

服役环境对涡轮导向叶片热障涂层失效模式的影响

韩志勇, 张涛, 郭万森, 王者, 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: **目的** 基于服役环境下热障涂层失效行为的复杂性, 分析服役环境对涡轮导向叶片热障涂层的影响, 并总结涡轮导向叶片热障涂层的失效模式。**方法** 针对服役环境下某型民用航空发动机涡轮导向叶片, 使用 UG 软件建模, 并且采用 FLUENT 软件对其进行三维共轭传热计算, 结合热障涂层宏观形貌、钙镁铝硅酸盐 (CMAS) 侵蚀行为、热生长氧化物 (TGO) 的生长情况, 以及孔隙率和硬度的变化, 通过引入涂层损伤系数, 建立一种新的热障涂层区域失效评估模式, 综合分析服役环境对涡轮导向叶片热障涂层区域化失效模式的影响。**结果** 在经历了 8 500 h 服役后, 涡轮导向叶片表面热障涂层的失效模式因服役环境的局部差异而不同。叶片前缘区域最高温度达到 1 501.69 K, 发生了严重的低熔点氧化物侵蚀, 导致陶瓷层的孔隙率降至 11.909%, TGO 等效厚度生长至 1.870 μm 。后缘区域的最低温度为 980.46 K, 未见 CMAS 侵蚀, 陶瓷层的孔隙率降至 13.701%, TGO 等效厚度生长至 2.676 μm 。叶盆、叶背表面平均温度分别为 1 363.47 K 和 1 264.14 K, 发生了轻度低熔点氧化物侵蚀, 陶瓷层的孔隙率分别降至 12.176% 和 13.371%, TGO 等效厚度生长至 6.959 μm 和 3.742 μm 。**结论** 叶片前缘涂层烧结损伤系数为 1.021 2, TGO 损伤系数为 0.269 1, 主要失效模式为陶瓷层烧结。叶片后缘涂层烧结损伤系数为 0.599 8, TGO 损伤系数为 0.385 0, 失效模式为以烧结为主、TGO 增厚为辅的联合失效, 叶盆、叶背涂层烧结损伤系数分别为 0.958 6 和 0.677 4, TGO 损伤系数分别为 1.001 6 和 0.538 4, 主要失效模式均为烧结与 TGO 增厚并行的联合失效。

关键词: 涡轮导向叶片; 热障涂层; 区域化; 温度场; 失效模式

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2023)04-0261-11

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.04.023



扫码查看文章讲解

Effects of Service Environment on Failure Modes of Thermal Barrier Coatings on Turbine Guide Blades

HAN Zhi-yong, ZHANG Tao, GUO Wan-sen, WANG Zhe, DING Kun-ying

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

收稿日期: 2022-04-20; 修订日期: 2022-06-29

Received: 2022-04-20; Revised: 2022-06-29

基金项目: 中央高校基本科研业务经费重点项目 (3122019189); 天津市研究生科研创新项目 (2021YJSO2B08)

Fund: Key Projects for Basic Business Funds of Central Universities (3122019189); Tianjin Postgraduate Research Innovation Project Grant (2021YJSO2B08)

作者简介: 韩志勇 (1970—), 男, 博士。

Biography: HAN Zhi-yong (1970-), Male, Doctor.

通讯作者: 丁坤英 (1981—), 男, 博士。

Corresponding author: DING Kun-ying (1981-), Male, Doctor.

引文格式: 韩志勇, 张涛, 郭万森, 等. 服役环境对涡轮导向叶片热障涂层失效模式的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(4): 261-271.

HAN Zhi-yong, ZHANG Tao, GUO Wan-sen, et al. Effects of Service Environment on Failure Modes of Thermal Barrier Coatings on Turbine Guide Blades[J]. Surface Technology, 2023, 52(4): 261-271.

ABSTRACT: As the service environment of turbine guide vanes becomes more and more severe, more and more attention is paid to the thermal barrier coating failure problem. However, there are still some shortcomings in the structure and performance evolution and failure behavior of the surface thermal barrier coating of turbine guide blades under real operating conditions. It is necessary to further improve the failure mechanism of the surface thermal barrier coating of turbine guide blades, and it is important to study different damage behaviors to establish a regionalized failure mode of the thermal barrier coating. In this paper, UG software was used to model and FLUENT software was used to calculate the three-dimensional conjugate heat transfer of a civil aero-engine turbine guide blade under service environment. Corresponding constant temperature test was conducted by collecting the temperature of flow field in each region. And scanning electron microscope and energy spectrometer were used to investigate the macro-microscopic morphology of the thermal barrier coating. The thermal barrier coating was subject to 0 h, 20 h, 50 h and 100 h of constant temperature oxidation. The macro and micro morphology of thermal barrier coating, the erosion behavior of calcium-magnesium-aluminosilicate (CMAS) and the growth of thermal growth oxide (TGO) as well as the changes of porosity and hardness were measured with scanning electron microscopy and energy spectroscopy. A new regional failure assessment model of thermal barrier coating was established by introducing coating damage coefficients, and the effects of service environment on the regionalized failure mode of the thermal barrier coating of aero-engine turbine guide blades was comprehensively analyzed. The results showed that after 8 500 hours of service, the failure mode of the thermal barrier coating on the surface of the turbine guide blade varied according to the local differences of the service environment. The highest temperature in the leading edge of the blade was 1 501.69 K, where severe low melting point oxide erosion occurred, resulting in the porosity of the ceramic layer dropping to 11.909% and the TGO equivalent thickness grew to 1.870 μm ; The lowest temperature in the trailing edge was 980.46 K, where no CMAS erosion was observed and the porosity of the ceramic layer dropped to 13.701% and the TGO equivalent thickness grew to 2.676 μm . The average temperature of leaf basin and leaf back surface was 1 363.47 K and 1 264.14 K, respectively, and mild low melting point oxide erosion occurred, the porosity of ceramic layer decreased to 12.176% and 13.371%, respectively. The TGO equivalent thickness grew to 6.959 μm and 3.742 μm , respectively. The complex operating conditions of the final turbine guide blade led to different structural evolution and failure modes of the coating in each region. The leading edge of the blade coating had increased the oxygen diffusion activation energy to $Q_0=105.6$ kJ/mol due to severe CMAS erosion. The sintering damage factor is 1.021 2 and the TGO damage factor is 0.269 1, and the main failure mode is ceramic layer sintering. The sintering damage factor of the blade trailing edge coating is 0.599 8 and the TGO damage factor is 0.385 0, and the failure mode is a joint failure with sintering as the main factor and TGO thickening as the secondary factor. The sintering damage coefficient of leaf basin and leaf back coating is 0.958 6 and 0.677 4 respectively, and the TGO damage coefficient is 1.001 6 and 0.538 4 respectively, the main failure mode is the joint failure of sintering and TGO thickening. According to the above regionalized failure mode of turbine guide blade thermal barrier coating, each area of the blade can be treated with different modes of damage resistance in the future to provide direction for the subsequent life extension of turbine guide blades.

