

NiCrAlY+YSZ 热障涂层循环氧化过程中的 TGO 增厚及失效行为

薛文利, 陆 涛, 黄佳华, 张永志

(中国航发上海商用航空发动机制造有限责任公司, 上海 201306)

摘 要:本工作采用大气等离子喷涂在 HA188 合金基材上制备 NiCrAlY+YSZ 热障涂层, 并进行了 1100、1120 和 1150 °C 3 个温度点的高温循环氧化行为对比研究。结果表明, 随着考核温度的升高, 热障涂层热循环失效寿命显著下降, 失效主要是由 YSZ/NiCrAlY 界面附近 YSZ 层中裂纹形成和扩展导致。XRD 分析表明循环失效后的 YSZ 与制备态的相结构一样, 均为非平衡四方相 t' -ZrO₂, 未发生 $t' \rightarrow c+m$ 相变。在热循环过程中, YSZ/NiCrAlY 界面形成的热生长氧化物层 (thermally grown oxide, TGO) 增厚基本符合“抛物线”规律, 并且 YSZ 中裂纹的产生和扩展与 TGO 的增厚直接相关。

关键词: 热障涂层; 热循环; TGO; 失效机制

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2667-06

随着航空发动机和燃气轮机的发展, 透平前的燃气温度不断提高。比如, 国外新型军用航空发动机的涡轮进口温度已达 1538~1871 °C, 而设计推重比 15~20 发动机的涡轮前进口温度将达到 2077 °C 以上^[1,2]。为了延长航空发动机和燃气轮机热端部件的使用寿命, 进一步提高其工作效率, 热障涂层 (thermal barrier coating, TBC) 广泛应用在燃烧室和涡轮叶片上。典型的热障涂层系统主要由陶瓷面层 (ceramic top coat, TC, 多为氧化钇稳定氧化锆 YSZ) 和 MCrAlY (M 代表 Ni, Co 或二者兼有) 金属粘结层 (bond coat, BC) 组成的双层结构。陶瓷层具有较低的热传导率, 为部件提供隔热保护; 金属粘结层既可提高陶瓷隔热层和基体之间的粘结强度, 又能有效阻止金属基体被氧化和热腐蚀。当涂层在高温环境下工作时, 粘结层会发生氧化, 在陶瓷层与粘结层之间生成一层热生长氧化物层 (thermally grown oxide, TGO), 其主要成分为三氧化二铝 (Al₂O₃)。MCrAlY 粘结层通常采用大气等离子喷涂 (APS)、超音速火焰喷涂 (HVOF)、低压等离子喷涂 (LPPS)、冷喷涂 (CGDS) 或真空等离子喷涂 (VPS) 工艺制备, 而陶瓷层则采用大气等离子喷涂 (APS) 和电子束物理气相沉积 (EB-PVD) 工艺制备。从技术效益方面考虑, 目前航空发动机燃烧室等热障涂层仍主要采用 APS 技术制备^[3-9]。

为了模拟航空发动机的热工作状态, 国际航空发动机公司通常采用燃烧器考核、热冲击考核和高温炉热循

环考核来评估热障涂层的工作性能。在高温条件下, 金属粘结层和陶瓷层之间的 TGO 生长是导致 TBC 失效的主要因素之一^[10-12]。因此, 研究 TGO 的生长及其与 TBC 失效的规律对理解和预防 TBC 失效具有重要意义。Chen 等人^[13,14]对分别采用 APS、HVOF 和 CGDS 工艺制备 CoNiCrAlY 粘结层的 TBC 进行 1050 °C 的循环氧化研究, 表明 APS 制备粘结层的 TGO 生长最快并且 TBC 循环寿命最短。通过对 TBC 进行预氧化处理, 可以抑制 VPS-CoNiCrAlY+APS-8YSZ 涂层热循环过程中 TGO 的增长, 进而 TBC 的热循环寿命也得到了提高。申造宇等人^[15]通过在 EB-PVD-YSZ 前对真空电弧离子镀 NiCrAlYSi 粘结层表面进行抛光、振动光饰、砂纸打磨及吹砂 4 种不同的表面处理, 发现振动光饰和吹砂处理后的试样 1100 °C 热循环寿命优于未处理的试样寿命, 而砂纸打磨和抛光处理后的试样寿命远低于未处理的试样寿命, 表明粘结层/面层界面粗糙度也是影响 TBC 热循环寿命的因素。

