粘接层有较强的变形能力,因此 TGO/金属粘接层界面上的热失配应力可以得到有效减缓;而陶瓷面层的热应变能力较差,因此陶瓷面层/TGO 界面上的热失配应力比较显著。当 TGO 层较薄时,通过 TGO 的蠕变变形可以释放部分陶瓷面层/TGO 界面上的热失配应力,但是当 TGO 生长到一定厚度时,蠕变能力下降,热失配应力上升,最终会导致 YSZ 面层脱落[11—12]。

以上一种问题的存在或几种问题相互作用会引起 YSZ 涂层断裂和脱落,导致热障涂层体系过早失效,服役寿命缩短,所以开发拥有更高工作温度、更好隔热性能和更长服役寿命的陶瓷面层是热障涂层发展的首要目标。

1 改善 YSZ 涂层性能的几种途径

针对 YSZ 涂层存在的问题,人们进行了大量的探索和研究。表 1 是影响 YSZ 涂层服役寿命的常见问题及其改善需求、改善方法。

表 1 YSZ 涂层常见问题及改善需求和方法

Tab. 1 The common problems of YSZ thermal barrier coating and its improvement requirements and methods

常见问题	改善需求	改善方法
高温烧结	提高抗烧结性	增加陶瓷层纯度
TGO 的生长应力	减小氧扩散系数	增加含铝“薄夹层”
CMAS 高温腐蚀	提高抗 CMAS 腐蚀性	掺杂并促进形核
界面失配	改善界面兼容性	增加面层应变容限

1.1 抗烧结性的改善

利用大气等离子喷涂(APS)工艺可以制备具有层状、多孔微观结构的热障涂层,这种结构使得涂层的刚度和导热系数大大降低,进而热循环性能增强。但是,这种结构的 YSZ 涂层在高温服役过程中极易产生烧结现象[13—14]。烧结使涂层中的微裂纹愈合,内片层的结合力增大,从而弹性模量显著升高。除此之外,陶瓷涂层在高温作业时的烧结还会促进晶粒长大,晶粒的粗化会使晶界处的孔隙逐渐被填满,从而大大降低涂层的隔热保温功效。烧结引起涂层热导率升高,通过杨氏模量的增加进一步降低涂层的应变容限,会引起涂层刚度增大,应力上升,最终出现开裂[15]。

一般认为涂层的纯度越高,越不容易产生体积收缩,抗烧结性能越好,热循环寿命越长。研究表明,减少 YSZ 涂层中 SiO_2 和 Al_2O_3 杂质的含量,可以显著降低涂层的烧结速率[16—18]。陶瓷涂层纯度升高,不仅平面收缩倾向会有效降低,而且导热系数的增加速率也会降低,从而涂层表现出一定的抗烧结性。

在涂层中添加特殊的化学元素,也是改善涂层抗烧结性能的一种重要方法。例如在镧系锆酸盐体系($La_2Zr_2O_7$)涂层中,Hf 的掺入能够极大提高 YSZ 的抗烧结性,如 Nd,Gd,Sm 等其他元素的适量掺杂也能够一定程度地提升涂层的抗烧结性能[19]。

1.2 TGO 生长的控制

航空发动机在高温服役过程中,氧气极易透过 YSZ 涂层扩散到粘接层,并与 Al,Cr,Ni 等金属元素发生选择性氧化,从而在粘接层(BC)和顶层陶瓷层(TC)的表面形成一层热生长氧化物(TGO)。在初始

氧化阶段,TGO 由大量的多晶型氧化铝和少量有害氧化物组成[20]。少量 TGO 的形成可以显著抑制空气中的氧向粘接层扩散,这有益于提高金属基体的抗氧化能力。但是,随着 TGO 在 BC/TC 处不断生长,其厚度逐渐增加,会造成涂层局部膨胀并对 TC 产生张力。当张力超过了顶层陶瓷层的结合力,就会引起裂纹扩展,直至表面涂层的剥落[21]。