KEY WORDS: turbine guide blade; thermal barrier coating; regionalization; temperature field; failure mode

为了抵抗高温气流的冲击、外物沉积及高压荷载等的影响,会在航空发动机涡轮导向叶片表面涂覆热障涂层(Thermal Barrier Coatings, TBCs)。涡轮导向叶片的工作环境较恶劣,经长时间工作后会出现烧蚀、裂纹等损伤^[1-2]。唐诗白等^[3]研究发现,航空发动机的热障涂层存在氧化、烧结、钙镁铝硅酸盐(CMAS)或颗粒冲击等多种失效模式。Shi等^[4]研究了高温环境中热生长氧化物(Thermally Grown Oxides, TGO)的生长行为,研究表明,尖晶石类氧化物对TBCs的稳定性和寿命有害。Song等^[5]研究了TGO非均匀扩展对应力演化和界面裂纹萌生的影响,研究表明,非均匀生长将会增大陶瓷层(TC)中的残余应力,导致裂纹萌生。Vidal-Setif等^[6]研究了

CMAS对高压涡轮导向叶片表面涂层退化行为的影响。Qiao等^[7]对等离子体喷涂热障涂层进行了深入研究,结果表明,随着高温暴露时间的延长,孔隙率呈下降趋势,这会影响涂层的力学性能,进而加速涂层的失效。Zhu等^[8]建立了热障涂层涡轮导向叶片三维有限元模型,对热障涂层进行了温度和应力场分析,预测了热障涂层的危险区域,为进一步研究热障涂层失效行为奠定了基础。

以上研究表明,热障涂层的失效行为与环境有关,涡轮导向叶片的服役环境较复杂,其表面热障涂层可能存在多种失效模式共存的情况。由此,文中采用有限元方法计算分析叶片表面热障涂层的温度分布,并与叶片表面热障涂层的宏微观形貌、CMAS侵

蚀行为、TGO 生长情况、孔隙率和硬度相结合, 分析叶片表面热障涂层的失效模式, 建立热障涂层区域化失效评估模式。

1 数值模型与计算

1.1 数值模拟过程

1.1.1 叶片流体动力学分析流程

采用三维建模软件 UG 建立商用航空发动机涡轮导向叶片的真实叶型, 并在 Workbench 平台下采用 Fluent 软件进行气热耦合计算, 再将结果导入 CFD-post 模块中并进行温度分布分析, 具体过程如图 1 所示。

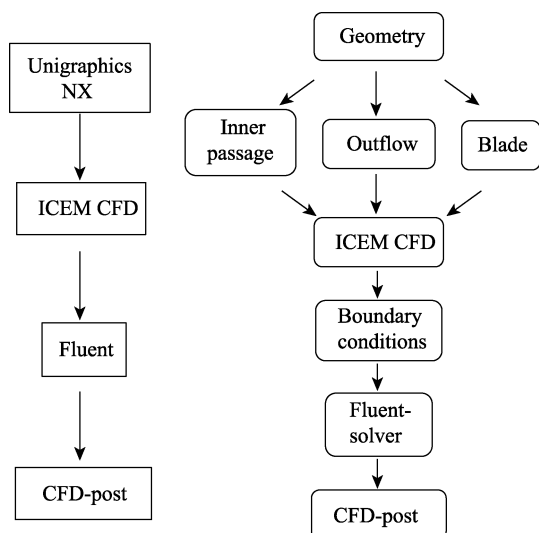


图 1 涡轮导向叶片热稳态分析过程

Fig.1 Thermal steady-state analysis of turbine guide blades

1.1.2 传热基本控制方程

在计算叶片传热时, 选择能量方程和湍流方程。在计算过程中不考虑热辐射的存在, 只考虑热传导和热对流 2 种形式。其中, 热传导表示的导热现象可由

Fourier 定律进行描述, 见式 (1)。

$$\Phi_1 = -\lambda A \frac{dt}{dx} \quad (1)$$

式中: Φ_1 为导热热量, W; λ 为导热系数, $W \cdot m^2/K$ 。热对流形式的热能传递的数学公式见式 (2)。

$$\Phi_2 = h \cdot A \Delta T \quad (2)$$

式中: Φ_2 为对流热量, W; h 为表面传热系数或对流换热系数, $W \cdot m^2/K$; ΔT 为高温度的绝对温差, 其值始终大于 0, K。

对于固体域, 其内部不涉及流体流动, 所以只考虑热传导的传热方式。故将热辐射和热对流在能量方程中略去, 可以将能量方程简化为式 (3)。

$$\frac{\partial(\rho TC_{ps})}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + S_E \quad (3)$$

式中: C_{ps} 为固体比热容, 不同材料对应不同的取值, $W/(kg \cdot K)$; S_E 为固体域内部能量的源项; T 为固体温度, K。

1.1.3 几何建模

文中运用的三维涡轮导向叶片几何结构如图 2 所示, 整体模型包括流体域和固体域。如图 2a 所示, 流体域为高温燃气和低温冷气, 固体域为带有热障涂层的叶片。叶片高度为 56 mm, 弧长为 86 mm, 如图 2b 所示。叶片 1、2 号腔室均为冷气腔, 冷气由叶根进入腔内, 1 号腔室中的冷气通过导流片从叶尖排出, 2 号腔室中的冷气通过开缝沿切线方向喷射, 最终实现对流与气膜双冷却, 如图 2c 所示。由于只考虑了该阶段的温度对涂层失效的影响, 所以将金属基底和黏接层简化为一层, 另一层为在叶片表面涂覆的厚度为 0.2 mm 的热障涂层, 如图 2d 所示。

1.1.4 网格划分

为了更精确地计算流固界面处的热交换, 必须预测第 1 层网格的厚度, 可以根据雷诺数 Re 和 y^+ 进行估算。其中, y^+ 表示壁面相邻的节点与壁面的距离, 为无量纲变量。 Re 和 y^+ 的定义分别见式 (4)、(5)。

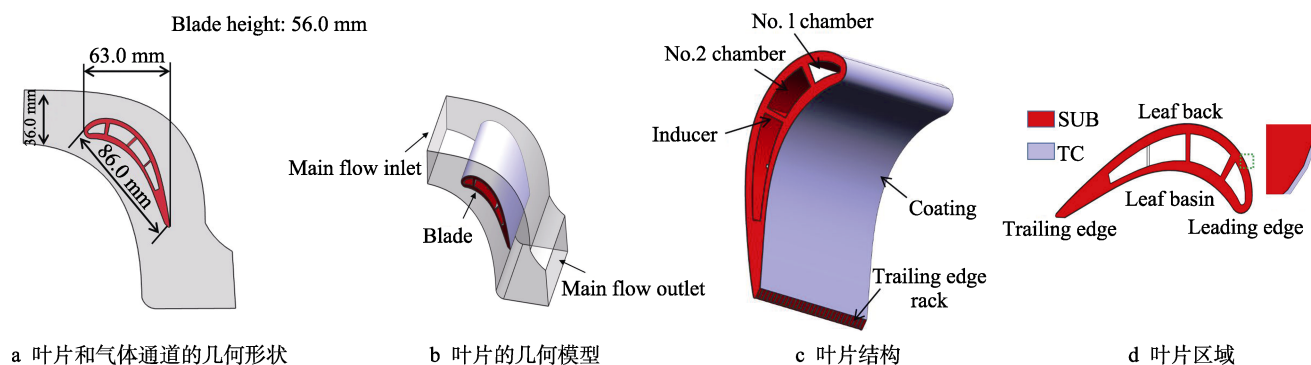


图 2 涡轮导向叶片热障涂层几何结构

Fig.2 Geometrical structure of thermal barrier coatings on turbine guide blades: a) geometry of blade and gas passage; b) geometric model of blade; c) blade structure; d) blade area

$$Re = \frac{\rho v L}{\mu} \tag{4}$$

$$y^+ = \frac{\sqrt{\tau_w / \rho} \cdot \Delta n}{\nu} \tag{5}$$

式中： ρ 为密度； ν 为速度； L 为壁面特征长度； μ 为流体黏度； τ_w 为壁面剪切力，由湍流确定； Δn 为离壁面最近的 2 个节点之间的距离。

根据以上公式，采用 ICFM CFD 软件进行非结构网格划分，流场和叶片网格的具体分布如图 3 所示。网格在主流道较稀疏，在流固交界面处采用 5 层加密边界层网格，根据上述公式估算第 1 层网格的厚度为 5 μm ，可更好地观察叶片表面各区域温度的分布情况。通过网格无关性验证，最终确定网格总数约为 971 万，并将质量低于 0.1 的网格控制在 150 以内。