然而, 先前的研究者对热障涂层循环氧化研究的温度主要在 1100 °C 及以下, 并且缺少对 TGO 增厚和涂层失效过程的系统研究。本工作采用大气等离子技术在 HA188 合金的基体上制备 NiCrAlY+YSZ 热障涂层。通过在 1100、1120 和 1150 °C 的高温下对热障涂层试样进行热循环考核, 对 TGO 的生长和裂纹扩展过程进行观察和分析, 对比研究了其热循环氧化及失效行为。

收稿日期: 2021-07-01

基金项目: 上海市青年科技启明星计划 (20QB1406200)

作者简介: 薛文利, 男, 1985 年生, 本科, 中国航发上海商用航空发动机制造有限责任公司, 上海 201306, E-mail: xuewenli@ymail.com

1 实验

实验基体材料采用 $\Phi 25.4$ mm 的 HA188 高温合金棒材(40Co-22Cr-22Ni-14.5W-0.07La, 满足标准 AMS5772), 然后切割成 $\Phi 25.4$ mm \times 7 mm 的试样。涂层制备前, 采用 40#白刚玉对试样表面进行干式吹砂处理, 处理后的基体表面粗糙度 R_a 为 3.5~4.0 μ m。采用大气等离子喷涂技术 (F4 喷枪, Sulzer Metco) 在试样上依次喷涂厚度为 150~200 μ m 的 Ni-22Cr-10Al-1.0Y (Amdry 9625, Oerlikon Metco) 金属粘结层和厚度为 200~300 μ m 的 ZrO₂-8Y₂O₃ (Metco 204B-NS, Oerlikon Metco) 陶瓷面层, 喷涂后测得陶瓷表面粗糙度 R_a 为 4.8~7.1 μ m。

使用 CM 1600BL 热循环试验炉在大气环境下进行热循环考核。热循环考核参数为: 5~10 min 升温到考核温度, 温度均匀性满足 ± 7 $^{\circ}$ C, 保温 45~50 min, 然后风扇加速冷却 5 min 降至 200 $^{\circ}$ C 以下, 重复以上循环, 每个循环 1 h。当涂层剥落面积超过 20%时判定为涂层失效, 其失效时的循环数作为涂层的热循环寿命。依据 1100、1120 和 1150 $^{\circ}$ C 的考核温度分 3 组进行, 每组分别在 10、20、60、100、200 循环及之后每 100 循环间隔取出一个试样直至涂层失效, 将取出试样进行剖切后观察。并使用 Bruke D8 Advance X 射线衍射仪 (Cu 靶, K α 辐射) 对考核前后的 8YSZ 陶瓷层相结构进行表征。

所有样品使用厚度小于 1 mm 的 SiC 砂轮片进行切割, 切割后样品使用环氧树脂进行冷镶。固化后使用 SiC 砂纸研磨试样至 1200#, 之后使用 SiC 悬浮液进行精细抛光。抛光完成后使用丙酮进行超声波清洗, 再用乙醇清洁后烘干。最后进行表面喷碳处理。

制成的金相试样在配有能量谱仪 (EDS) 的 SIGMA500 扫描电子显微镜 (SEM) 下进行观察分析, 为了能够准确获得有效数据, 在不同倍数下沿每个试样的面层/粘结层界面均匀拍摄 20~50 张 SEM 照片。使用 ImageJ 软件对显微组织图片进行分析, 测量 TGO 的面积和长度以及裂纹长度。其中涂层试样中最大裂纹长度为该试样所有截面显微照片中测得的裂纹最大长度, 用 α_{max} 表示; 参照 Chen 等人的研究^[14], 本研究使用 TGO 平行段的平均厚度定义为 TGO 厚度:

$$\delta_{eq} = \frac{\sum S_{TGO}}{\sum L_{TGO}} \quad (1)$$

式中, δ_{eq} 为涂层 TGO 平行段的平均厚度, S_{TGO} 为涂层横截面上 TGO 平行段的面积, L_{TGO} 为涂层横截面上 TGO 平行段的长度。

