

引文格式: 赵远涛, 张士陶, 姜涛, 等. 大气等离子喷涂 YSZ 热障涂层内应力研究现状[J]. 航空制造技术, 2022, 65(15): 24-32.

ZHAO Yuantao, ZHANG Shitao, JIANG Tao, et al. Research status of atmospheric plasma spraying YSZ thermal barrier coating internal stress[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(15): 24-32.

# 大气等离子喷涂 YSZ 热障涂层内应力研究现状

赵远涛<sup>1,2,3</sup>, 张士陶<sup>1</sup>, 姜涛<sup>1</sup>, 郭乐扬<sup>1</sup>, 张杨杨<sup>1</sup>, 李文戈<sup>1</sup>, 刘彦伯<sup>1</sup>, 张静<sup>2</sup>

(1. 上海海事大学, 上海 201306;

2. 上海市纳米科技与产业发展促进中心, 上海 200237;

3. 上海大学, 上海 200444)

**[摘要]** 使用大气等离子喷涂 (APS) 技术制备氧化钇稳定氧化锆 (YSZ) 热障涂层 (TBCs) 已经得到广泛研究。内应力是影响 TBCs 系统性能和使用寿命的主要因素。过量的内应力会引起微裂纹的产生、扩展, 导致 YSZ TBCs 过早失效。早期内应力主要由喷涂工艺、基体和粉末条件的不良选择引起, 并引起早期裂纹的萌生与扩展。ZrO<sub>2</sub> 高温相变、热生长氧化物 (TGO) 生长和陶瓷与金属材料之间的热膨胀系数 (CTE) 失配是 TBCs 在热服役中内应力的主要来源。在内应力作用下, 裂纹在表面陶瓷工作层 (TC)/TGO 或黏结层 (BC)/TGO 界面处萌生, 扩张并导致涂层脱落失效。目前降低系统内应力以达到延长 TBCs 热服役寿命的主要思路有干预尖晶石 TGO 生成, 制备复合涂层或使用稀土粒子稳定 ZrO<sub>2</sub> 物相结构。

**关键词:** 热障涂层 (TBCs); 大气等离子喷涂 (APS); 氧化钇稳定氧化锆 (YSZ); 内应力; 热生长氧化物 (TGO)

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2022.15.024



赵远涛

副教授, 博士, 研究方向为船舶与海洋工程结构物腐蚀、污损及防护, 增材制造与再制造, 涂层技术, 涂料开发与应用。

航空发动机部件材料的稳定性严重制约了发动机的整体性能, 尤其发动机涡轮前温度高达 1400 K 以上, 远

超出了高压涡轮镍基高温合金叶片的使役温度<sup>[1]</sup>。通过高温防护技术的集成可以有效降低高温燃气对叶片的冲击作用, 如采用双层壁冷却技术、气膜冷却技术与热障涂层 (Thermal barrier coatings, TBCs) 技术相结合的方法, 可保障镍基高温合金叶片的长效使役。其中 TBCs 技术是采用耐高温、低导热的陶瓷材料涂覆在涡轮叶片表面形成涂层, 以降低高温环境下涡轮叶片表面温度的一种重要的热防护技术, 降温可达 200 K<sup>[2]</sup>。热障涂层可以显著降低涡轮叶片的表面温度, 大幅度延长叶片的工作寿命, 提高发动机的推力和效率<sup>[3]</sup>。

现有飞机发动机广泛应用的 TBCs 系统为氧化钇稳定氧化锆 (Yttria-stabilized zirconia, YSZ) 涂层体系<sup>[4]</sup>, 由黏结层 (Bond coating, BC)

与表面陶瓷工作层 (Top coating, TC) 组成。NiCoCrAlY 材料常作为 BC 层应用, 可有效降低 TC 层与镍基高温合金的热膨胀系数 (Coefficient of thermal expansion, CTE) 差异, 且 NiCo 具有较好的塑韧性, 利于涂层内应力的释放及体系结合力的提高, Cr、Al、Y 等元素促使稳定致密氧化层的形成, 降低镍基高温合金的氧化行为。陶瓷工作层为含 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 质量分数为 6%~8% 的 ZrO<sub>2</sub> 涂层 (8YSZ)<sup>[5]</sup>, 具有导热系数低、热膨胀系数高、熔点高、抗腐蚀能力优异和良好的力学性能等特点<sup>[6]</sup>, 在 TBCs 体系中被广泛应用<sup>[7]</sup>。

目前, 有电子束物理气相沉积 (Electron beam-physical vapor deposition, EB-PVD)<sup>[8]</sup>、低压等离子喷涂 (Low pressure plasma spray,

LPPS)<sup>[9]</sup>、等离子喷涂物理气相沉积(Plasma spray physical vapor deposition, PS-PVD)<sup>[10]</sup>和大气等离子喷涂(Atmospheric plasma spraying, APS)<sup>[11]</sup>等多种喷涂工艺用来制备YSZ TBCs。其中,APS由于其设备及操作相对简单,且具有沉积效率高、成本低的优势,是一类不错的YSZ TBCs制备工艺选择<sup>[12-13]</sup>。该技术制备的YSZ TBCs主要特点是形成的片层组织状涂层中孔隙结构多和热障性能优异<sup>[14]</sup>。但该技术制备的YSZ涂层仍存在部分服役缺陷,其中内应力诱导的涂层失效尤为重要<sup>[15]</sup>。近年来,关于APS制备YSZ TBCs内应力的产生机理、演变过程及调控措施的研究日益增加,主要涉及APS制备过程中YSZ TBCs的热物理性能变化、热服役过程的组织结构演变和失效机理的研究,以及针对内应力行为的调控措施<sup>[16]</sup>。

因此,本研究将针对现有APS制备YSZ TBCs内应力的研究进展进行总结,概述TBCs制备和热服役过程中内应力的发展和变化规律,旨在为后续APS制备YSZ TBCs的研究和应用提供指导。

## 1 APS制备YSZ涂层内应力行为

内应力是影响涂层/基体或涂层间结合的重要因素之一。喷涂后涂层凝固过程中的体积变化导致t-ZrO<sub>2</sub>相向m-ZrO<sub>2</sub>相的转变会产生一部分应力<sup>[17]</sup>。值得一提的是,涂层内的应力主要来源于另外两种因素:(1)温度转变时由于TC层与BC层之间的CTE差异产生的应力 $\sigma_t$ ;(2)喷涂过程中熔融颗粒的飞行速度过快引起的快速冷却效应产生的应力 $\sigma_r$ <sup>[18-19]</sup>。这两类应力可用式(1)计算<sup>[20]</sup>:

$$\sigma_t = E_{\text{YSZ}}(\alpha_c - \alpha_b)(T_m - T_b)/(1 - \nu_c) \quad (1)$$