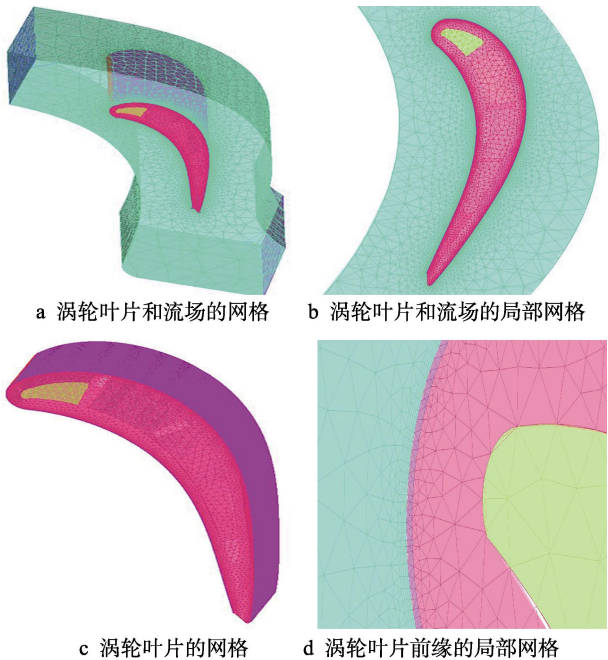


图 3 计算网格

Fig.3 Grid for computation: a) grid of turbine blades and flow fields; b) local grid of turbine blades and flow fields; c) grid of turbine blades; d) local grid of turbine blade leading edge

1.1.5 材料参数和求解设置

由于叶片处于高温燃气与冷却气体共同作用的环境下，其表面产生了复杂的三维湍流流动，采用 Fluent-CFD（Computational fluid dynamics）软件结合有限体积法对涡轮导向叶片和流场进行流热耦合模拟计算，相关的发动机技术状态参数如表 1 所示。作为边界条件，流热耦合湍流模型选择 $k-\omega$ 模型。

表 1 流热耦合求解条件
Tab.1 Fluid-thermal coupling solution conditions

Channel Type	Boundary type	Pressure/MPa	Total temperature/K	Cooling gas flow/(kg·s ⁻¹)
Main flow inlet	Pressure-inlet	1.81	1 542	
Colding inlet	Mass-flow-inlet		464	0.034 7
Main flow outlet	Pressure-outlet	1.13		

计算所用材料包括气体、叶片、热障涂层等。其中，气体为理想气体，基底材料和热障涂层材料参数如表 2 所示。设置残差为 1.0×10^{-5} ，当表面最大温度基本保持不变时，认为计算收敛。

1.2 试验方法

1.2.1 恒温氧化试样制备

选用 $\phi 25.4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 的 Hastelloy-X 型圆形高温合金为基体，在其上喷涂热障涂层。采用美国 Praxair 公司生产的 Co-110 型 NiCoCrAlY 粉末（PWA1348-2）来喷涂金属黏接层（Bond Coating，BC），厚度为 125 μm 。采用美国 Praxair 公司生产的 Al-1075 型氧化锆（Ytria-Stabilized Zirconia，YSZ，采用物质的量分数为 8% 的氧化钇）球形粉末（PWA1375）来喷涂陶瓷层，厚度为 160 μm 。使用美国 Praxair 3710 型等离子弧喷涂系统进行大气等离子弧喷涂（APS）。在表 3 中列出了喷涂的工艺参数，涂层的几何参数和物理参数见表 4^[9]。

表 2 固体域材料参数

Tab.2 Material parameters in the solid domain

Parameter	Density/(kg·m ⁻³)	Poisson's ratio	Young's modulus/GPa	Thermal expansion coefficient/(10 ⁻⁶ ·°C ⁻¹)	Thermal conductivity/(W·m ⁻¹ ·°C ⁻¹)
Leaf blade base	7 870	0.29	220	14.8	88
Thermal barrier coating	3 610	0.12	48	9	1.956

表 3 热障涂层的沉积参数

Tab.3 Deposition parameters of thermal barrier coatings

Spraying position	Spraying voltage/V	Spraying current/A	Powder feeding amount/(r·min ⁻¹)	Spraying distance/mm	Spray gun rate/(mm·s ⁻¹)
Surface layer	43	850	3.5	85	650
Bonding layer	38	650	2.5	85	650
CMAS	39	650	3.5	80	600

表 4 热障涂层所用材料和厚度
Tab.4 Materials and thickness of thermal barrier coatings

Coating	Surface layer	Bonding layer
Materials	8YSZ	NiCoCrAlY
Thickness/ μm	160	125
Powder particle size/ μm	45-106	5-45

1.2.2 CMAS 的制备

以商用航空发动机涡轮导向叶片表面沉积物的主要成分为标准制备 CMAS。CMAS 的化学组成(物质的量之比): $n(\text{SiO}_2):n(\text{CaO}):n(\text{AlO}_{1.5}):n(\text{MgO})=45:33:13:9$ 。为了得到较细的 CMAS 粉体,将国药试剂集团生产的高纯 CaO 、 MgO 、 Al_2O_3 和 SiO_2 (纯度为 99.9%) 的混合氧化物粉末在无水乙醇中球磨 10 h,随后在 70 °C 烘箱中干燥。将干燥后粉末置于 900 °C 的高温炉中保温 4 h,使其完成玻璃化转变。将相变后的 CMAS 置于 1 300 °C 的保温炉中保温 4 h,最后将保温后的 CMAS 进行淬火处理,研成粉末,并筛分出粒径 $\leq 75\text{ }\mu\text{m}$ 的粉末备用。

1.2.3 恒温试验

使用高温马弗炉来模拟涡轮导向叶片表面热障涂层的高温工况。将部分制备好的 TBCs 试样分别置于 900、1 000、1 100 °C 的环境下进行高温氧化。另将部分制备好的 TBCs 试样采用大气等离子喷涂在涂层上,沉积一层 CMAS 粉末。根据航空发动机涡轮导向叶片的真实工况,CMAS 最易在叶片前缘区域发生侵蚀,且 CMAS 在 1 180 °C 左右时会发生熔融^[10],所以选择 1 200 °C 作为 TBC 的 CMAS 渗透温度,最后将所有试样均放入高温炉中进行 0、20、50、100 h 的恒温试验。当 YSZ 陶瓷层出现了 5% 以上的剥落时,则定义为涂层失效。经过恒温处理后,将试样进行切割磨抛处理,并观察截面形貌。

1.2.4 微观组织结构和硬度分析

采用 Nanosem430 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察样品涂层的截面形貌,并对其组织成分进行能谱分析 (EDS)。采用 Image-Pro Plus6.0 图像分析软件测量试样 TC 层的孔隙率和 TGO 厚度。TGO 层的等效厚度的计算如式 (6) 所示。

$$\delta_{\text{TGO}} = \sum S / \sum L \tag{6}$$

式中: δ_{TGO} 为热障涂层中 TGO 的等效厚度, μm ; $\sum S$ 为 TGO 的面积, μm^2 ; $\sum L$ 为 TGO 的周长, μm 。