2 结果和讨论

2.1 制备态试样显微结构

由图 1 制备态的显微组织可以看出, 在粘结层中, NiCrAlY 颗粒呈片状分布在 NiCrAlY 粘结层内, 颗粒间存在明显的间隙, 并且在 NiCrAlY 颗粒之间的界面上可见黑色片状氧化物。在面层中, YSZ 颗粒也呈片状分布, YSZ/YSZ 界面存在较多的界面间隙, YSZ 颗粒/YSZ 颗粒间最大界面长度约为 140 μ m。YSZ/NiCrAlY 界面具有较大的粗糙度, 平均轮廓波长约为 90 μ m, 平均幅值约为 30 μ m。

2.2 涂层循环寿命和失效模式

表 1 为涂层试样失效时的循环寿命, 每组内试样的寿命具有较好的一致性, 表明试样制备和考核过程具备较好的稳定性。随着考核温度从 1100 $^{\circ}$ C 升至 1150 $^{\circ}$ C, TBC 的平均循环寿命从 1310 循环降到了 436 循环, 热循环寿命显著下降。

由图 2 试样在不同温度下考核失效后的显微组织可以看出, 3 组试样的主裂纹均在 TGO 附近的 YSZ 层, 偶尔也会沿着 TGO/NiCrAlY 界面分离。YSZ/NiCrAlY 界面和 NiCrAlY 粘结层内部产生了大量灰色和黑色的氧化物, 并且 TGO 的厚度随着考核温度的升高也随之增大。

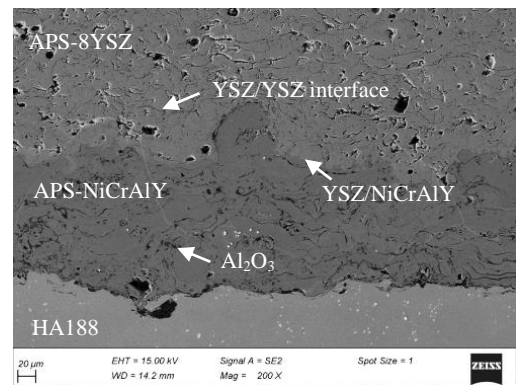


图 1 喷涂制备态热障涂层显微组织
Fig.1 Microstructure of as-sprayed TBC

表 1 热障涂层试样失效时循环数

Table 1 Number of cycles to failure for TBC samples

Test temperature/ $^{\circ}$ C	Number of failed samples	Number of cycles to failure						Average
		1	2	3	4	5	6	
1100	6	1260	1280	1300	1340	1340	1340	1310
1120	2	700	760	-	-	-	-	730
1150	5	420	420	420	460	460	-	436