改变粘接层的化学成分和微观结构是降低 TGO 对涂层稳定性不利影响的重要方式。改变粘接层的化学成分,适当掺杂一些活性元素(如 Y,Hf,Zr),在这些元素的偏析聚集作用下,Al_2O_3 的增长速度显著降低,TGO 长大得到抑制,进而 TBCs 的性能提高。

采用冷喷涂(CS)、超音速火焰喷涂(HVOF)等工艺可以使粘接层的微观结构发生变化,也会对 TGO 的增长产生一定影响[22]。为了提高 YSZ 涂层的耐久性,可在 YSZ 沉积之前,采用物理气相沉积(PVD)技术先沉积一层富 Al 的“薄夹层”,从而改善涂层结构,降低氧气扩散系数,进而显著减缓 TGO 的生长速度。“薄夹层”的 Al 含量能够人为控制,可以有目的地提供“铝的来源”并迅速形成致密的 α-Al_2O_3 膜,抑制氧气向粘接层进一步扩散,防止在 Al 损耗区域直接形成 TGO,从而抑制 TGO 的继续长大并改善 TGO 的组成[23—24]。

1.3　抗 CMAS 腐蚀性能的改善

发动机叶片上 CMAS 的形成会大大降低热障涂层的服役寿命。因为高温下,CMAS 会与 YSZ 中的稳定相 Y_2O_3 发生反应,从而损耗 YSZ 中的钇。钇的损耗又会引起 ZrO_2 熔融并发生相转变,导致 t′相不稳定。CMAS 沉积到 YSZ 中还会引起涂层应力增大,使表面层刚度增加,并导致涂层内产生分层,加速涂层剥蚀。另外,CMAS 还会增大顶层陶瓷涂层的热膨胀系数,提高热循环过程中的应变能,这都会加速涂层失效[25—26]。

研究发现,混合氧化物涂层具有优异的抗 CMAS 性能,主要由于它们可以形成一种氧基磷灰石相,从而极大地抑制 CMAS 向涂层内部侵蚀[27]。在 YSZ 中添加 Al,Ti 等元素诱发提前结晶来抑制 CMAS 的继续渗入,是目前有效增强涂层抗 CMAS 性能的方法之一。在 YSZ 涂层中添加 Al,Al 在高温下不仅可以优先形成致密的 Al_2O_3 膜,减缓 CMAS 向涂层渗入,而且还会促进沉积物的结晶形核,从而抑制 CMAS 向涂层进一步渗入。与 Al 相似,Ti 作为一种形核剂加入也可以提高沉积物的结晶率。另外,如果掺杂 Si,还能够降低界面层的浸润性能,从而减少 CMAS 的侵蚀[28]。

改变涂层结构也是提高抗 CMAS 性能的重要方法。例如,在烧绿石结构的 $Y_2Zr_2O_7$ 中渗入的 CMAS 就比一般结构的 YSZ 少很多。对于 YSZ 内层+稀土锆酸盐($Ln_2Zr_2O_7$)烧绿石外层的双层热障涂层,由于烧绿石外层可以减少 CMAS 的渗入,因此热障涂层的抗 CMAS 侵蚀性得到极大提高。$Sm_2Zr_2O_7$+YSZ 和 $Gd_2Zr_2O_7$+YSZ 的双层结构虽然热循环寿命略差,但是都几乎没有 CMAS 侵入,这也为人们研究新的抗 CMAS 涂层提供了一种重要参考[27]。