采用 TMVS-1 型号显微硬度计测量试样 TC 层的硬度。压头采用两对面夹角为 136°、底面为正方形的正四棱锥金刚石压头,试验力为 0.3 kg。

2 结果与分析

2.1 涡轮导向叶片热障涂层失效行为分析

2.1.1 热障涂层温度分布特征分析

涡轮导向叶片表面热障涂层吸力面和压力面温度分布如图 4 所示,可以看出,叶片表面热障涂层温度分布极不均匀,温度梯度较大。这是因为表面热障涂层的热导率较低,热传导范围较小,并在冷却气体的作用下,造成其表面涂层温度分布差异^[11]。涡轮导向叶片前缘直接受到主流燃气的热冲击作用,平均温度为 1 379.11 K。尤其是前缘顶部涂层的温度最高,最高温度可达 1 501.69 K。叶盆、叶背处涂层的平均温度分别可以达到 1 363.47 K 和 1 264.14 K (如图 4 中虚线框 1、2 所示)。这是因为叶片部分区域内的流冷却效果较差,且气膜覆盖不充分。后缘存在大量冷却孔,且曲率小,使得气膜覆盖充分,最终导致后缘温度较低,平均温度为 1 216.19 K,最低温度为 980.46 K。

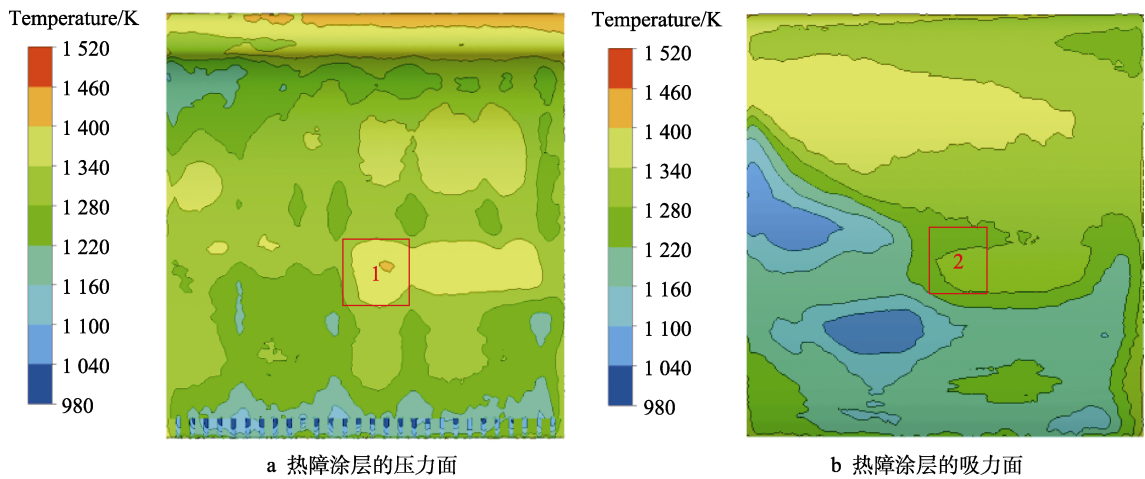
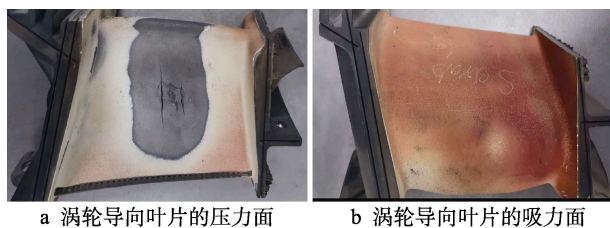


图 4 表面热障涂层温度场云图
Fig.4 Temperature field pattern of surface thermal barrier coating: a) pressure surface of thermal barrier coating; b) suction surface of thermal barrier coating

2.1.2 涡轮导向叶片热障涂层失效分析

对某型号商用航空发动机服役 8 500 h 的涡轮导向叶片进行了失效分析,如图 5 所示。根据热障涂层温度分布云图,对该涡轮导向叶片进行分区制样。将叶片分为 4 个区域,用 1—4 进行编号,如图 6 所示。

通过检查叶片的宏观形貌发现(如图 5 所示),叶片前缘的热障涂层存在烧结现象^[12];后缘表面涂层



a 涡轮导向叶片的压力面

b 涡轮导向叶片的吸力面

图 5 涡轮导向叶片形貌

Fig.5 Morphologies of turbine guide blades: a) pressure surface of a turbine guide blade; b) suction surface of a turbine guide blade



图 6 样品分割

Fig.6 Segmentation map of sample

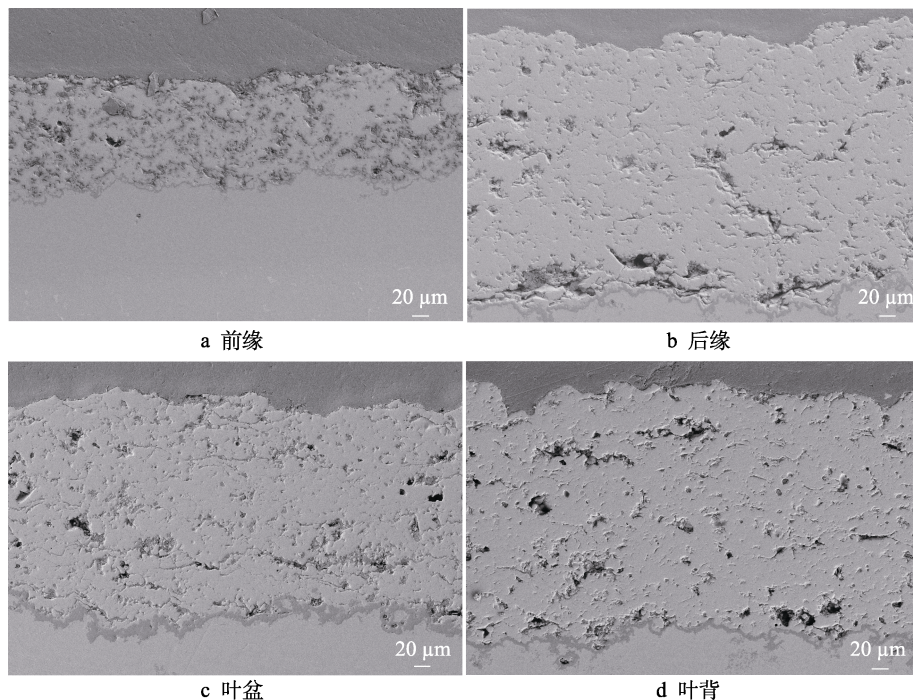
因温度较其他部位低,且冷却孔较多,因此烧结程度较轻;在叶盆区域发现涂层已经出现部分脱落现象,并且基体出现了裂纹,断口向上膨胀凸起;在叶背区域表面,涂层存在少量的黑斑和烧结凹坑。

为了进一步分析涡轮导向叶片表面热障涂层的微观形貌特性与区域之间的关系,对不同区域样品微观形貌和结构进行了观察(如图 7 所示)。涡轮导向叶片的前缘温度最高,使得表面涂层发生了严重烧结,出现了部分块状烧结,但是 TGO 等效厚度仅为 $1.870\ \mu\text{m}$ (如图 7a 所示)。图 7b—d 分别表示图 6 中 2、3、4 号区域的 SEM 检测结果。陶瓷层均发生了不同程度的烧结,同时可观察到 TC/BC 界面处存在不同厚度的 TGO 层。