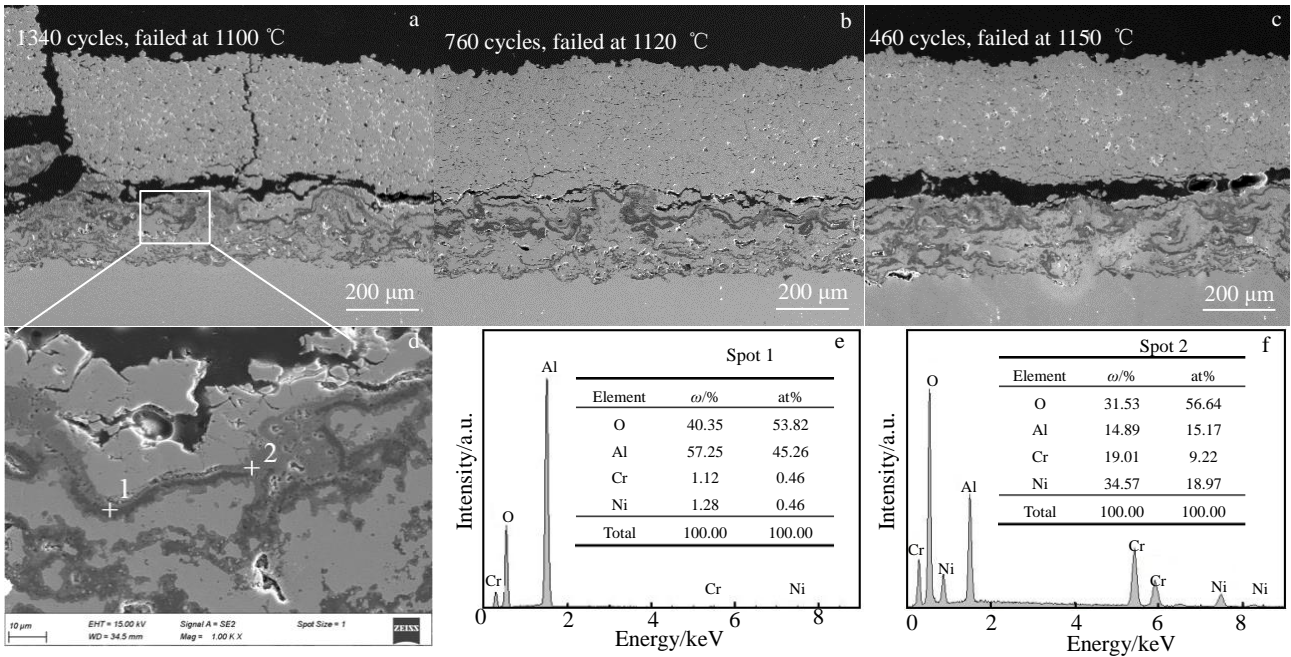


图 2 热障涂层失效后的显微组织和 EDS 分析

Fig.2 Microstructures of failed TBCs at different thermal cyclic temperatures: (a) 1100 °C, 1340 cycles; (b) 1120 °C, 760 cycles; (c) 1150 °C, 460 cycles; (d) enlarged view of TGO marked in Fig.2a; EDS spectra and element content of spot 1 (e) and spot 2 (f) marked in Fig.2d

图 2e 为黑色氧化物(点 1)的 EDS 分析,其成分为 Al_2O_3 。而灰色氧化物(点 2)中除含有 Al 以外还有 Cr 和 Ni(图 2f), 所以为该 3 种元素的混合氧化物。该成分与其它研究相似^[16], 主要是由于在循环氧化过程中, NiCrAlY 粘结层中 Al 消耗到一定程度后, 在 Al_2O_3 层的附近开始生成铬的氧化物 ($(Cr,Al)_2O_3$), 再往后还会生成尖晶石 ($Ni(Cr,Al)_2O_4$), 所以灰色氧化物主要为 $(Cr,Al)_2O_3+Ni(Cr,Al)_2O_4+NiO$, 简称为 CSN。

2.3 YSZ 相结构分析

图 3 是 TBC 制备态和不同温度循环失效后 YSZ 表

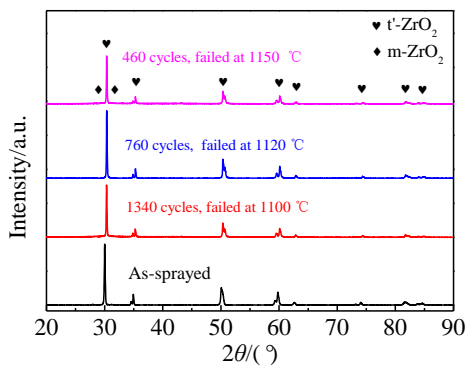


图 3 制备态和不同温度循环失效后 TBC 表面 XRD 图谱

Fig.3 Surface XRD patterns of as-sprayed TBC and failed TBCs after different temperature thermal cycles

面的 XRD 图谱。分析表明, 制备态和 1100、1120、1150 °C 考核失效后 YSZ 面层均为亚稳四方相 t' - ZrO_2 , 未发现单斜相 m - ZrO_2 。当 8YSZ 长时间处在 1200 °C 以上高温时, 亚稳四方相 (t') 会分解为四方相 (t) 和立方相 (c), t 相在循环冷却过程中会发生向 m 相破坏性转变(伴有 3%~5% 的体积膨胀), 诱发 TBC 失效^[17]。因为本次热循环考核 YSZ 面层未发生 $t' \rightarrow c+m$ 相变, 所以 TBC 失效不是 YSZ 相变引起的。

2.4 涂层热循环过程中显微组织变化

在 3 组试样中, TBC 热循环过程中显微组织变化过程基本相同。如图 4 热障涂层 1100 °C 热循环过程显微组织所示, 经过 10 个循环考核后, 在 YSZ/NiCrAlY 界面上氧化形成 2~3 μm 厚的黑色 Al_2O_3 层, 并且 NiCrAlY 粘结层内部层间也出现了相同的氧化层。表明界面的 TGO 还不够连续和致密来阻止外界 O_2 向内扩散, 其主要原因是 APS-NiCrAlY 制备过程容易造成粉末中的 Al 消耗, 并且制备的涂层颗粒界面上具有较多的氧化物和孔隙。