式中, $E_{\text{YSZ}}$ 为TC层的弹性模量; $\alpha_c$ 和 $\alpha_b$ 分别为TC层和BC层(或BC

层上TGO)的CTE; $T_m$ 和 $T_b$ 分别为喷涂温度和室温; $\nu_c$ 为YSZ涂层的泊松比。

$$\sigma_r = E_{\text{YSZ}}\alpha_c(T_s - T_m) \quad (2)$$

式中, $T_s$ 为凝固温度。

由于TC层与BC之间的CTE差异导致冷却过程中YSZ与BC的体积变化不同,BC在拉应力的作用下对TC层产生挤压,在TC层中产生压应力,导致TC/BC界面开裂<sup>[21]</sup>。Wang等<sup>[22]</sup>报道,喷涂后的冷却过程中,由于TC层与BC层体积变化速度不同,涂层内部会产生超过(158.70 ± 22.33)MPa的内应力。这些内应力会加速涂层内部裂纹萌生,并影响涂层的服役寿命。Ranjbar-far等<sup>[23]</sup>研究发现对喷涂基体预热可降低喷涂TC层的内应力,研究了25℃、400℃和625℃3组不同的预热温度,并发现喷涂过程产生的应力与预热温度呈反比,在625℃的预热温度下,涂层中仅出现了一个约12MPa的拉应力区域。

喷涂工艺对TC层内应力的形成与分布有重要影响。其中,涂层内应力的产生、大小和分布与喷涂温度关系较大<sup>[24]</sup>。Yu等<sup>[18]</sup>发现APS喷距增大后导致粉末飞行时间增加,飞行速度和温度下降,造成粉末熔化效果不良,粒子黏度降低,降低了涂层与喷涂界面的结合效果。APS涂层有典型的层状结构,由于沉积过程中粉末熔化效果差和涂层结合不良的问题,层与层之间会存在一些未完全结合的微小层状结构(称为非黏结层状界面)。非黏结层状界面的比例和长度会随喷距增大而增大,进而增加YSZ内的拉应力。非黏结层状界面尖端的内应力会随着其长度的增加而缓慢增加,且界面周围几乎无压应力出现,界面上部出现与界面长度成正比的拉应力。Li等<sup>[19]</sup>采用X射线衍射的 $\sin^2\psi$ 法对TC层的内应力进行检测,发现涂层内部的压应力伴随着工作温度提高不断增加,从(33.1 ± 15.2)MPa上升

到(315.05 ± 25.0)MPa。该压应力在一定程度上可以抵消层间的结合力不足问题,防止涂层在往复摩擦中分层,提高涂层耐磨性。当压应力过高时,涂层内也会产生裂纹,不利于涂层的耐磨性能。

TC层的内部组织结构对涂层内应力的产生与分布具有重要影响。研究发现,微观组织结构中孔隙率、晶粒大小及层状结构波动状况显著影响了涂层内应力<sup>[25]</sup>。TC层孔隙率对涂层内应力分布与裂纹行为具有重要影响。Huang等<sup>[26]</sup>发现,当涂层中孔隙均匀分布时,孔隙与孔隙之间的距离减少,可缓解涂层内应力集中现象,进而降低TBCs应力水平。Long等<sup>[27]</sup>发现在TC层不同位置处,其内应力的大小也不同。离TC层中心距离的增大,涂层轴向内应力增加,边缘位置处内应力最大,导致涂层裂纹从涂层边缘位置萌生。当裂纹扩展至TC层孔隙附近时,孔隙会缓解内应力带来的体积膨胀,阻止裂纹继续延伸。Huang等<sup>[28]</sup>发现与粗粉(45~60 μm)制备的TC层相比,采用细粉(15~25 μm)制备的YSZ涂层更容易由于层间微裂纹延伸产生较大的裂纹。粗粉涂层更易形成垂直于基体的裂纹和孔隙,与平行于基体的裂纹相比,垂直裂纹可以给系统提供更高的应变上限,降低CTE失配产生的内应力。同时,在淬火过程中,由于垂直裂纹的存在,涂层的最大应力减小。除粉末粒径大小外,TC层的晶粒也会从微观层面改变涂层应变上限。Song等<sup>[29]</sup>发现柱状晶粒之间的垂直间隙会提高涂层的应变上限,降低涂层的内应力。此外,当冷却速率较高时,长径比小于2的等轴晶粒和临近晶粒间的温度差较大,由此导致含有较多等轴晶粒的TBCs具有比含有较多柱状晶粒的TBCs更高的应力。

涂层内部层与层之间的结构波动也可影响TC层的内应力状况。

当基体粗糙度增加或 BC 层粗糙度降低时, BC 层中的内应力会增加。沉积表面需要足够的粗糙度满足 BC 层的附着需要<sup>[30]</sup>。高粗糙度会增加层间界面的结合强度,高温环境下波峰区和波谷区之间会造成应力集中现象并诱发裂纹萌生。这是由于高粗糙度沉积面上的突出物嵌入后沉积 TC 层中,前后凝固行为差异导致的。较大的层间结构波动会增积波峰和波谷之间的体积变化速度差异,降低 TBCs 系统的结合效果,进而降低涂层的附着力<sup>[31]</sup>。Khan 等<sup>[32]</sup>发现当基体粗糙度最高达到  $R_a=7.7 \mu\text{m}$  时,BC 层会产生 140 MPa 的内应力,此类应力大小与基体粗糙度成正比。此外,在一定范围内,BC 层内应力与 BC 层的层间粗糙度呈反比,从  $R_a=7.7 \mu\text{m}$  下降到  $R_a=4 \mu\text{m}$  后,系统内应力有一定提高。在高温氧化过程中,高的 TBCs 系统内粗糙度促使涂层内的拉应力区域增多,并使 TC/TGO 界面和 BC/TGO 界面出现较大拉应力,降低 TBCs 系统内部结合力。因此,必须选择适当的粗糙度以满足 TBCs 系统的需要<sup>[14,33]</sup>。

除此之外,喷涂基材的形貌也将影响 TC 层的内应力。Liu 等<sup>[34]</sup>研究发现当基材表面曲率发生改变时,无论凹变还是凸变,TC 层内的拉应力都会增加,且凹变使内应力增加显著。如图 1 所示<sup>[34]</sup>,基体曲率小于 0 时表示基体凹变,当基体曲率为  $-0.2\sim-0.35 \text{ mm}^{-1}$  时,TC 层应力变化巨大。基体曲率从  $0.35 \text{ mm}^{-1}$  增加到  $3 \text{ mm}^{-1}$ ,内应力增加幅度不明显。TC 层内应力随曲率变化的趋势不会由于涂层经历高温氧化发生转变。但是氧化时间增加后,TC 层内应力的变化幅度明显减少,尤其是拉应力。Mutter 等<sup>[35]</sup>采用有限元模拟 TBCs 的应力分布发现,基材曲率对喷涂初始涂层内应力的影响显著大于后续堆叠涂层。沉积层堆叠增加会导致 YSZ 内应力松弛,这是导致

喷涂初始涂层曲率增加的重要因素。

综上可知,TBCs 在制备过程可能会产生内应力。在已研究的工艺参数中,对 TBCs 内应力影响最大的是喷涂距离,过大或过低的喷距都会导致涂层结合效果不良,并产生过高的应力。在合理的选择范围内,适当提高陶瓷粉末粒径或增加涂层中柱状晶粒 YSZ 的含量可以降低 TBCs 系统存在的内应力。此外,TBCs 内应力也会由于所选择的基体曲率或粗糙度过高而提升。因此,在 TBCs 制备过程中,可通过调整喷涂工艺参数对基体进行预热,选择适当的粉末粒径等方式来控制涂层内应力大小。现有关粉末粒径对 TBCs 内应力调控的研究已较为全面,后续可着重研究喷涂工艺、基体处理与粉末粒径等组合因素对 TBCs 内应力形成与分布的影响规律。此外,在未来也可对喷涂工艺、基体处理方式、粉末尺寸等方面进行不同组合,综合研究不同因素对 TBCs 内应力的影响。