1.4　YSZ 面层应变容限的改善

APS 工艺成本低,适用性强,制备的陶瓷面层内部含有 15% 左右的孔隙,具有优异的隔热性能,因而在商业发动机制造中应用广泛[29]。但是 APS 涂层呈连续层状堆叠结构,面层容应变能力较差,陶瓷面层/TGO 界面容易出现应力集中,从而诱发开裂。利用 EB-PVD 技术可以制备“柱状”结构的陶瓷面层,通过柱间纵向开裂释放陶瓷面层/TGO 界面上的热失配应力,所以 EB-PVD 技术制备的热障涂层可以承受更高的失配应变,具有比 APS 热障涂层更长的热循环寿命[30]。近 10 年来提出的等离子物理气相沉积技术(PS-PVD)、悬浮液等离子喷涂技术(SPS)等均可制备类似“柱状”结构的 YSZ 陶瓷面层[31—32]。近 5 年来,一种利用纵向裂纹增加 YSZ 陶瓷层应变容限的方法引起了研究者的关注。这种方法是利用表面集中加热的方式使陶瓷面层产生垂直于界面的纵向裂纹。纵向裂纹的存在可以减缓陶瓷面层与 TGO 界面处的应力集中,释放界面失配应力,延长涂层热循环寿命[33]。这种方法工艺简单,成本低,但是纵向裂纹是通过表面集中加热的方式产生的,密度不高且形态无法控制,因此涂层的循环寿命不稳定,使得涂层在应用上受到很大的限制。

法国 Albi 学院的 Philippe 教授和 Toulouse 大学的 Florence 教授等利用溶胶-凝胶(Sol-Gel)方法在金属粘接底层上沉积 YSZ 层,通过高温热处理使其发生龟裂,再通过 APS 技术填充裂纹,强化原有结构,形成了一种具有网状分区结构的 YSZ 陶瓷面层。这种区域化结构具有很多纵向分区界面,可以通过纵向开裂的方式释放面层/TGO 处的热失配应力。已有研究结果表明,这种具有纵向分区结构的热障涂层可以达到与 EB-PVD 热障涂层相近的热循环寿命[34—35]。

2 热障涂层发展方向

寻找新材料来满足更高的发动机出口温度是热障涂层制备和发展的重要方向。为了得到理想的热障涂层,必须获得具备更低热导率的顶层陶瓷层。

2.1 新型低热导率热障涂层

热障涂层的首要目标是通过降低金属基体的表面温度来提高发动机的出口温度。热障涂层的热阻 R 可由公式(1)表示[36]:

$$R=\Delta x/(KA) \quad (1)$$

式中:Δx 为涂层厚度,K 为热导率,A 为涂层面积。增加涂层厚度可以使涂层的隔热作用较好,但是涂层如果过厚,残余应力和应变能会增大。此外,陶瓷层越厚意味着其表面温度越高,这将导致涂层烧结,进而加速陶瓷层剥落。因此,提高热障涂层的热阻应该主要着眼于降低热导率。

热障涂层中的热量传输主要有电子传导、热辐射和晶格声子传导三种方式[37]。通常,陶瓷热障涂层是绝缘的,所以电子传导作用可以忽略不计[38]。通过热辐射方式进行的热传输随着温度的升高而加强,但是在低于 1250 ℃时,热量通过辐射对热障涂层隔热性能的影响不足 10%。所以,要想降低热障涂层的热量传输,应从晶格声子的传导机制考虑。