随着热循环次数的增加, TGO 的厚度逐渐增大。伴随涂层中 Al 的氧化消耗, 首先在 YSZ/NiCrAlY 界面 TGO 上产生 CSN(如图 4b)并继续生长, 随之在 NiCrAlY 粘结层内局部也产生 CSN(如图 4d), 并且 TGO 的厚度增长也逐渐变缓, 再往后, CSN 与 Al_2O_3 开始反应, 将早期生成的 Al_2O_3 转换为 CSN^[16]。图 5 为涂层热

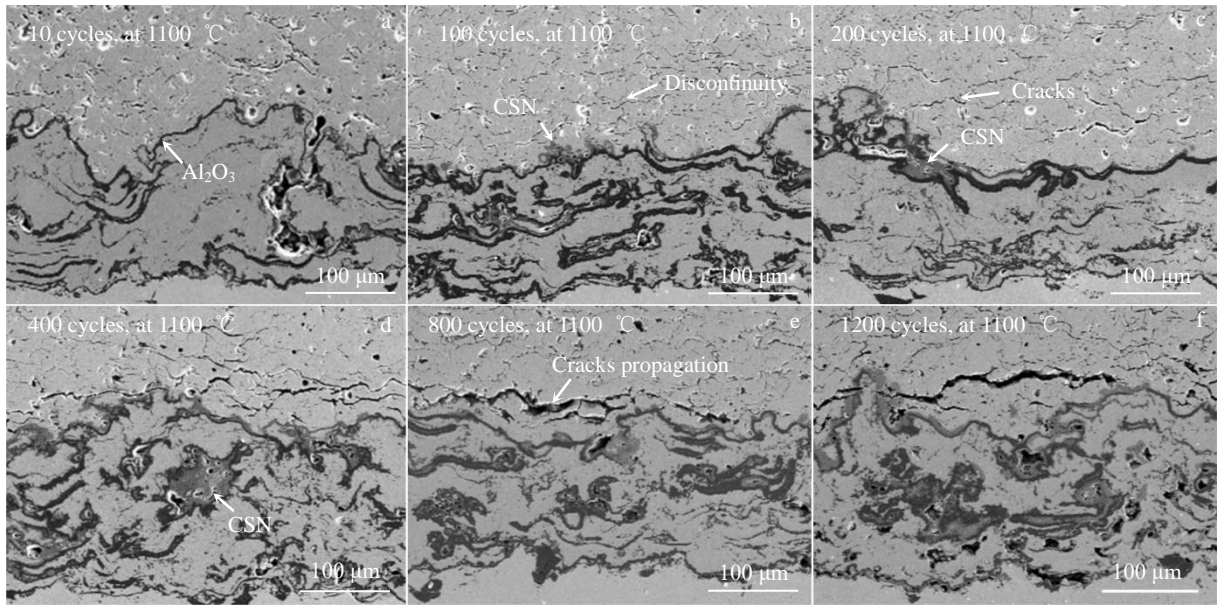


图 4 1100 °C 热循环过程中热障涂层显微组织

Fig.4 Microstructures of the TBCs during thermal cycling process at 1100 °C: (a) 10 cycles, (b) 100 cycles, (c) 200 cycles, (d) 400 cycles, (e) 800 cycles, and (f) 1200 cycles