## 2 高温使役中 TBCs 的内应力行为

在热服役过程中,TBCs 系统受到高温氧环境的不断冲击,其内部组织结构与成分可发生不可逆转变,如高温氧元素扩散引起的 TGO 的形成与生长,TC 层中  $\text{Y}_2\text{O}_3$  的消耗及其引起的  $\text{ZrO}_2$  相晶体结构的转变, $\text{ZrO}_2$  晶粒烧结长大及孔隙率减小。以上 YSZ 组织结构转变、冷热循环过程 TC、BC 层间体积循环变化及外界介质侵蚀作用,可导致涂层内应力的演变。

TGO 生长初期为高温氧通过 TC 层中 YSZ 的多孔结构扩散至  $\text{MCrAlY}$  层,与涂层中的 Cr、Al 元素反应生成稳定的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜层,此时 TGO 生长速度较为缓慢。 $\text{Al}_2\text{O}_3$  的体积大于所消耗的 Al 的体积,因此 TGO 层会发生膨胀。经长时间服役时,TGO 层逐渐加厚,其他氧化物如  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、NiO 与 CoO 等也将生成,

该类氧化物可与  $\text{Al}_2\text{O}_3$  膜层发生反应生成尖晶石类氧化物(如  $\text{NiAl}_2\text{O}_4$ 、 $\text{NiCr}_2\text{O}_4$ 、 $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ 、 $\text{CoCr}_2\text{O}_4$ ),该类尖晶石消耗 Al 的氧化物薄膜,当氧化物薄膜破裂后,TGO 层快速生长增厚<sup>[36]</sup>。TGO 层在生长增厚时,会受到周围材料的约束或者受自身生长变形不协调的影响,因而产生 TGO 生长内应力,其与 TBCs 系统失效密切相关<sup>[37]</sup>。

Shi 等<sup>[16]</sup>发现 TBCs 在  $900\sim 1000 \text{ }^\circ\text{C}$  的等温氧化试验中生成的  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、NiO、CoO 和  $\text{NiCr}_2\text{O}_4$  等氧化物的生长应力分别为 30.88 GPa、34.52 GPa、35.85 GPa 和 62.99 GPa。 $\text{NiCr}_2\text{O}_4$  尖晶石 TGO 的生长应力远超其他 TGO,是造成涂层系统受损最严重的 TGO。尖晶石 TGO 在生长过程中破坏 TC/TGO 界面,使 TC/TGO 界面成为 TBCs 系统中最薄弱的区域<sup>[33]</sup>。随着尖晶石相 TGO 不断生成,TC 层和 TGO 之间的 CTE

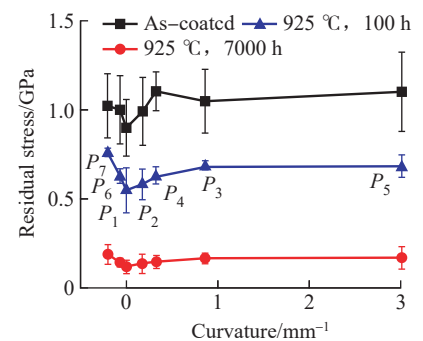


图 1 氧化前后 TC 层的内应力随基材曲率的变化趋势<sup>[34]</sup>

Fig.1 Change trend of internal stress of TC layer before and after oxidation with curvature of substrate<sup>[34]</sup>

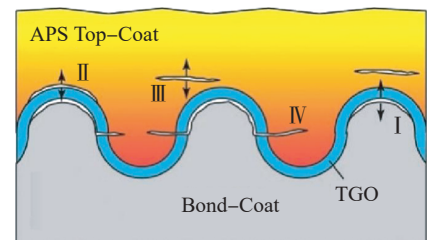


图 2 TBCs 系统中的 4 种不同开裂机制<sup>[39]</sup>

Fig.2 Four different cracking mechanisms in TBCs system<sup>[39]</sup>

差异会逐渐增大,导致系统内产生更大的压应力和拉应力,并加速 TGO 生长<sup>[38]</sup>。图 2<sup>[39]</sup>展示了由于 TGO 生长导致的 TBCs 系统失效的典型模型,系统失效通常由面外应力引起。TGO 厚度增加,BC 层/TGO 界面波峰处的拉应力不断提高,造成 I 型开裂。陶瓷/金属界面的高波动性会导致面外应力在 TC/TGO 界面形成波峰处的张力,产生 II 型开裂。或是在波峰附近的 TC 内部的脆性区域产生 III 型开裂。当 TGO 厚度过大时,BC/TGO 复合层的 CTE 低于 TC 和 BC,进而使得涂层中的压应力转变为拉应力,导致 BC 层内部发生 IV 型开裂<sup>[39]</sup>。Jiang 等<sup>[40]</sup>创新性地使用光致发光压电光谱法对 TBCs 热循环服役过程中的内应力进行观测,如图 3 所示,在热服役过程中,内应力首先急速增长,然后增长速度逐渐放缓。当内部产生裂纹后,应力急剧下降,变得不均匀,说明涂层剥落是由于多个微裂纹在不同位置成核造成的。TBCs 剥落主要发生在循环冷却过程中,这主要是因为当 TBCs 系统结束热服役开始冷却时,内应力会进一步增大<sup>[37]</sup>。TGO 生长应力是导致界面裂纹萌生和扩展的主要原因。TGO 在面内扩展的过程中释放内部的晶格畸变能,降低 TGO 内部的应力,导致 TBCs 产生裂纹,最终剥落<sup>[41]</sup>。当裂纹扩展需要的应力高于系统的能量释放率时,裂纹会继续沿 TC/TGO 界面扩展,在延伸过程中与其他裂纹连接,加速涂层开裂<sup>[27]</sup>。Song 等<sup>[33]</sup>采用内聚区模型(CZM)和扩展有限元方法(XFEM)分析了热循环过程中控制 TBCs 表面和界面的裂纹萌生和扩展的主导应力。TC 层/TGO 界面和 TGO/BC 层界面处的裂纹主要由拉应力和剪应力控制。裂纹扩展过程中消耗 TC 层的应变能,可能会降低系统内的应力,部分涂层开裂速度放缓,但不会影响涂层开裂的趋势。经过一个热循环后,TC/

TGO 界面内较大的拉应力会导致水平方向裂纹萌生并且在界面处生长。

由于 TGO 生长产生应变  $\varepsilon$  和应力  $\sigma_G$ ,分别可以用式(3)和(4)计算,即

$$\varepsilon = \sqrt[3]{\text{PBR}} - 1 \quad (3)$$

$$\sigma_G = \varepsilon E_{\text{oxide}} \quad (4)$$

式中, PBR 为 TGO 与形成 TGO 所消耗金属的体积比;  $E_{\text{oxide}}$  为 TGO 的杨氏模量。

在高温环境下, TBCs 系统内的拉应力和压应力同时发生演变。在 1100 °C 环境下, YSZ 内的压应力和 BC 内的拉应力都会增加<sup>[42]</sup>。Shen 等<sup>[14]</sup>建立了热力学模型计算 TBCs 氧化过程中的应力分布,如图 4 所示。TC 的最大拉应力和压应力分别位于