降低声子平均自由程、声子速度或材料密度,能够有效减少晶格声子的热量传输。晶格缺陷(如空位、位错或晶界)的产生可以显著减少声子平均自由程,进而降低涂层热导率。晶界散射对于传统材料来说通常不重要,但对纳米级结构材料,尤其是层状结构中纳米微结构的维度沿着热流方向时,影响非常大。除了材料本身固有的缺陷外,掺杂也可以显著提高外在缺陷散射,从而降低材料的导热性能[15]。虽然钇和锆的原子质量、尺寸相近,但是由于二者的化合价不同,Y_2O_3 掺杂 ZrO_2 会产生氧空位,进而散射声子,空位的增加可以降低材料热导率[39]。研究发现,7% ~ 8% Y_2O_3 掺杂 ZrO_2 的热导率明显低于纯 ZrO_2,并且随着 Y_2O_3 含量的继续增加,热导率会进一步下降,但循环寿命会大大降低。与 Y_2O_3 类似,一般情况下,各种镧系元素(包括 La, Gd, Er, Nd, Dy 和 Yb)掺杂 ZrO_2,可以产生晶格应变,从而增大晶格的非简谐振动和声子散射,进而降低材料热导率。晶格应变随掺杂剂尺寸的增加而增大,所以氧化锆的导热系数随着镧系掺杂离子尺寸的增加而降低[40—41]。研究发现,两种或两种以上镧系元素共掺杂能够产生固定的缺陷簇,这些缺陷簇聚集在 ZrO_2 四方相(t)附近,从而降低材料的热导率[19]。另外,过渡金属元素(如 Ni, Nb 和 Ta)也常被用于掺杂来降低材料热导率[42]。Y_2O_3-HfO_2 与 Y_2O_3-HfO_2-ZrO_2 固溶体比普通 YSZ 具有更低的热导率[43],并且 Hf 的掺入能够有效维持涂层所需的多孔层状微观结构,从而使涂层具有优异的抗烧结性。

涂层晶体结构也会对涂层的热导率产生较大影响。烧绿石结构体系($A_2B_2X_7$)因具有较低的热导率而成为近几年来新型热障涂层研究的一大热门。由于两种阳离子的半径存在差异,因此可以产生氧离子空位,这些点缺陷的产生又可以散射声子,从而使具有烧绿石结构的涂层有较低的热导率。烧绿石的复杂结构可以显著增加光学声子的数目,增加声子与声子之间的相互作用,从而进一步降低热导率[44]。稀土锆酸盐 $Ln_2Zr_2O_7$(Ln 为稀土元素)烧绿石结构陶瓷涂层(如 $Gd_2Zr_2O_7$, $Sm_2Zr_2O_7$)相比于 YSZ,具有更好的热物性和良好的机械性能,因而获得了研究者的青睐[45]。$Ln_2Zr_2O_7$ 结构的 B 位置用其他元素取代,也可影响其热导率,如 $La_2Hf_2O_7$ 的热导率就明显低于 $La_2Zr_2O_7$。$La_2Hf_2O_7$ 的弹性模量较低,使其声子速度减小,从而降低了其热导率[46]。另外,结构相似的镧系锆酸盐掺杂时,因其可以形成固溶体,也能够降低材料的热导率。其他掺杂形成的磷灰石结构因为可以形成氧空位、阳离子空位和氧间隙,因此也能使热导率下降。并且,氧空位浓度越高,热导率下降幅度越大。

涂层的微观结构和形态也会对其热导率产生影响[47]。一般来说,随着孔隙率的增加,涂层热导率降低。等间距的孔隙可以大大减少热流在粘接层和部件中的传递,随着涂层孔隙度的增加,更多的散射中心被引入,这样辐射到涡轮部件的热负荷也会极大降低。另外,晶格声子速度与弹性模量除以密度的平方根成正比[48],运用这一比率来探寻具有更低热导率的材料成为当今研究的一大热点。

2.2 应用在陶瓷基复合材料上的环境热障涂层

高温金属材料(如镍、钴或铁基超合金)常被用于制作涡轮发动机的叶片等,但是它们通常在超过其熔点温度的环境下服役,所以热稳定性得到极大挑战。为了提高发动机的功率和转换效率,寻找一种能够承

受更高温度的新材料来增加发动机热端部件的服役温度备受关注。陶瓷基复合材料(CMC)能够承受1250 ℃以上的高温,因而成为下一代航空发动机高温部件的主要候选材料[49]。