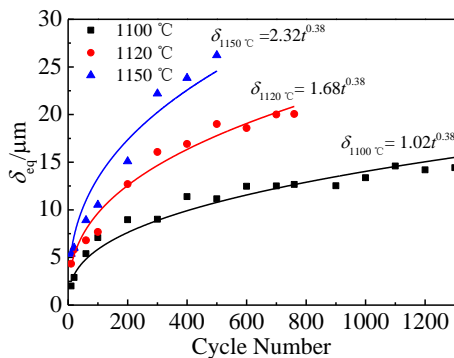


图 5 热循环过程中 TGO 厚度演变行为

Fig.5 Evolution of TGO thickness during thermal cycling process

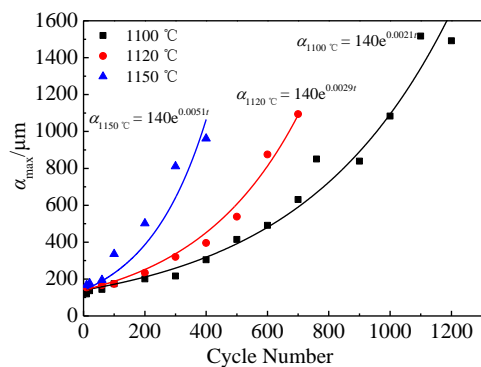


图 6 热循环过程中热障涂层最大裂纹长度演变行为

Fig.6 Evolution of maximum crack length in TBCs during thermal cycling process

循环过程中 YSZ/NiCrAlY 界面 TGO 厚度的变化，与 Beck 等人研究^[18]相似，TGO 的增长曲线基本呈现“抛物线”规律，整体满足以下公式：

$$\delta = k_p t^n \tag{2}$$

式中， δ 为 TGO 厚度， k_p 为氧化速度常数， t 为氧化循环数， n 为常数。

在循环氧化过程中，由于 Al 的不断消耗，以及涉及氧化物由 Al_2O_3 转换为 CSN 的过程。氧化速度常数并没有很好地满足 Arrhenius 公式 (3)，并且在 1150 °C 时表现为较差的拟合性。

$$k_p(t) = C \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{3}$$

式中， k_p 为氧化速度常数， C 为系数， Q 为增厚表观激活能， R 为气体常数， T 为温度。

涂层中的裂纹首先出现在 YSZ/YSZ 晶粒之间的界面上，经过 200 循环后，在 YSZ/NiCrAlY 界面波谷上方约 50 μm 的位置上已经出现明显的裂纹开裂和扩展。随着循环数的增加，该位置的裂纹进一步扩展和合并，最终导致涂层的断裂失效。图 6 为涂层横截面上测量到的最大裂纹长度与循环数的关系，拟合的曲线满足以下公式：

$$\alpha = \alpha_0 \exp(ct) \tag{4}$$

式中， α 为热障涂层中最大裂纹长度， α_0 为 YSZ 颗粒/YSZ 颗粒间最大界面长度， c 为常数， t 为氧化循环数。

由于裂纹主要是在 YSZ 内扩展,这里将制备态 YSZ 固有的横向裂纹作为初始裂纹长度。

2.5 涂层失效机制分析和讨论

TBC 热循环失效的因素较为复杂,主要有以下几个方面^[7,18-21]: (1) 各层材料的热膨胀系数差异 (TGO: $(8\sim 9)\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 、NiCrAlY: $(13\sim 16)\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ 、YSZ: $(11\sim 13)\times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), 在热循环过程中产生较大的热应力; (2) YSZ/NiCrAlY 界面 TGO 的形成和变化。由金属和氧化物的体积比 (PBR) 可知, Al_2O_3 、NiO 和 Cr_2O_3 的 PRB 分别为 1.28、1.67 和 1.95, 因此, 随着 TGO 的生长, 尤其在由 Al_2O_3 转换为 CSN 的过程中, TGO 内部将产生 GPa 级别的压应力。此外, 随着 TGO 厚度的增加, 涂层内由热膨胀系数差异引起的热应力分布情况也将发生变化; (3) YSZ/NiCrAlY 界面形貌和粗糙度; (4) 粘结层的元素扩散和氧化造成的成分组织变化, 陶瓷层的烧结及相变, 以及热循环过程中涂层系统的蠕变等。

关于热障涂层的失效机理和寿命预测, 各国学者进行了大量研究, 在理论分析方面, 通过采用解析法和有限元方法建立了多种分析模型^[22-26]。研究分析表明, 由于 TGO 具有较低的热膨胀系数, 热循环冷却阶段 TGO 内部将产生压力, 随着面层和粘结层界面间的 TGO 厚度变化, 导致陶瓷层不规则的波谷处应力分布发生改变, 如图 7 所示, 当 TGO 厚度达到 $9 \mu\text{m}$ 时, 波谷位置的应力已经由压应力完全转变为拉应力。由涂层热循环过程显微组织可以看出 (图 4), 在 $1100 \text{ } ^\circ\text{C}$ 以上高温热循环时, 初期在涂层内并没有产生明显裂纹, 由于 YSZ/NiCrAlY 界面上 TGO 快速增长, 在 200 循环时 TGO 厚度生长至约 $9 \mu\text{m}$, 在 TGO 波谷上方的 YSZ/YSZ 界面开始产生裂纹, 由此可以推断, YSZ/NiCrAlY 界面上 TGO 快速增长是导致涂层开裂的主要原因。在热循环过程中, 随着考核温度的升高, TGO 的生长速度加快, 裂