波峰和波谷区域,而 BC 和 TGO 层最大拉应力出现于波峰,最大压应力出现于半高宽位置,该应力分布也被相关文献证实<sup>[21,38]</sup>。在 TBCs 不同区域位置,由于 TGO 的生长差异性导致 BC 表面粗糙度差异性,导致界面拉/压应力增大,引起涂层破裂趋势增加。Shen 等<sup>[14]</sup>还注意到 TGO 应力演化过程中有明显的应力耦合效应, TGO 生长导致拉/压应力增加,但压应力可降低 TGO 的生长速度,使其厚度小于无耦合效应的模拟状况。

YSZ TBCs 在 1200 °C 下有很长的热服役寿命,但当温度高于 1200 °C 时, YSZ 会从稳定的四方相( $t\text{-ZrO}_2$ )转变为四方相( $t\text{-ZrO}_2$ )和立方相( $c\text{-$

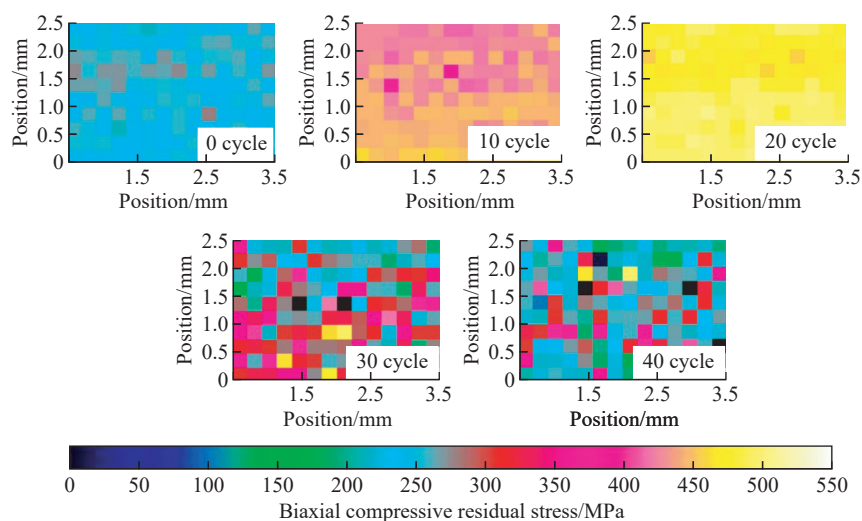


图3 不同热循环次数后 TBCs 的应力分布<sup>[40]</sup>

Fig.3 Stress distribution of TBCs after different thermal cycles<sup>[40]</sup>

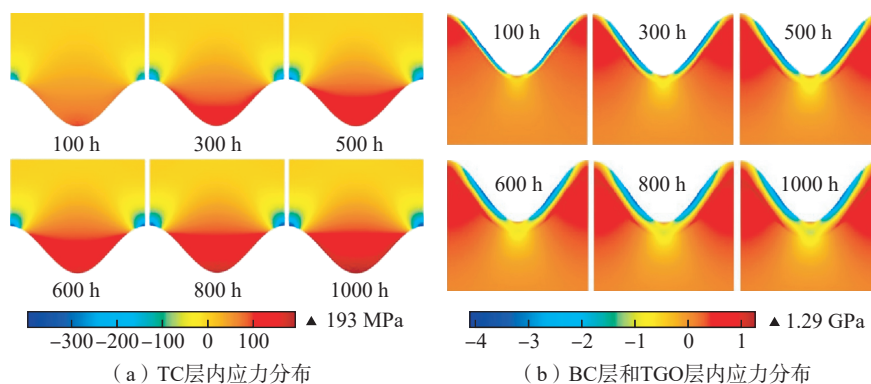


图4 1100 °C 高温氧化下 TBCs 的内应力分布<sup>[14]</sup>

Fig.4 Internal stress distribution of TBCs under high temperature oxidation at 1100 °C<sup>[14]</sup>

ZrO<sub>2</sub>)的混合物,冷却时从t-YSZ相转变为m-YSZ相<sup>[43-44]</sup>。这样的相变过程会引起TBCs产生约3%~5%的体积膨胀,并产生在完整晶体结构中不易扩散的空位缺陷。相变造成YSZ晶格不可逆收缩,导致内应力上升,诱发系统散裂<sup>[45-46]</sup>。阻止YSZ发生相变可以减少TBCs系统内的应力。Jonnalagadda等<sup>[47]</sup>提出了一种混合型失效,即TBCs失效同时发生在TC和部分TGO中。基于此,Jonnalagadda等<sup>[48]</sup>提出一个新的涂层厚度定义方式,即

$$h_t = h_{TC} + h_{TGO}/2 \quad (5)$$

式中, $h_{TC}$ 和 $h_{TGO}$ 分别为TC和TGO的厚度。当系统内的TGO含量较少时,TC的厚度在涂层厚度中的占比较大,应力主要来自于TC厚度和与厚度有关的烧结。在高温氧化过程中,TGO的厚度逐渐增加,而TC厚度保持不变。TBCs系统内应力发生

变化,同时增加TGO层对内应力的贡献。当系统从高温下假定的应力自由状态冷却时,由于系统内部不均匀的体积收缩和CTE失配,系统内会产生面内错配应力 $\sigma_c$ , $\sigma_c$ 的值可由式(6)计算,即

$$\sigma_c = (\alpha_c - \alpha_s) \Delta T \cdot E_c / (1 - \nu_c) \quad (6)$$

式中, $\alpha_c$ 和 $\alpha_s$ 分别为涂层和基体的CTE; $\Delta T$ 为初始温度和最终温度的差值; $E_c$ 和 $\nu_c$ 分别为涂层的弹性模量和泊松比。

孔隙在一定程度上有助于涂层内应力释放。Huang等<sup>[26]</sup>研究发现粒径为45~60 μm的YSZ颗粒比25~45 μm细粉YSZ颗粒制备的涂层孔隙率更高。由于小孔隙产生的严重烧结效应,热循环后细粉TC层孔隙率的下降比例(45%)高于粗粉TC层(37%)。涂层内部的应力在孔隙中得到缓解,改善了涂层开裂的趋势。粗粉TC层由于具有更高的孔

隙率,表现出更长的热循环寿命和更小的剥落面积。如图5所示<sup>[26]</sup>,随着热循环次数提高,细粉涂层裂纹长度的上升幅度远大于粗粉涂层,导致涂层出现剥落,粗粉涂层剥落面积小于细粉涂层。

CaO、MgO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>与SiO<sub>2</sub>等CMAS颗粒熔点低,易发生熔化黏附于TBCs表面并侵蚀涂层<sup>[49]</sup>。在CMAS侵蚀过程中,TC层中的Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>被侵蚀掉,致使ZrO<sub>2</sub>相的稳定性降低,在热交变过程中发生相变,造成YSZ体积变化,产生内应力变化<sup>[50]</sup>。张子凡等<sup>[51]</sup>采用有限元模拟研究CMAS造成TBCs失效发现,CMAS的侵入深度影响TGO层和TC/TGO、BC/TGO界面处的温差,且侵入深度越大,温差越高,同时TGO加速生长;随着CMAS侵入加深,TC/TGO界面和BC/TGO界面的拉/压应力都会急剧上升。这与CMAS侵