CMC 材料不同于金属材料,制成的热端部件在工作时不需要进行气冷,并且还能改进零件的耐久性,从而极大地提高发动机的推力和工作效率。2013 年,罗罗公司采用 SiC/SiC 复合材料制造成发动机高压涡轮叶片进行试验,结果显示,叶片质量可减少 50% 左右。但是,CMC 在高温下的氧化烧蚀限制了其在飞机上的应用。以 SiC-纤维/SiC-基体 CMC 材料为例,在高压涡轮机的高温氧化条件下,会形成一层 SiO_2 保护层来阻止 CMC 继续被氧化,但是 SiO_2 层又会与水蒸气反应生成氢氧化物,从而导致 CMC 中 SiC 基体的侵蚀。在 CMC 基体上制备一层环境热障涂层(EBC)是解决这一问题的关键。

EBC 通常由粘接层、过渡层和顶层三部分构成(如图 1 所示)。粘接层一般由 Si 元素组成,主要作用是确保 EBC 和 CMC 基体结合良好;过渡层一般由钡锶铝硅酸盐(BSAS)和莫来石混合而成,主要起抗高温氧化和抑制与水蒸气反应的作用;顶层由 BSAS 构成,主要起到抗高温腐蚀和抗外来物冲击的作用[50—51]。

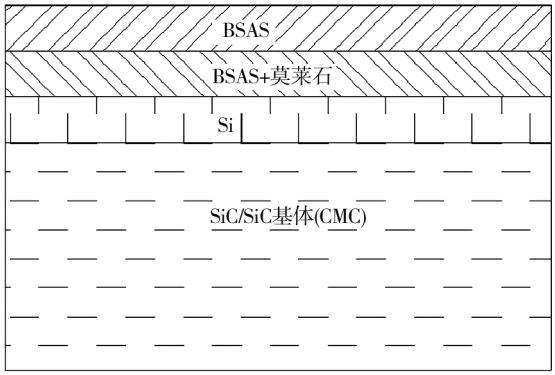


图 1　EBC-CMC 系统的基本结构

Fig. 1 The basic structure of EBC-CMC system

虽然目前 CMC 材料仅试验用于喷嘴、燃烧衬底、外罩、排气组件和高压涡轮零件等部位,研究还不是很成熟,但是随着对下一代大推力航空发动机的要求越来越高,CMC 材料及其表面的环境热障涂层必定会受到越来越多研究者的关注。

3　结语

由于 YSZ 热障涂层存在高温烧结、TGO 生长应力、高温热腐蚀和界面应力失配等问题,服役寿命受到极大限制,因此需要通过各种手段解决它在使用过程中存在的问题。同时,研发新一代具有更低热导率的陶瓷面层,成为了热障涂层发展的首要目标。此外,随着 CMC 材料在航空发动机热端部件中的应用,应用于 CMC 上的新型热障涂层材料受到越来越多的关注,有望应用于新型航空发动机热障涂层体系。综合来看,如果对热障涂层的结构、成分以及制备工艺进行合理改善,延长它在航空发动机中的服役时间,并且使其能够更加安全、高效、稳定地工作,那么其应用前景将非常广阔。

参考文献

[1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal Barrier Coatings for Gas-turbine Engine Applications[J]. Science, 2002, 296: 280—284.

[2] TRUNOVA T, BECK O, HERZOG T, et al. Damage Mechanisms and Lifetime Behavior of Plasma Sprayed Thermal Barrier Coating Systems for Gas Turbines-Part 1: Experiments[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202: 5027—5032.

[3] BECK O, TRUNOVA T, HERZOG T, et al. TBCs for Gas Turbines under Thermomechanical Loadings: Failure Behaviour and Life Prediction [J]. Energy and Power Engineering, 2013, 7: 647—653.

[4] BUSSO, QIAN E, TAYLOR Z, et al. The Influence of Bond Coat and Top Coat Mechanical Properties on Stress Development in Thermal Barrier Coating Systems[J]. Acta Materialia, 2009, 57: 2349—2361.

[5] SCHULZ U, LEYENS C, FRITSCHER K, et al. Some Recent Trends in Research and Technology of Advanced Thermal Barrier Coatings [J]. Aerospace Science and Technology, 2003, 7: 73—80.