喷涂态热障涂层的孔隙率和显微硬度分别为 16.25%和 367.8HV0.3。在服役中,叶片前缘热障涂层的平均温度达到 $1\ 379.11\ \text{K}$,且陶瓷层中附着的 CMAS 含量较高,局部的质量分数为 5.69%(详细的元素含量情况见表 5)。这加速了涂层结构的改变进程,造成了更为严重的烧结情况^[13-15]。根据上述涂层微观结构和形貌,并结合表 6 的数据判断前缘涂层发生了烧结。

导向叶片后缘区域表面涂层的平均温度保持在 $1\ 216.19\ \text{K}$,温度相对较低,无 CMAS 侵蚀,TGO 厚度增长缓慢,孔隙率下降较为明显(如表 6 所示),表现为以烧结为主的失效。

对于叶盆、叶背,其热障涂层的平均温度分别为 $1\ 363.47\ \text{K}$ 和 $1\ 264.14\ \text{K}$,且存在微量的 CMAS 附着



a 前缘

b 后缘

c 叶盆

d 叶背

图 7 叶片表面热障涂层微观形貌

Fig.7 Microstructure of thermal barrier coating on blade surface: a) leading edge; b) trailing edge; c) leaf basin; d) leaf back

表 5 涡轮导向叶片区域能谱分析
Tab.5 Regional energy spectrum analysis of turbine guide blades

Area	wt. %					
	Zr	O	Y	Ca	Al	Si
Leading edge	54.40	39.91	0.00	1.68	0.77	3.24
Leaf basin	62.46	31.11	5.64	0.00	0.00	0.79
Leaf back	62.72	35.21	1.38	0.00	0.00	0.69
Trailing edge	66.67	31.57	1.76	0.00	0.00	0.00

表 6 涡轮导向叶片区域检测数据
Tab.6 Regional inspection data of turbine guide blades

Area	Average temperature/ K	Porosity of TC layer/%	Hardness of TC layer (HV0.3)	Thickness of TGO layer/ μm
Leading edge	1 379.11	11.909	596.7	1.870
Leaf basin	1 363.47	12.176	534.4	6.959
Leaf back	1 264.14	13.371	505.8	3.742
Trailing edge	1 216.19	13.701	477.0	2.676

(局部的质量分数分别为 0.79%和 0.69%), 而 TGO 的等效厚度分别为 6.959 μm 和 3.742 μm , 极易导致涂层沿 TC/TGO 界面脱落^[16]。陶瓷层的孔隙率分别降至 12.176%和 13.371%, 硬度升至 534.4HV0.3 和 505.8HV0.3, 判断叶片的叶盆和叶背处涂层均是以烧结和 TGO 增厚的联合失效模式^[17-18]。

2.2 恒温条件下热障涂层失效机理分析

2.2.1 涂层烧结机理分析

为了进一步表征上述叶片表面的热障涂层失效行为, 在实验室条件下对 TBCs 试件进行更为准确的微观结构和力学性能分析。初始喷涂态热障涂层的微观结构如图 8 所示。从图 8a 中能够观察到明显的孔洞, 如图 8a 中虚线框所示。涂层截面的低倍率形貌如图 8b 所示, 能观察到涂层中存在大量的孔洞, 测得喷涂态的陶瓷层孔隙率约为 16.25%。高倍率截面形貌如图 8c 所示, 可以观察到涂层中存在大量的微裂纹(箭头 1)、大半球形孔洞(箭头 2)和小型孔洞(箭头 3)。

经恒温处理后, 对热障涂层断面形貌进行 SEM 分析。经恒温处理 100 h 后热障涂层的断面形貌如图 9 所示。陶瓷层中逐渐出现烧结颈, 微裂纹部分愈合,

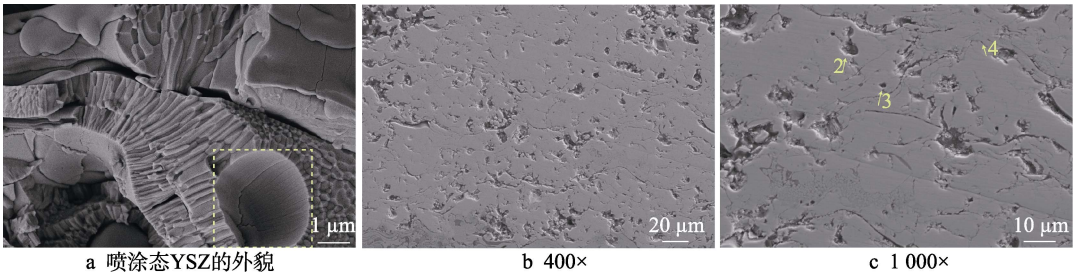


图 8 喷涂态 YSZ 涂层形貌
Fig.8 Appearance of sprayed YSZ coatings: a) appearance of sprayed YSZ; b) 400 \times ; c) 1 000 \times

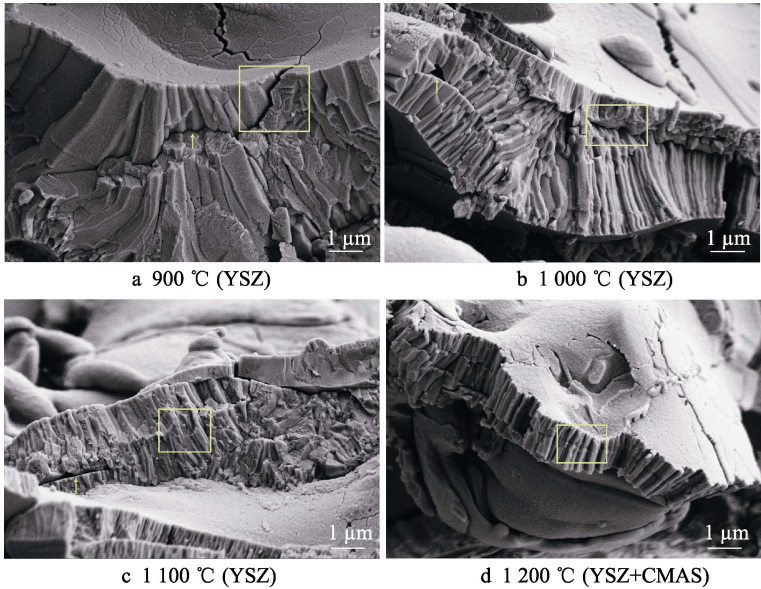


图 9 各温度下恒温处理 100 h 后热障涂层断面形貌
Fig.9 Section morphology of thermal barrier coatings treated with constant temperature for 100 h at each temperature

YSZ 在 CMAS 侵蚀下, 其中的微裂纹愈合得更加致密(如图 9d 所示), 且在不同温度下微裂纹的愈合程度不相同(如图 9 中框线和箭头所示)。经恒温处理 100 h 后, 热障涂层的检测参数见表 7。

表 7 经恒温处理 100 h 后热障涂层的检测参数
Tab.7 Test parameters of thermal barrier coatings after 100 h constant temperature treatment

Materials	Temperature/℃	Porosity/%	Hardness (HV0.3)
YSZ	900	14.46	476.6
YSZ	1 000	14.19	496.5
YSZ	1 100	13.95	546.5
YSZ+CMAS	1 200	8.98	586.9