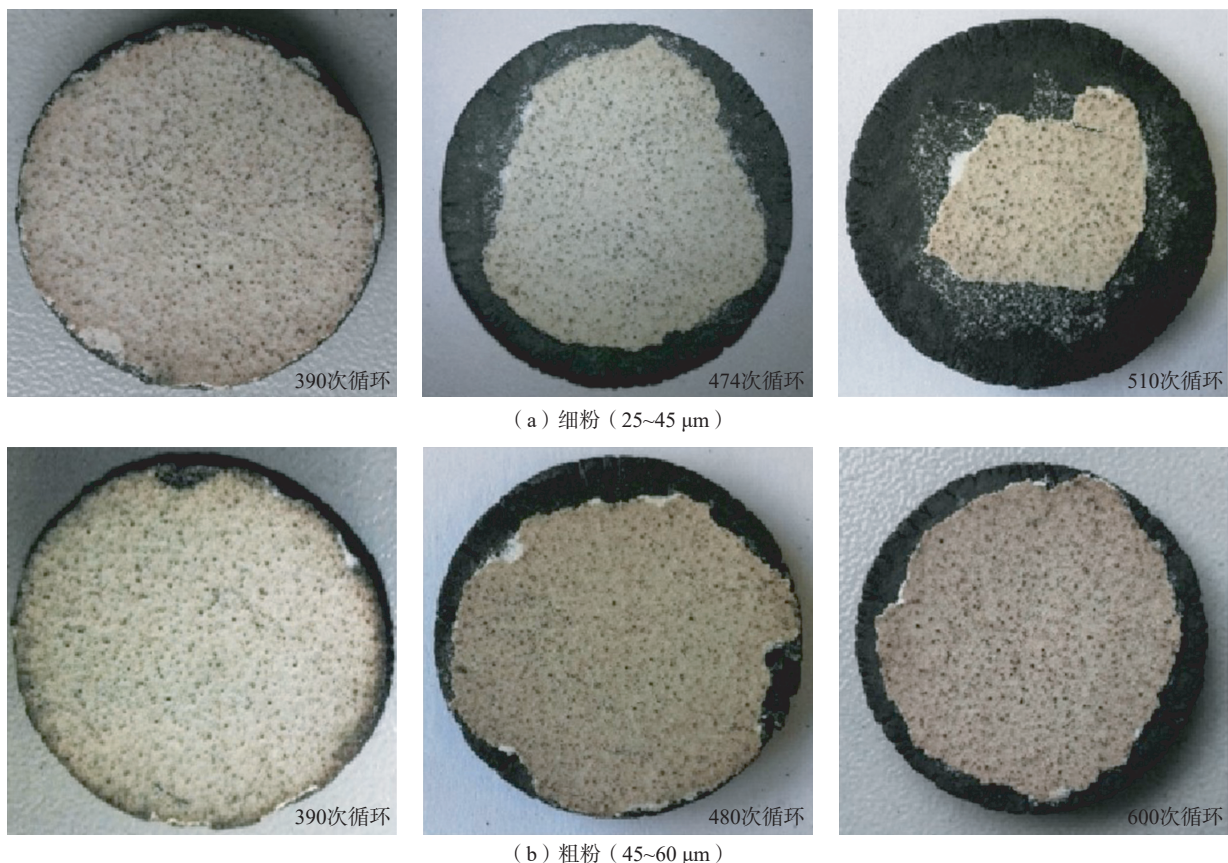


图5 不同粒径粉末制备YSZ涂层的热震性能<sup>[26]</sup>

Fig.5 Thermal shock performance of YSZ coatings prepared by powders with different particle sizes<sup>[26]</sup>

入加深后严重的 TGO 生长应力有关,此时 TGO 加速生长并导致界面处的应力上升。

TGO,尤其是尖晶石 TGO 不断生长导致 TC/TGO 和 TGO/BC 界面在热服役过程中承受大量应力,裂纹总是从涂层内部应力最高的区域开始萌生,在不断延伸过程中导致涂层剥落失效。除此之外,YSZ 在高温下的烧结和相变效应造成涂层体积和微观结构转变,并不断加重内应力对涂层的侵害。CMAS 侵蚀也会恶化 YSZ 相变,加速 TGO 生长和内应力提高。因此,在今后的研究中,应继续针对界面等高危区域的应力状态、TGO 生长和 YSZ 相变进行研究。

### 3 TBCs 性能改良

为进一步提高 APS YSZ TBCs 的热服役性能,可以针对 YSZ 涂层失效过程的内应力演变原因与机制开展针对性解决方案研究,达到提高 YSZ 涂层的服役寿命的目的。根据上文总结,TGO 生成和生长是影响 YSZ TBCs 应力状态的主要因素。目前已有多种不同方法通过干预 TGO 生长过程来改善涂层性能,以下将其近年研究成果进行整理汇总。

BC 层金属元素在热服役早期生成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  对系统有一定的保护作用,热服役中后期尖晶石相 TGO 不断生长,对系统造成破坏。设法提高保护性  $\text{Al}_2\text{O}_3$  在 TGO 中的占比,是一类可行的性能改善方法。通过提高 BC 层原料 NiCrAlY 中的 Al 含量,可以增加  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的生成量并降低系统内的氧渗通道来制备抗氧化性更好的 BC,最终降低系统内的 TGO 总量<sup>[52]</sup>。薛文利等<sup>[53]</sup>发现对 TBCs 系统进行真空热处理,由于涂层孔隙中存在的氧形成低气压氧环境,氧与 BC 中的 NiCrAlY 反应生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,一定程度上增加了  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的含量。在热循环寿命表现中,未进行真空热处理的 TBCs (760 次循环)远低于高真空

热处理(1380 个循环)和低真空热处理(1360 个循环)。Padture 等<sup>[39]</sup>提出可以创建强初始结合,通过  $\text{Al}_2\text{O}_3$  降低 BC 表面的粗糙度,并防止界面处 S、Ti、Ta 等有害元素的扩散。

另一种干预 TGO 生长的方式是使用性能更出众的复合涂层代替传统的单层 YSZ TC 层。Dong 等<sup>[46]</sup>在 YSZ TC 层表面额外沉积一层  $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  保护层。经过 200 h 氧化测试后,YSZ/ $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  复合涂层中的 TGO 层的波动性比单层 YSZ TC 层更小,有害尖晶石相的含量更少。在复合涂层中, $\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$  的存在降低了 TC 层中的氧渗通道含量,抑制 TGO 生长,降低了高温环境下由于 TGO 生长引起的内应力,表现为 TC/TGO 界面处裂纹萌生和生长延缓。粒径较大的  $\text{La}^{3+}$  正离子可以延缓 TGO 中尖晶石相的生长,降低系统应力,达到通过控制 TGO 相变来改善界面结合的目的。Chen 等<sup>[54]</sup>设计了一种 LaMA/YSZ 梯度 TC,在热服役过程中,LaMA/YSZ 梯度 TC 的 CTE 高于 YSZ TC 的 TBCs,经检测,当 LaMA 质量分数为 50% 和 75% 时,TC 层具有较高的  $\alpha_{\text{sup}}$  值,根据经典的热适配应力,有

$$\sigma \approx E_{\text{sup}}(\alpha_{\text{sub}} - \alpha_{\text{sup}})\Delta T / (1 - \nu) \quad (7)$$