纹的形成速度也显著增加 (图 5 和图 6)。另一方面, 与 TGO 和陶瓷面层相比, 金属粘结层具有较低的屈服强度, 尤其在高温下的塑性屈服非常明显。在热循环过程中, TGO 的生长和快速冷却均导致 TGO 内产生压应力, 由于“棘轮效应”TGO 波谷处将向粘结层内形变, 最终导致波谷上方的面层内裂纹进一步扩展和合并, 最终导致涂层的断裂失效^[21,27]。

3 结论

1) 在 1100 、 1120 和 $1150 \text{ } ^\circ\text{C}$ 的 1 h 热循环中, APS-NiCrAlY+APS-YSZ 热障涂层失效模式相同, 主要是在 YSZ/TGO 界面附近的 YSZ 面层开裂失效。随着热循环考核温度由 $1100 \text{ } ^\circ\text{C}$ 升高至 $1150 \text{ } ^\circ\text{C}$, TBC 循环寿命显著下降, 由 1310 循环降至 436 循环。

2) 循环失效后的 YSZ 与制备态的相结构一样, 均为非平衡四方相 $t'\text{-ZrO}_2$, 未发生 $t'\rightarrow c+m$ 相变。

3) TBC 在 1100 、 1120 和 $1150 \text{ } ^\circ\text{C}$ 热循环考核过程中首先在 YSZ/NiCrAlY 界面和金属粘结层内氧化生成黑色的 Al_2O_3 , 随着氧化过程中 Al 的消耗, 氧化物逐渐转变为灰色的 $(\text{Cr,Al})_2\text{O}_3+\text{Ni}(\text{Cr,Al})_2\text{O}_4+\text{NiO}$ 的混合氧化物。氧化物增厚过程基本符合“抛物线”规律, 氧化物的增长速率随着考核温度的升高而显著加快。

4) 热障涂层开裂失效主要与 YSZ/NiCrAlY 界面 TGO 的生长相关, 在冷却过程中由于其较低的热膨胀系数在 TGO 波谷附近产生拉应力, 导致该部位 YSZ/YSZ 界面首先开裂。此外, TGO 波谷在热循环过程中受“棘轮效应”逐渐向粘结层内形变, 导致波谷上方 YSZ 内裂纹进一步扩展和合并, 最终导致涂层的断裂失效。

参考文献 References

- [1] Clarke D R, Oechsner M, Padture N P. *MRS Bulletin*[J], 2012, 37(10): 891
- [2] Wang You(王 铀), Wang Liang(王 亮), Liu Saiyue(刘赛月) *et al.* *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2016, 29(1): 16
- [3] Feuerstein A, Knapp J, Taylor T *et al.* *Therm Spray Technol*[J], 2008, 17(2): 199
- [4] Miller R A. *Surf Coat Technol*[J], 1987, 30(1): 1
- [5] Meier S M, Gupta D K, Sheffler K D. *JOM*[J], 1991, 43: 50
- [6] Goward G W. *Surf Coat Technol*[J], 1998, 108-109: 73
- [7] Zhou Yichun(周益春), Liu Qixing(刘奇星), Yang Li(杨 丽) *et al.* *Chinese Journal of Solid Mechanics*(固体力学学报)[J], 2010, 31(5): 504
- [8] Beck T, Trunova O, Herzog R *et al.* *Energy and Power Engineering*[J], 2013, 33(4): 647
- [9] Guo Hongbo(郭洪波), Gong Shengkai(宫声凯), Xu Huibin(徐惠彬). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2009, 28(9-10): 18