在超温环境中持续导致陶瓷层中孔隙减少, 变得更致密, 且伴随着严重的烧结现象。一旦烧结程度增大, 就会造成陶瓷层的开裂。烧结程度的直接表现为孔隙率的变化。在一般情况下, 孔隙率越小, 其对应的烧结程度越严重, 发生开裂的趋势越大, 即孔隙率与烧结程度成反比^[19-20]。

恒温处理过程中, 在 0~2 h 内涂层的孔隙率内应力被释放, 这会加剧元素的扩散, 导致陶瓷层孔隙率快速降低^[21]; 在 2 h 后, 元素扩散速率主要由动力学决定, 因此将 2 h 时的孔隙率作为起点。通过对时间 t 和孔隙率进行修正与拟合, 得到热障涂层孔隙率演变动力学公式, 见式(7)。

$$P = AP_0 \left[1 - 60 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \cdot \sqrt{t} \right] \quad (7)$$

式中: P 为时效过程中陶瓷层的孔隙率; A 为喷涂态内应力因子, 它与喷涂工艺和材料有关; P_0 为初始状态下陶瓷层的孔隙率; $\exp \left(-\frac{Q}{RT} \right)$ 为温度因子;

R 为气体常数; \sqrt{t} 为时间因子; Q 为扩散激活能, 它因 CMAS 侵蚀而不同。具体参数见表 8。

表 8 孔隙率相关拟合参数
Tab.8 Porosity correlation fitting parameters

Materials	A	$P_0/\%$	$Q/(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$	$R/(\text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1})$
YSZ	0.88	16.25	119.2	8.314
YSZ+CMAS	0.88	16.25	90.5	8.314

2.2.2 TGO 生长规律分析

不同温度下热障涂层在 100 h 的 TGO 微观形貌如图 10 所示, 可以明显看出, 在相同氧化时间、不同温度下 TGO 层的增厚程度不同。经 900 ℃ 恒温处理后, 热障涂层的 TGO 等效厚度约为 1.391 μm 。在 1 000 ℃ 下, TGO 的等效厚度约为 2.863 μm 。在 1 100 ℃ 下, TGO 的等效厚度约为 5.287 μm 。在 TGO/BC 界面处可以观察到较严重的内氧化现象, 氧化物呈“手指状”伸入黏结层中, 如图 10c 中箭头所示。在 CMAS 侵蚀下, TGO 的等效厚度仅为 4.010 μm , 如图 10d 所示。

对不同温度下 TGO 的厚度随氧化时间变化的试验数据进行拟合计算分析(如图 11 所示), 拟合曲线符合抛物线规律, 说明 TGO 的生长符合扩散机制。结合氧化动力学公式, 得到修正后 TGO 的生长表达式^[22], 见式(8)。

$$h_{\text{TGO}} = C \cdot M_{\text{O}} \exp \left(-\frac{Q_{\text{O}}}{RT} \right) \cdot t^n = K_{\text{T}} \cdot t^n \quad (8)$$

式中: h_{TGO} 为 TGO 层的厚度; C 为拟合参数; M_{O} 为当前环境下氧的质量分数; Q_{O} 为氧元素扩散激活能, 它会因 CMAS 侵蚀而不同; R 为气体常数; T 为温度; t 为时间; n 为氧化指数(具体见表 9); K_{T}

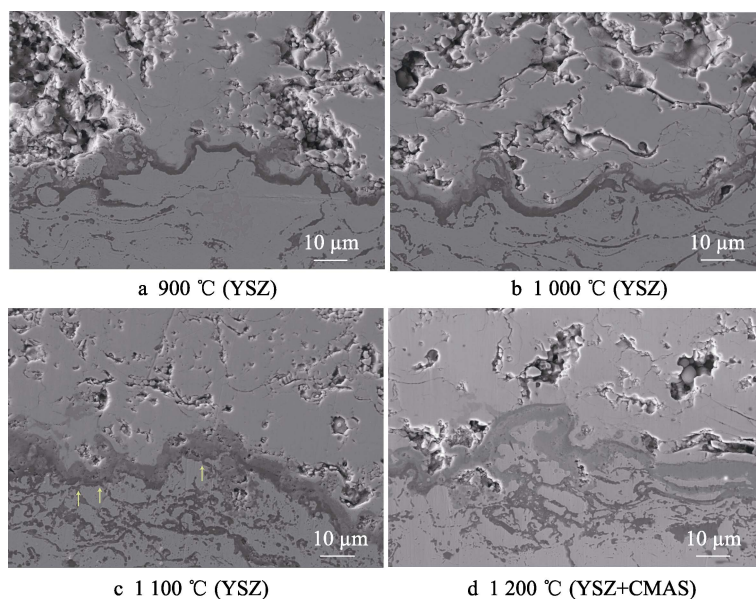


图 10 热障涂层在不同温度下 100 h 的 TGO 微观形貌
Fig.10 Microstructure of TGO of thermal barrier coatings at different temperature for 100 h

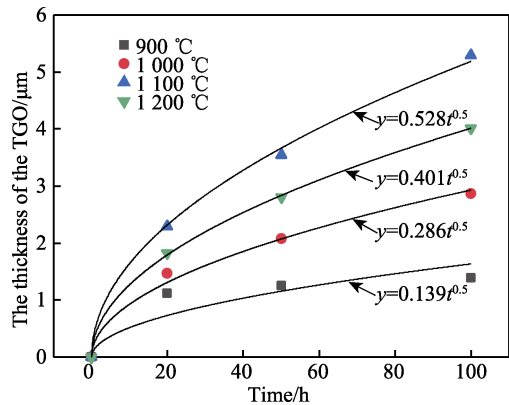


图 11 TGO 厚度与氧化时间的关系
Fig.11 Relationship between TGO thickness and oxidation time

为氧化层生长速率因子, 它与当前环境温度有关。
通过对式 (8) 进行拟合分析后, 计算得到 900、1 000、1 100 °C (材料为 YSZ)、1 200 °C (材料为 YSZ+CMAS) 温度下的 TGO 生长速率, $K_{900\text{ }^{\circ}\text{C}}=0.139\text{ }\mu\text{m/h}^{0.5}$, $K_{1\,000\text{ }^{\circ}\text{C}}=0.286\text{ }\mu\text{m/h}^{0.5}$, $K_{1\,100\text{ }^{\circ}\text{C}}=0.528\text{ }\mu\text{m/h}^{0.5}$, $K_{1\,200\text{ }^{\circ}\text{C}}=0.401\text{ }\mu\text{m/h}^{0.5}$ 。

表 9 TGO 相关拟合参数
Tab.9 TGO correlation fitting parameters

Materials	C	$M_{\text{O}}/\%$	$Q_{\text{O}}/(\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1})$	$R/(\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	n
YSZ	5 835.6	23	89.5	8.314	0.5
YSZ+CMAS	5 835.6	23	99.4	8.314	0.5

3 讨论

根据服役后涡轮导向叶片的失效行为可知, 其失

效机理主要分为烧结和 TGO 生长。文中通过烧结损伤系数 η_1 和 TGO 损伤系数 η_2 对 2 种失效模式的发展程度进行定义, 见式 (9) — (10)。

$$\eta_1 = \frac{\Delta P_{\text{YSZ}}}{P_0 - P_{\text{min}}} \cdot 100\% \tag{9}$$