式中, $\alpha_{\text{sub}}$  为 TC 层的弹性模量; $\alpha_{\text{sup}}$  为下层与上层陶瓷的 CTE; $\Delta T$  为冷却时的温度差; $\nu$  为 TC 的 Poisson 比值。

在冷却过程中,LaMA/YSZ 复合 TC 的内应力类型主要为压应力,其有助于降低裂纹萌生与扩展的概率。

除上述研究外,近年来也有报道指向通过添加稳定稀土离子的方式提升 YSZ 的物相稳定性以达到降低系统内应力的目的<sup>[55]</sup>。刘延宽等<sup>[56]</sup>发现在 TC 中添加  $\text{Eu}^{3+}$  可以增加 TBCs 的热寿命:(1)  $\text{Eu}^{3+}$  可以增加 TBCs 的隔热性能,降低 TGO 生长的速度;(2) 可以提高 TBCs 的断裂韧性。材料裂纹尺寸不变,断裂韧性越大涂层吸收应力的能力会

越强,裂纹需要更多的应力才可以扩展。界面之间的结合或 TBCs 各层之间的 CTE 差异也会影响系统应力状态。Leoni 等<sup>[57]</sup>发现在氧化钇中掺杂  $\text{Sc}_2\text{O}_3$  可以有效提高涂层在 1480 °C 下的相稳定性,同时还可以降低硫酸对涂层的腐蚀作用。掺杂  $\text{Yb}_2\text{O}_3$  可以使氧化钇在 1300 °C 的高温环境下始终保持单一的四方相,并降低氧化钇的热导率和应力水平<sup>[58]</sup>。

为防止使用过程中 TBCs 被 CMAS 侵入,目前有以下 3 种主要解决思路:(1) 在 TC 表面形成致密层,消除 TC 中的孔隙;(2) 阻止 CMAS 渗入后  $\text{ZrO}_2$  晶型转变;(3) 阻止 TC 中被 CMAS 侵入的区域产生压缩。可通过表面微纳加工或 PVD 沉积制备超疏水表面结构,降低熔融 CMAS 颗粒的润湿性<sup>[50]</sup>。

对系统内应力集中严重的高危区域和影响涂层内应力状态主要因素进行针对性改良可以有效提高 TBCs 的热寿命。提高 TGO 中的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  含量或是制备梯度涂层是一类有效干预 TGO 生成的方法。使用稀土离子稳定 YSZ 物相结构,减少由于物相转变造成的应力是目前的研究重点。除此之外,孔隙的存在可以释放内应力,但会为氧气渗入和 CMAS 侵入提供通道。在将来,应探寻其他释放系统内应力的方式,完善涂层的致密性。

### 4 结论

经过几十年的实践和研究,APS 已经被证明是最成熟的 YSZ TBCs 制备工艺。现有研究已表明涂层制备过程和热服役过程对 TBCs 的内应力演变影响巨大,合理对涂层进行改良也可以有效改善涂层的内应力状态和服役寿命。

(1) 不良喷涂工艺(尤其是过高或过低的喷涂距离)、冷却速度差异、过小的粉末粒径、系统内孔隙的分布和系统内部波动性的极端变化是

导致 TBCs 在制备过程中产生应力的主要因素。选择适宜的喷涂工艺与大尺寸 YSZ 粉末可在一定程度上增加涂层孔隙率,进而降低涂层内应力,然而喷涂距离过大或过小均可降低涂层沉积效果,造成涂层最早期内应力的产生。BC 层波动性和基体粗糙度均会影响 BC 层的应力。目前,有关晶体结构(如晶粒大小)对 TBCs 内应力影响方式的研究还较少,在未来,应更多地将目光聚焦在喷涂过程差异对 TBCs 晶体结构和内应力的影响上。

(2) TGO 生长或对上层涂层挤压破坏、ZrO<sub>2</sub> 相变、CTE 失配是 TBCs 热服役过程中产生内应力的主要原因。热服役中温度转变引起 ZrO<sub>2</sub> 相变和 BC 层表面出现 TGO,加速 TBCs 系统体积的变化及 CTE 差异,尖晶石相 TGO 自身也会产生大量生长应力。体积变化促使 TC/TGO 界面应力提高并产生裂纹,使 TC/TGO 界面成为 TBCs 内容易发生破裂的高危区域。目前,有关学者针对热服役过程中 TGO 生长、TBCs 内应力分布和 TGO 生长进行计算机模拟。在将来应更多地将模拟和试验验证相结合。

(3) 对 TBCs 寿命影响最大的内应力主要来源于热服役过程中 TGO 的生长应力、系统体积变化和 ZrO<sub>2</sub> 相变产生的应力。增加保护性 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 在 TGO 中的占比可以延缓尖晶石氧化物生长并降低其生长应力。更有效的方式是制备复合涂层以减少系统内的氧渗通道。在 TC 层中掺杂稀土离子可以稳定 ZrO<sub>2</sub> 物相结构,降低由于相变产生的内应力。将来可以综合采用多种改性方式,降低多方面来源的内应力。

### 参考文献

[1] GHASEMI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Comparison of microstructure and mechanical properties of

plasma-sprayed nanostructured and conventional yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings[J]. *Ceramics International*, 2013, 39(8): 8805–8813.

[2] ZHOU M, YAO W B, YANG X S, et al. In-situ and real-time tests on the damage evolution and fracture of thermal barrier coatings under tension: A coupled acoustic emission and digital image correlation method[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 240: 40–47.

[3] 李勇,高禄平,刘福广,等.基于真实组织的模拟技术在热障涂层热导率预测中的应用探索[J]. *材料保护*, 2021, 54(3): 9–14, 22.

LI Yong, GAO Luping, LIU Fuguang, et al. Application exploration on the thermal conductivity prediction of thermal barrier coating by the modeling technique based on real coating structure[J]. *Materials Protection*, 2021, 54(3): 9–14, 22.

[4] LEVIT M, GRIMBERG I, WEISS B Z. Residual stresses in ceramic plasma-sprayed thermal barrier coatings: Measurement and calculation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 206(1): 30–38.

[5] ZHAO P F, SUN C A, ZHU X Y, et al. Fracture toughness measurements of plasma-sprayed thermal barrier coatings using a modified four-point bending method[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 204(24): 4066–4074.

[6] 刘阳,雷基林,邓晰文,等.基于热障涂层的柴油机活塞热分析研究[J]. *内燃机工程*, 2021, 42(3): 67–73.

LIU Yang, LEI Jilin, DENG Xiwen, et al. Research on thermal analysis of piston in diesel engine based on thermal barrier coating[J]. *Chinese Internal Combustion Engine Engineering*, 2021, 42(3): 67–73.

[7] TAYLOR R, BRANDON J R, MORRELL P. Microstructure, composition and property relationships of plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1992, 50(2): 141–149.