[6] XU Z, HE L, MU R, et al. Double-ceramic-layer Thermal Barrier Coatings of $La_2Zr_2O_7$/YSZ Deposited by Electron Beam-Physical Vapor Deposition [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 473: 509—515.

[7] JOHHARI A D, RAHMAN M M. A Review of Advance Thermal Barrier Coating Architecture [C]//The 3rd National Graduate Conference (Nat Grad 2015). Malaysia: Universiti Tenaga Nasional, Putrajaya Campus, 2015.

[8] XU Z H, HE L M, MU R D, et al. Hot Corrosion Behavior of Rare Earth Zirconates and Yttria Partially Stabilized Zirconia Thermal Barrier Coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204: 3652—3661.

[9] MOHAN P, PATTERSON T, YAO B, et al. Degradation of Thermal Barrier Coatings by Fuel Impurities and CMAS: Thermochemical Interactions and Mitigation Approaches [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2010, 19(1/2): 156—167.

[10] 郑蕾, 郭洪波, 郭磊, 等. 新一代超高温热障涂层研究[J]. 航空材料学报, 2012, 32(6): 14—20.
ZHENG Lei, GUO Hong-bo, GUO Lei, et al. The Research of New Generation of Hyperthermal Thermal Barrier Coatings[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2012, 32(6): 14—20.

[11] LEE M J, LEE B C, LIM J G, et al. Residual Stress Analysis of the Thermal Barrier Coating System by Considering the Plasma Spraying Process[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2014, 28(6): 2161—2168.

[12] HEVERAN C M, XU J P, SARIN V K, et al. Simulation of Stresses in TBC-EBC Coating Systems for Ceramic[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 235: 354—360.

[13] HAN M, ZHOU G, HUANG J, et al. A Parametric Study of the Double-ceramic-layer Thermal Barrier Coatings Part I: Optimization Design of the Ceramic Layer Thickness Ratio Based on the Finite Element Analysis of Thermal Insulation (Take LZ7C3/8YSZ/NiCoAlY DCL-TBC for an Example) [J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 236: 500—509.

[14] THOMPSON J A, CLYNE T W. The Effect of Heat Treatment on the Stiffness of Zirconia Top Coats in Plasma-sprayed TBCs[J]. Acta Materialia, 2001, 49(9): 1565—1575.

[15] CIPITRIA A, GOLOSNOY I O, CLYNE T W. A Sintering Model for Plasma-sprayed Zirconia TBCs. Part I: Free-standing Coatings[J]. Acta Materialia, 2009, 57(4): 980—992.

[16] PAUL S, CIPITRIA A, GOLOSNOY I O, et al. Effects of Impurity Content on the Sintering Characteristics of Plasma-sprayed Zirconia[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2007, 16(5/6): 798—803.

[17] WANG X, JIANG K, ZHOU L. Characterization and Phase Stability of Pyrochlore $(Nd_{1-x}Ce_x)_2Zr_2O_{7+y}$ $(x=0\sim1)$ [J]. Journal of Nuclear Materials, 2015, 458: 156—161.

[18] SCHAEDLER T A, LECKIE R M, KRÄMER S, et al. Toughening of Non-transformable t′-YSZ by Addition of Titania [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2007, 90: 3896—3901.

[19] ZHU D, MILLER R A. Thermal Conductivity and Sintering Behavior of Advanced Thermal Barrier Coatings[C]// 26th Annual International Conference on Advanced Ceramics and Composites Sponsored by the American Ceramics Society. Cocoa Beach, Florida: NASA, 2002.

[20] EVANS A G, CLARKE D R, LEVI C G. The Influence of Oxides on the Performance of Advanced Gas Turbines[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28: 1405—1419.