式中: η_1 为烧结损伤系数, 失效时 $\eta_1 \geq 1$; ΔP_{YSZ} 为 YSZ 孔隙率的降低量, 随着时间的变化而变化; P_{min} 为最小失效孔隙率, $P_{\text{min}}=12\%$ ^[23]; P_0 为喷涂态 YSZ 孔隙率, 在这里 $P_0=16.25\%$ 。

$$\eta_2 = \frac{\Delta H_{\text{TGO}}}{H_{\text{max}} - H_0} \cdot 100\% \tag{10}$$

式中: η_2 为 TGO 损伤系数, 失效时 $\eta_2 \geq 1$; ΔH_{TGO} 为 TGO 的增厚量, 它会随着氧化时间的变化而变化; H_{max} 为最大 TGO 失效厚度, 这里的 $H_{\text{max}}=6.95\text{ }\mu\text{m}$ (叶片表面剥落涂层附近的等效 TGO 厚度); H_0 为喷涂态 TGO 厚度, 这里的 $H_0=0$ 。

在真实工况下, 涡轮进口的氧的质量分数 $P_{\text{O}}=3.51\%$ ^[24], 叶片始终处于该氧含量环境下工作。前缘因 CMAS 发生严重低熔点氧化物侵蚀, 前缘部分区域处于超温环境下 ($\geq 1\,180\text{ }^{\circ}\text{C}$), 两者的共同作用加快了陶瓷层晶体结构的变化进程, 且相较于实验室状态下 $\text{t-ZrO}_2 \rightarrow \text{m-ZrO}_2$ 的相转变明显增加, 进一步阻止了氧元素的扩散行为, 导致该状态下的前缘氧扩散激活能 (Q_{O}) 增至 105.6 kJ/mol , 最终导致 TGO 的增厚速率与实验室状态相比大幅下降^[25-27]。由表 8 和表 9 的结果可知, 服役时间为 8 500 h 的前缘热障涂层的烧结损伤系数为 1.021 2, TGO 的损伤系数为 0.269 1。前缘热障涂层以烧结为主要失效模式 (如图 12a 所示)。

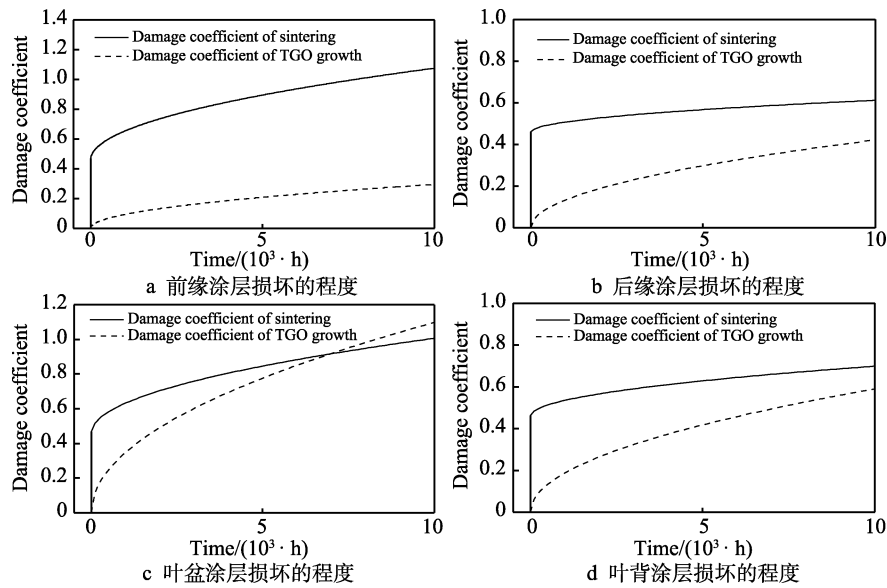


图 12 涡轮导向叶片表面热障涂层损伤程度

Fig.12 Damage degree of thermal barrier coatings on turbine guide blades: a) degree of coating damage on leading edge; b) degree of coating damage on trailing edge; c) degree of coating damage on leaf basin; d) degree of coating damage on leaf back

叶片后缘表面陶瓷层未受到 CMAS 侵蚀, 后缘区域的平均温度 (1 216.19 K) 较低, 两者均不会改变 YSZ 的晶体结构。氧的扩散激活能保持不变, $Q_0=89.5$ kJ/mol。最终服役 8 500 h 的热障涂层的烧结损伤系数为 0.599 8, TGO 的损伤系数为 0.385 0。后缘叶片热障涂层是以烧结为主、TGO 增厚为辅的联合失效 (如图 12b 所示)。

叶盆、叶背表面涂层的平均温度分别为 1 363.47 K 和 1 264.14 K, 陶瓷层因 CMAS, 发生了轻度低熔点氧化物侵蚀, 且 $m\text{-ZrO}_2$ 的含量极少, 对 YSZ 晶体结构的改变可忽略不计, 氧的扩散激活能不变 ($Q_0=89.5$ kJ/mol)。最终通过计算得到服役 8 500 h 的叶盆、叶背表面涂层的烧结损伤系数分别为 0.958 6 和 0.677 4, TGO 的损伤系数分别为 1.001 6 和 0.538 4, 由此推断叶盆、叶背表面的热障涂层失效模式均为烧结与 TGO 增厚并行的联合失效, 如图 12c、d 所示。

4 结论

研究了涡轮导向叶片表面温度分布对其热障涂层失效模式的影响。通过试验, 并综合分析了多物理场稳态耦合, 得到如下结论。

1) 航空发动机涡轮导向叶片处于复杂工况, 使得其各区域的热障涂层孔隙率和 TGO 厚度发生了不同程度的变化, 最终造成涂层结构演变程度和失效模式不同。

2) 叶片前缘处于超温区域, 最高温度达到 1 501.69 K, 在服役 8 500 h 后其孔隙率约为 11.909%, TGO 等效厚度约为 1.870 μm 。试验表明, 前缘区域大量侵蚀的 CMAS 加速了陶瓷层晶体结构的改变 ($m\text{-ZrO}_2$ 含量增多) 和烧结进程, 外界氧元素更难扩散到涂层中, 使得氧扩散激活能 Q_0 增至 105.6 kJ/mol, 导致 TGO 的生长速率极为缓慢。其他区域仅存在微量的 CMAS, 无法加速陶瓷层的晶体结构改变 ($m\text{-ZrO}_2$ 的含量极少或不存在), 氧扩散激活能与实验室状态下相同, $Q_0=89.5$ kJ/mol。

3) 通过引入涂层损伤系数来定义涂层的损伤严重程度, 建立了一种新颖的热障涂层区域失效评估模式。该模式可以通过热障涂层孔隙率和 TGO 厚度判断涂层失效的发展程度。服役 8 500 h 的叶片前缘的表面热障涂层烧结损伤系数为 1.0212, TGO 的损伤系数为 0.269 1, 失效模式以烧结为主。后缘表面热障涂层烧结损伤系数为 0.599 8, TGO 损伤系数为 0.3850, 涂层是以烧结为主、TGO 增厚为辅的联合失效。叶盆、叶背表面热障涂层烧结损伤系数分别为 0.958 6 和 0.677 4, TGO 损伤系数分别为 1.001 6 和 0.538 4, 失效模式均是以烧结与 TGO 增厚并行的联合失效。

参考文献:

[1] 周益春, 杨丽, 刘志远, 等. 涡轮叶片热障涂层隔热效

果的研究进展[J]. 中国材料进展, 2020, 39(10): 707-722.