[8] JANG B K, MATSUBARA H. Hardness and Young's modulus of nanoporous EB-PVD YSZ coatings by nanoindentation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 402(1–2): 237–241.

[9] 叶云,刘敏,易丹青,等.低压等离子喷涂 YSZ 热障涂层的组织结构[J]. *材料科学与工程学报*, 2007, 25(4): 630–633.

YE Yun, LIU Min, YI Danqing, et al. Microstructure of low pressure plasma sprayed YSZ thermal barrier coating[J]. *Journal of*

*Materials Science and Engineering*, 2007, 25(4): 630–633.

[10] 邝子奇,陈文龙,刘敏,等.粘结层预处理对 PS-PVD 沉积 7YSZ 热障涂层氧化行为的影响[J]. *表面技术*, 2017, 46(3): 84–90.

KUANG Ziqi, CHEN Wenlong, LIU Min, et al. Effect of bond Coats pretreatment on oxidation behavior of 7YSZ thermal barrier coating deposited by plasma spray-physical vapor deposition[J]. *Surface Technology*, 2017, 46(3): 84–90.

[11] 胡瑶.高温下 APS 法制备的 YSZ 热障涂层的微结构演化规律[D].湘潭:湘潭大学,2018.

HU Yao. Microstructure evolution of YSZ thermal barrier coatings prepared by APS at high temperature[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2018.

[12] 丁坤英,李志远,王者,等.基于分形方法的 YSZ 热障涂层有效热导率分析[J]. *中国表面工程*, 2020, 33(3): 104–110.

DING Kunying, LI Zhiyuan, WANG Zhe, et al. Analysis of YSZ effective thermal conductivity based on fractal theory[J]. *China Surface Engineering*, 2020, 33(3): 104–110.

[13] LIU Y, PERSSON C, MELIN S. Numerical modeling of short crack behavior in a thermal barrier coating upon thermal shock loading[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2004, 13(4): 554–560.

[14] SHEN Q, LI S Z, YANG L, et al. Coupled mechanical-oxidation modeling during oxidation of thermal barrier coatings[J]. *Computational Materials Science*, 2018, 154: 538–546.

[15] MATEJCEK J, SAMPATH S, BRAND P C, et al. Quenching, thermal and residual stress in plasma sprayed deposits: NiCrAlY and YSZ coatings[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(2): 607–617.

[16] SHI J Q, ZHANG T B, SUN B, et al. Isothermal oxidation and TGO growth behavior of NiCoCrAlY-YSZ thermal barrier coatings on a Ni-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 844: 156093.

[17] 庞铭,张啸寒.结构参数对等离子喷涂 Mo/8YSZ 功能梯度热障涂层残余应力的影响[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(6): 23–32.

PANG Ming, ZHANG Xiaohan. Effect of structural parameters on the residual stress of Mo/8YSZ functionally graded thermal barrier coating prepared by plasma spraying[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(6): 23–32.

[18] YU Z X, WANG W Z, WANG H

H. Effect of dimensions of non-bonded lamellar interfaces on the stress distribution in APS-TBCs[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2014, 23(8): 1436–1444.

[19] LI S J, AN Y L, ZHOU H D, et al. Plasma sprayed YSZ coatings deposited at different deposition temperatures, part 1: Splats, microstructures, mechanical properties and residual stress[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 350: 712–721.

[20] LEE K N, ELDRIDGE J I, ROBINSON R C. Residual stresses and their effects on the durability of environmental barrier coatings for SiC ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, 88(12): 3483–3488.

[21] RANJBAR-FAR M, ABSI J, SHAH-IDI S, et al. Impact of the non-homogenous temperature distribution and the coatings process modeling on the thermal barrier coatings system[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(2): 728–735.

[22] WANG Y, BAI Y, YUAN T, et al. Failure analysis of fine-lamellar structured YSZ based thermal barrier coatings with submicro/nano-grains[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 319: 95–103.

[23] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARI-AUX G, et al. Effect of residual stresses and prediction of possible failure mechanisms on thermal barrier coating system by finite element method[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(5): 1054–1061.

[24] ZHANG H S, WEI Y, YANG S S. Effect of substrate conditions on residual stresses of plasma-spraying YSZ/Sm<sub>2</sub>Zr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> thermal barrier coatings[J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 354–355: 29–32.

[25] KARS, PAULS, BANDYOPADHYAY P P. Processing and characterisation of plasma sprayed oxides: Microstructure, phases and residual stress[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2016, 304: 364–374.

[26] HUANG J B, WANG W Z, YU J Y, et al. Effect of particle size on the micro-cracking of plasma-sprayed YSZ coatings during thermal cycle testing[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2017, 26(4): 755–763.

[27] LONG Y, WANG Y Z, CHEN X H, et al. Influence of crack features on heat transfer characteristic and cracking behaviour of APS-YSZ coating: A numerical simulation study[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(15): 22209–22218.

[28] HUANG J B, WANG W Z, LU X, et al. Effect of particle size on the thermal shock resistance of plasma-sprayed YSZ coatings[J]. *Coatings*, 2017, 7(9): 150.

[29] SONG X M, ZHANG J M, LIN C C, et al. Microstructures and residual strain/stresses of YSZ coatings prepared by plasma spraying[J]. *Materials Letters*, 2019, 240: 217–220.

[30] MILLER R A. Current status of thermal barrier coatings: An overview[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1987, 30(1): 1–11.

[31] CHEN H, ZHOU X M, DING C X. Investigation of the thermomechanical properties of a plasma-sprayed nanostructured zirconia coating[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2003, 23(9): 1449–1455.

[32] KHAN A N, LU J, LIAO H. Effect of residual stresses on air plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 168(2–3): 291–299.

[33] SONG J N, LI S L, YANG X G, et al. Numerical study on the competitive cracking behavior in TC and interface for thermal barrier coatings under thermal cycle fatigue loading[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 358: 850–857.

[34] LIU D, SERAFFON M, FLEWITT P E J, et al. Effect of substrate curvature on residual stresses and failure modes of an air plasma sprayed thermal barrier coating system[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, 33(15–16): 3345–3357.

[35] MUTTER M, MAUER G, MÜCKE R, et al. Investigations on the initial stress evolution during atmospheric plasma spraying of YSZ by in situ curvature measurement[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2016, 25(4): 672–683.

[36] AN G S, LI W S, FENG L, et al. Isothermal oxidation and TGO growth behaviors of YAG/YSZ double-ceramic-layer thermal barrier coatings[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(17): 24320–24330.

[37] 郭会明, 刘志远, 田伟, 等. 带热障涂层单晶合金叶片模拟热冲击服役环境试验研究[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2021, 34(2): 33–38.

GUO Huiming, LIU Zhiyuan, TIAN Wei, et al. Simulated thermal shock service environmental tests of single crystal superalloy turbine blade with thermal barrier coating[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2021, 34(2): 33–38.

[38] HU Z C, WANG L, ZHUANG M X, et al. Influence of internal oxidation of the bond-coat on the residual stress around the TGO and failure modes of the APS-TBCs: A finite element simulation study[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(4): 5364–5373.

[39] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. *Science*, 2002, 296(5566): 280–284.