[21] SWADZBA R, WIEDERMANN J, HETMAЙCZYK M, et al. Microstructural Examination of TGO Formed during Pre-oxidation on Pt-Aluminized Ni-based Superalloy[J]. Materials and Corrosion, 2014, 65(3): 319—323.

[22] 钟厉, 王昭银, 张华东. 冷喷涂沉积机理及其装备的研究进展[J]. 表面技术, 2015, 44(4): 15—22.
ZHONG Li, WANG Zhao-yin, ZHANG Hua-dong. Research Progress of Precipitation Mechanism and Apparatus of Cold Spray[J]. Surface Technology, 2015, 44(4): 15—22.

[23] ALI I, GRUND T, LAMPKE T D, et al. TGO Formation and Failure Mode of TBC Systems Comprising PVD-Al Interlayers[C]//Proceedings of the International Thermal Spray Conference. California, USA: [s. n.], 2015.

[24] WANG Y, SAYRE G. Commercial Thermal Barrier Coatings with a Double-layer Bond Coat on Turbine Vanes and the Process Repeatability[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 203: 2186—2192.

[25] SENTURK B S, GARCES H F, ORTIZ A L, et al. CMAS-Resistant Plasma Sprayed Thermal Barrier Coatings Based on Y_2O_3-Stabilized ZrO_2 with Al^{3+} and Ti^{4+} Solute Additions [J]. ASM International, 2014, 23: 708—715.

[26] WU J, GUO H, GAO Y, et al. Microstructure and Thermophysical Properties of Yttria Stabilized Zirconia Coatings with CMAS Deposits[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31(10): 1881—1888.

[27] FERGUS J W. Zirconia and Pyrochlore Oxides for Thermal Barrier Coatings in Gas Turbine Engines[J]. Materials Society and ASM International, 2014, 12: 126—128.

[28] RAI A K, BHATTACHARYA R S, WOLFE D E, et al. CMAS-resistant Thermal Barrier Coatings (TBC) [J]. Application Ceramic Technology, 2010, 7: 662—674.

[29] RAJENDRAN R. Gas Turbine Coatings—An Overview[J]. Engineering Failure Analysis, 2012, 26: 356—366.

[30] NICHOLLS J R, LAWSON K J, JOHNSTONE A, et al. A Method to Reduce the Thermal Conductivity of EB-PVD TBCs[J]. Surface & Coatings Technology, 2002, 151: 383—391.

[31] BACCIOCHINI A, MONTAVON G, LIAVSKY J, et al. Porous Architecture of SPS Thick YSZ Coatings Structured at the Nanometer Scale (~50 nm) [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2010, 19(1/2): 198—206.

[32] SHINOZAWA A, EGUCHI K, KAMBARA M, et al. Feather-like Structured YSZ Coatings at Fast Rates by Plasma Spray Physical Vapor Deposition [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2010, 19(1/2): 190—197.

[33] LU Z,MYOUNG S W,KIM H S,et al. Microstructure Evolution and Interface Stability of Thermal Barrier Coatings with Vertical Type Cracks in Cyclic Thermal Exposure[J]. Journal of Thermal Spray Technology,2013,22(5):671—679.

[34] LISA P,VANESSA V,FABIEN B,et al. Optimized Sol-Gel Thermal Barrier Coatings for Long-term Cyclic Oxidation Life[J]. Journal of the European Ceramic Society,2014,34:61—74.

[35] LISA P,FLORENCE A,BONINO J P,et al. Reinforced Sol-Gel Thermal Barrier Coatings and Their Cyclic Oxidation Life[J]. Journal of the European Ceramic Society,2013,33:269—276.

[36] RÄTZER-SCHEIBE H J,SCHULZ U,KRELL T. The Effect of Coating Thickness on the Thermal Conductivity of EB-PVD PYSZ Thermal Barrier Coatings[J]. Surface & Coatings Technology,2006,200:5636—5644.