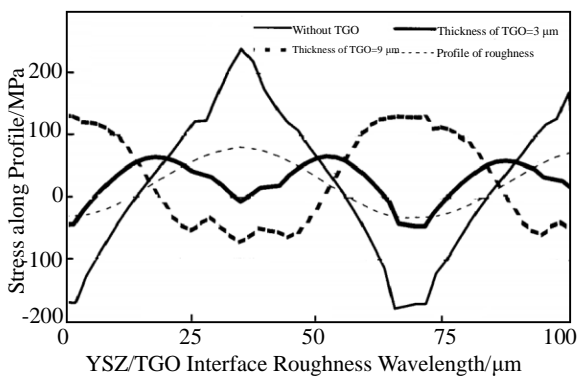


图7 等离子喷涂热障涂层中距 YSZ/TGO 界面 $5 \mu\text{m}$ 面层中应力分布

Fig.7 Stress distribution in the APS-TBC at a distance of $5 \mu\text{m}$ from YSZ/TGO interface^[23]

- [10] Vaßen R, Cernuschi F, Rizzi G *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2008, 10(10): 907
- [11] Bolcavage A, Feuerstein A, Foster J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2004, 13(4): 389
- [12] Traeger F, Vaßen R, Rauwald K H *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2003, 5(6): 429
- [13] Chen W R, Irissou E, Wu X *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2011, 20(1): 132
- [14] Chen W R, Wu X, Marple B R *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(16): 3787
- [15] Shen Zaoyu(申造宇), Huang Guanghong(黄光宏), He Limin(何利民) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(3): 776
- [16] Chen W R, Wu X, Marple B R *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2005, 197(1): 109
- [17] Li Wensheng(李文生), Zhang Yi(张义), An Guosheng(安国升) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 3961
- [18] Beck Tilmann, Herzog Roland, Trunova Olena *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2008, 202(24): 5901
- [19] Padture Nitin P, Gell Maurice, Jordan Eric H. *Science*[J], 2002, 296: 279
- [20] Wang Tiejun(王铁军), Fan Xueling(范学龄). *Thermal Barrier Coating Strength Theory and Testing Technology*(热障涂层强度理论与检测技术)[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 2016: 24
- [21] Evans A G, Mumm D R, Hutchinson J W *et al. Progress in Materials Science*[J], 2001, 46(5): 505
- [22] Wei Hongliang(魏洪亮), Yang Xiaoguang(杨晓光), Qi Hongyu(齐红宇) *et al. Journal of Aerospace Power*(航空动力学报)[J], 2008(2): 270
- [23] Ranjbar-Far M, Absi J, Mariaux G. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2012, 21(6): 1234
- [24] Ranjbar-Far M, Absi J, Mariaux G *et al. Materials & Design*[J], 2010, 31(2): 772
- [25] Vaßen R, Kerckhoff G, Stöver D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 303(1-2): 100
- [26] Yao Yudong(姚玉东), Ai Yanting(艾延廷), Song Chun(宋春) *et al. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2022, 43(1): 566
- [27] He M Y, Evans A G, Hutchinson J W *et al. Acta Materialia*[J], 2000, 48(10): 2593

Behavior of TGO Growth and Failure of NiCrAlY+YSZ TBC During Cyclic Oxidation

Xue Wenli, Lu Tao, Huang Jiahua, Zhang Yongzhi

(AECC Shanghai Commercial Aircraft Engine Manufacturing Co., Ltd, Shanghai 201306, China)

Abstract: NiCrAlY+YSZ thermal barrier coatings (TBCs) were deposited on HA188 alloy using air plasma spraying technique. The cyclic oxidation behavior of TBCs was studied at 1100, 1120 and 1150 °C high temperatures. The results indicate that the lifetime of TBCs significantly decreases with the increasing of thermal cyclic temperature. The failure of TBCs is attributed to the formation and propagation of crack in YSZ layer near the YSZ/NiCrAlY interface. XRD analysis indicates that the phase composition of YSZ top coat has no change during all thermal cyclic process, and keeps the same metastable tetragonal-prime (t' -ZrO₂) structure and no $t' \rightarrow c+m$ phase transition occurs. During thermal cycling process, the growth of thermally grown oxide (TGO) formed at YSZ/NiCrAlY interface basically follows a parabolic law and has an important effect on the formation and propagation of crack in YSZ.

Key words: thermal barrier coating; cyclic oxidation; TGO; failure mechanism

Corresponding author: Lu Tao, Ph. D., AECC Shanghai Commercial Aircraft Engine Manufacturing Co., Ltd, Shanghai 201306, P. R. China, E-mail: lut@nicyd.org.cn