[40] JIANG P, FAN X L, SUN Y L, et al. Thermal-cycle dependent residual stress within the crack-susceptible zone in thermal barrier coating system[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, 101(9): 4256–4261.

[41] 王博, 刘洋, 王福德, 等. 航空发动机及燃气轮机涡轮叶片热障涂层技术研究及应用[J]. *航空发动机*, 2021, 47(S1): 25–31.

WANG Bo, LIU Yang, WANG Fude, et al. Research and application of thermal barrier coatings for aeroengine and gas turbine blades[J]. *Aeroengine*, 2021, 47(S1): 25–31.

[42] GIBMEIER J, BACK H C, MUTTER M, et al. Study of stability of microstructure and residual strain after thermal loading of plasma sprayed YSZ by through surface neutron scanning[J]. *Physica B: Condensed Matter*, 2018, 551: 69–78.

[43] 王者. TGO 演变对 YSZ 热障涂层界面性能和循环寿命的影响[D]. 天津: 中国民航大学, 2020.

WANG Zhe. Effect of TGO evolution on interfacial properties and cycle life of YSZ thermal barrier coatings[D]. Tianjin: Civil Aviation University of China, 2020.

[44] RONCALLO G, BARBARESCHI E, CACCIAMANI G, et al. Effect of cooling rate on phase transformation in 6wt%~8wt% YSZ APS TBCs[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 412: 127071.

[45] TEJA PASUPULETI K, DSOUZA S, THEJARAJU R, et al. Performance and steady state heat transfer analysis of functionally graded thermal barrier coatings systems[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5(14): 27936–27945.

[46] DONG T S, WANG R, DI Y L, et al. Mechanism of high temperature oxidation resistance improvement of double-layer thermal barrier coatings (TBCs) by La[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(7): 9126–9135.

[47] JONNALAGADDA K P, ERIKSSON R, YUAN K, et al. A study of damage evolution in high purity nano TBCs during thermal

cycling: A fracture mechanics based modelling approach[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(8): 2889–2899.

[48] JONNALAGADDA K P, ERIKSSON R, LI X H, et al. Fatigue life prediction of thermal barrier coatings using a simplified crack growth model[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2019, 39(5): 1869–1876.

[49] 郭巍, 马壮, 刘玲, 等. 航空发动机用热障涂层的 CMAS 侵蚀及防护 [J]. 现代技术陶瓷, 2017, 38(3): 159–175.

GUO Wei, MA Zhuang, LIU Ling, et al. CMAS corrosion and protection of thermal barrier coatings for aeroengine[J]. Advanced Ceramics, 2017, 38(3): 159–175.

[50] SCHLICHTING K W, PADTURE N P, JORDAN E H, et al. Failure modes in plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 342(1–2): 120–130.

[51] 张子凡, 韩彦冬, 王炜哲, 等. CMAS 渗透下热障涂层界面失效分析 [J]. 航空动力学报, 2021, 36(8): 1702–1711.

ZHANG Zifan, HAN Yandong, WANG Weizhe, et al. Interface failure analysis

of thermal barrier coatings under CMAS penetration[J]. Journal of Aerospace Power, 2021, 36(8): 1702–1711.

[52] HU Y, CAI C Y, WANG Y G, et al. YSZ/NiCrAlY interface oxidation of APS thermal barrier coatings[J]. Corrosion Science, 2018, 142: 22–30.

[53] 薛文利, 陆涛, 黄佳华, 等. 真空热处理对 APS–NiCoCrAlY+APS–YSZ 热障涂层热循环寿命的影响 [J]. 金属热处理, 2020, 45(12): 47–52.

XUE Wenli, LU Tao, HUANG Jiahua, et al. Effect of vacuum heat treatment on thermal cycling life of APS–NiCoCrAlY+APS–YSZ thermal barrier coating[J]. Heat Treatment of Metals, 2020, 45(12): 47–52.

[54] CHEN X L, GU L J, ZOU B L, et al. New functionally graded thermal barrier coating system based on LaMgAl<sub>11</sub>O<sub>19</sub>/YSZ prepared by air plasma spraying[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(8–9): 2265–2274.

[55] 王进双. 氧化锆热障涂层失效机理研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2018.

WANG Jinshuang. Failure mechanism of zirconia thermal barrier coating[D]. Wuhan:

Wuhan University of Technology, 2018.

[56] 刘延宽, 许婧, 李尧, 等. Eu<sup>3+</sup> 掺杂对 YSZ 热障涂层隔热性能与涂层界面断裂韧性的影响研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(5): 1699–1705.

LIU Yankuan, XU Jing, LI Yao, et al. Effect of Eu<sup>3+</sup> doping on thermal insulation property and interfacial fracture toughness of YSZ thermal barrier coatings[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(5): 1699–1705.

[57] LEONI M, JONES R L, SCARDI P. Phase stability of scandia-yttria-stabilized zirconia TBCs[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108–109: 107–113.

[58] LIU H F, LI S L, LI Q L, et al. Microstructure, phase stability and thermal conductivity of plasma sprayed Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> co-stabilized ZrO<sub>2</sub> coatings[J]. Solid State Sciences, 2011, 13(3): 513–519.

通讯作者: 李文戈, 教授, 博士, 主要研究方向为船舶及海洋工程结构物腐蚀、污损与防护, 材料表面工程与船机修复再制造技术, 涂料开发与应用。

## Research Status of Atmospheric Plasma Spraying YSZ Thermal Barrier Coating Internal Stress

ZHAO Yuantao<sup>1,2,3</sup>, ZHANG Shitao<sup>1</sup>, JIANG Tao<sup>1</sup>, GUO Leyang<sup>1</sup>, ZHANG Yangyang<sup>1</sup>,  
LI Wenge<sup>1</sup>, LIU Yanbo<sup>1</sup>, ZHANG Jing<sup>2</sup>

(1. Shanghai Maritime University, Shanghai 201306, China;

2. Shanghai Nanotechnology Promotion Center, Shanghai 200237, China;

3. Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**[ABSTRACT]** The preparation of yttrium-stabilized zirconia (YSZ) thermal barrier coatings (TBCs) using atmospheric plasma spraying (APS) has been extensively investigated. Internal stress is a major factor affecting the performance and service life of TBCs systems. Excessive internal stresses can cause the development and expansion of microcracks and lead to premature failure of YSZ TBCs. Early internal stresses are mainly caused by poor selection of the coating process, substrate and powder conditions, and cause early crack initiation and extension. High temperature phase changes in ZrO<sub>2</sub>, thermal growth oxide (TGO) growth and coefficient of thermal expansion (CTE) mismatch between ceramic and metallic materials are the main sources of internal stresses in TBCs in thermal service. Under internal stress, cracks sprout at the surface ceramic working layer (TC)/TGO or bonding layer (BC)/TGO interface, expand and lead to coating peeling failure. The main ideas to reduce the internal stresses in the system in order to extend the thermal service life of TBCs are to interfere with spinel TGO generation, to prepare composite coatings or to stabilise the ZrO<sub>2</sub> phase structure with rare earth particles.

**Keywords:** Thermal barrier coatings (TBCs); Atmospheric plasma spraying (APS); Yttria-stabilized zirconia (YSZ); Internal stress; Thermally grown oxide (TGO)

(责编 古东)