[37] SCHULZ U,LEYENS C,FRITSCHER K,et al. Some Recent Trends in Research and Technology of Advanced Thermal Barrier Coatings[J]. Aerospace Science and Technology,2003,7:78—81.

[38] CLARKE D R, PHILLPOT S R. Thermal Barrier Coating Materials[J]. Materials Today,2005,8:22—29.

[39] SARUHAN B,RYUKHTIN V,KELM K. Correlation of Thermal Conductivity Changes with Anisotropic Nano-pores of EB-PVD Deposited FYSZ-coatings[J]. Surface & Coatings Technology,2011,205:5369—5378.

[40] ZHAO H,BEGLEY M R,HEUER A,et al. Reaction,Transformation and Delamination of Samarium Zirconate Thermal Barrier Coatings[J]. Surface Coating Technology,2011,205:4355—4365.

[41] 李嘉,谢铮,何菁,等. Gd_2O_3-Yb_2O_3-Y_2O_3-ZrO_2 热障涂层材料的热物理性能[J]. 表面技术,2015,44(9):18—22.
LI Jia,XIE Zheng,HE Jing,et al. Thermophysical Properties of Gd_2O_3-Yb_2O_3-Y_2O_3-ZrO_2 Thermal Barrier Coating Material[J]. Surface Technology,2015,44(9):18—22.

[42] RAGHAVAN S,WANG H,DINWIDDIE R B,et al. Ta_2O_5/Nb_2O_5 and Y_2O_3 Co-doped Zirconias for Thermal Barrier Coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society,2004,87(3):431—437.

[43] SHEN Y,LECKIE R M,LEVI C G,et al. Low Thermal Conductivity without Oxygen Vacancies in Equimolar $YO_{1.5}$ + $TaO_{2.5}$ and $YbO_{1.5}$ + $TaO_{2.5}$ Stabilized Tetragonal Zirconia Ceramics[J]. Acta Materialia,2010,58:4424—4431.

[44] PAN W,PHILLPOT S R,WAN C,et al. Low Thermal Conductivity Oxides[J]. MRS Bulletin,2012,37:917—922.

[45] 张红松,杨树森,温倩. $A_2Zr_2O_7$ 型稀土锆酸盐热障涂层研究进展[J]. 表面技术,2014,43(4):135—141.
ZHANG Hong-song,YANG Shu-sen,WEN Qian. Research Progress of $A_2Zr_2O_7$-type Rare-earth Zirconate Thermal Barrier Coatings[J]. Surface Technology,2014,43(4):135—141.

[46] QU Z,SPARKS T D,PAN W,et al. Thermal Conductivity of the Gadolinium Calcium Silicate Apatites:Effect of Different Point Defect Types[J]. Acta Materialia,2011,59:3841—3850.

[47] CHI W,SAMPATH S,WANG H. Microstructure-Thermal Conductivity Relationships in Plasma-sprayed Zirconia Coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society,2008,91:2636—2645.

[48] CLARKE D R. Materials Selection Guidelines for Low Thermal Conductivity Barrier Coatings[J]. Surface & Coatings Technology,2003,163/164:64—74.

[49] ZHU D M. Development and Performance Evaluations of HfO_2-Si and Rare Earth-Si Based Environmental Barrier Bond Coat Systems for SiC/SiC Ceramic Matrix Composites[C]//41st International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films. Cleveland,California:NASA John H. Glenn Research Center,2014.

[50] GRUJICIC M,SNIPES J,YAVARI R,et al. Computational Investigation of Foreign Object Damage Sustained by Environmental Barrier Coatings (EBCs) and SiC/SiC Ceramic-Matrix Composites (CMCs)[J]. Multidiscipline Modeling in Materials and Structures,2015,11:238—272.

[51] OKABE K,TAKAHASHI T,YASHIRO M,et al. Experimental Characterization of High-speed Impact Damage Behavior in a Three-dimensionally Woven SiC/SiC Composite[J]. Composites:Part A,2010,41(4):489—498.