ZHOU Yi-chun, YANG Li, LIU Zhi-yuan, et al. Research Progress on Insulation Performance of Thermal Barrier Coatings on Turbine Blade[J]. Materials China, 2020, 39(10): 707-722.

[2] 莫翔宇. 外界不良环境对 CFM56 发动机工作影响的分析[J]. 航空维修与工程, 2016(1): 83-85.

MO Xiang-yu. Analysis on the Effects of Adverse Environment to CFM56 Aero-Engine[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2016(1): 83-85.

[3] 唐诗白, 荆甫雷. 航空发动机热障涂层的主要失效模式[J]. 航空动力, 2019(3): 73-75.

TANG Shi-bai, JING Fu-lei. Main Failure Modes of TBC of Aero Engine[J]. Aerospace Power, 2019(3): 73-75.

[4] SHI Jia-qi, ZHANG Tie-bang, SUN Bing, 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.

[5] SONG Jia-nan, QI Hong-yu, SHI Duo-qi, et al. Effect of Non-Uniform Growth of TGO Layer on Cracking Behaviors in Thermal Barrier Coatings: A Numerical Study[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 370: 113-124.

[6] VIDAL-SETIF M H, CHELLAH N, RIO C, et al. Calcium-Magnesium-Alumino-Silicate (CMAS) Degradation of EB-PVD Thermal Barrier Coatings: Characterization of CMAS Damage on Ex-Service High Pressure Blade TBCS[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 208: 39-45.

[7] QIAO X, WANG Y M, WENG W X, et al. Influence of Pores on Mechanical Properties of Plasma Sprayed Coatings: Case Study of YSZ Thermal Barrier Coatings[J]. Ceramics International, 2018, 44(17): 21564-21577.

[8] ZHU W, WANG J W, YANG L, et al. Modeling and Simulation of the Temperature and Stress Fields in a 3D Turbine Blade Coated with Thermal Barrier Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 315: 443-453.

[9] 王林, 丁坤英, 林小娉, 等. 8YSZ 双层热障涂层缺陷演变与微裂纹水浸超声宏观检测[J]. 无机材料学报, 2019, 34(12): 1265-1271.

WANG Lin, DING Kun-ying, LIN Xiao-ping, et al. Defect Evolution and Microcracks of 8YSZ Double-Layer Thermal Barrier Coatings by Water Immersion Ultrasound Macroscopic Detection[J]. Journal of Inorganic Materials, 2019, 34(12): 1265-1271.

[10] NIETO A, WALOCK M, GHOSHAL A, et al. Layered, Composite, and Doped Thermal Barrier Coatings Exposed to Sand Laden Flows within a Gas Turbine Engine: Microstructural Evolution, Mechanical Properties, and CMAS Deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 349: 1107-1116.

[11] CAI Liu-xi, HE Yao, WANG Shun-sen, et al. Thermal-

- Fluid-Solid Coupling Analysis on the Temperature and Thermal Stress Field of a Nickel-Base Superalloy Turbine Blade[J]. *Materials* (Basel, Switzerland), 2021, 14(12): 3315.
- [12] 张雪洋, 王伟. PW4000 系列发动机高压涡轮失效分析与预防[J]. *中国民航大学学报*, 2015, 33(4): 25-29.
ZHANG Xue-yang, WANG Wei. Failure Analysis and Prevention of High Pressure Turbine in PW4000 Engine[J]. *Journal of Civil Aviation University of China*, 2015, 33(4): 25-29.
- [13] LYU Guan-lin, KIM I S, SONG D, et al. Sintering Behavior and Phase Transformation of YSZ-LZ Composite Coatings[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(2): 1307-1313.
- [14] CHOI S R, ZHU Dong-ming, MILLER R A. Effect of Sintering on Mechanical Properties of Plasma-Sprayed Zirconia-Based Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2005, 88(10): 2859-2867.
- [15] WU Yi-you, LUO Hua, CAI Can-ying, et al. Comparison of CMAS Corrosion and Sintering Induced Microstructural Characteristics of APS Thermal Barrier Coatings[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(3): 440-447.
- [16] 贾攀峰, 齐红宇, 李少林, 等. 氧化层非均匀增长对热障涂层应力分布的影响[J]. *航空动力学报*, 2018, 33(7): 1606-1611.
JIA Pan-feng, QI Hong-yu, LI Shao-lin, et al. Effects of Oxide Layer Non-Uniform Growth on Thermal Barrier Coating Stress Distribution[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2018, 33(7): 1606-1611.
- [17] CHEN Hong-fei, ZHANG Chi, XUAN Ji-hang, et al. Effect of TGO Evolution and Element Diffusion on the Life Span of YSZ/Pt-Al and YSZ/NiCrAlY Coatings at High Temperature[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(1): 813-823.
- [18] BŁACHNIO J, SPYCHAŁA J, ZASADA D. Analysis of Structural Changes in a Gas Turbine Blade as a Result of High Temperature and Stress[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2021, 127: 105554.
- [19] WANG Kai, ZHAO Meng, REN Xiao-rui, et al. High Temperature Mechanical Properties of Zirconia Metastable T'-Phase Degraded Yttria Stabilized Zirconia[J]. *Ceramics International*, 2019, 45(14): 17376-17381.
- [20] 张小锋, 周克崧, 张吉阜, 等. 热震中 7YSZ 热障涂层结构演变[J]. *无机材料学报*, 2015, 30(12): 1261-1266.
ZHANG Xiao-feng, ZHOU Ke-song, ZHANG Ji-fu, et al. Structure Evolution of 7YSZ Thermal Barrier Coating during Thermal Shock Testing[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2015, 30(12): 1261-1266.
- [21] BECK T, HERZOG R, TRUNOVA O, et al. Damage Mechanisms and Lifetime Behavior of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coating Systems for Gas Turbines—Part II: Modeling[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2008, 202(24): 5901-5908.
- [22] DOLEKER K M, OZGURLUK Y, KARAOGLANLI A C. TGO Growth and Kinetic Study of Single and Double Layered TBC Systems[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2021, 415: 127135.
- [23] 李太江, 李勇, 李巍, 等. 热处理对热障涂层孔隙率及热导率的影响[J]. *材料保护*, 2017, 50(9): 23-26.
LI Tai-jiang, LI Yong, LI Wei, et al. Effect of Heat Treatment on Porosity and Thermal Conductivity of Thermal Barrier Coatings[J]. *Materials Protection*, 2017, 50(9): 23-26.
- [24] 裴鑫岩. 航空煤油超临界换热与氧化结焦理论与实验研究[D]. 北京: 清华大学, 2016: 101-111.
PEI Xin-yan. Numerical and Experimental Study of Heat Transfer Characteristics and Oxidation Deposition of Aviation Kerosene at Supercritical Pressure[D]. Beijing: Tsinghua University, 2016: 101-111.
- [25] WANG Xue-zhi, HUANG Wei, ZHU Chao, et al. Porosity Effects on Oxygen Ions Diffusion in the Yttria-Stabilized Zirconia (YSZ) by Molecular Dynamics Simulation[J]. *Journal of Molecular Liquids*, 2018, 265: 31-35.
- [26] STEIL M C, THEVENOT F, KLEITZ M. Densification of Yttria-Stabilized Zirconia: Impedance Spectroscopy Analysis[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1997, 144(1): 390-398.
- [27] WANG Ying-hua, MA Zhuang, LIU Ling, et al. Influence of the Grain Size on CMAS Attack of $\text{Sm}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ Ceramic[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(17): 24453-24457.

责任编辑: 彭颀