

文章编号: 1000-8055(2024)10-20220853-11

doi: 10.13224/j.cnki.jasp.20220853

面向工程设计的热障涂层寿命预测方法

荆甫雷¹, 唐诗白¹, 温泉¹, 杨俊杰², 胡殿印³, 范学领⁴, 张涛⁵, 吴坚⁵

(1. 中国航空发动机集团 中国航空发动机研究院, 北京 101304;

2. 清华大学 航空发动机研究院, 北京 100084;

3. 北京航空航天大学 航空发动机研究院, 北京 100191;

4. 西安交通大学 极端环境与防护技术联合研究中心, 西安 710049;

5. 中国航发四川燃气涡轮研究院, 成都 610500)

摘 要: 针对带热障涂层涡轮叶片的工程设计需求, 发展了一种热障涂层寿命预测方法。根据热障涂层系统的受载特征, 建立了能够高效求解涂层各层关键力学行为的降维力学模型。通过热障涂层模拟件在经历高温长时氧化、热疲劳载荷后的剥落抗力测试, 获取了涂层界面损伤的演化规律。在此基础上, 对涂层总损伤进行解耦, 建立了氧化-力学耦合损伤模型, 提升了涂层损伤与剥落寿命的预测精度。基于上述理论模型, 开发了可与现有构件设计流程相集成的热障涂层损伤分析与寿命预测软件工具, 并进行了涡轮叶片算例验证。结果表明: 上述方法对于热障涂层整个损伤演化过程的预测误差在 $\pm 10\%$ 以内。

关 键 词: 热障涂层; 界面损伤; 氧化; 热疲劳; 寿命预测

中图分类号: V232.4

文献标志码: A

Methodology of life prediction for thermal barrier coatings in engineering design

JING Fulei¹, TANG Shibai¹, WEN Quan¹, YANG Junjie², HU Dianyin³,

FAN Xueling⁴, ZHANG Tao⁵, WU Jian⁵

(1. Aero Engine Academy of China, Aero Engine Corporation of China, Beijing 101304, China;

2. Institute for Aero Engine, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

3. Research Institute of Aero-Engine, Beihang University, Beijing 100191, China;

4. Joint Research Center for Extreme Environment and Protection Technology,

Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;

5. Sichuan Gas Turbine Establishment, Aero Engine Corporation of China, Chengdu 610500, China)

Abstract: A methodology of life prediction for thermal barrier coatings was developed to meet the engineering design requirement of turbine blades with coatings. According to the loading feature of thermal barrier coatings, a simplified mechanical model was adopted to calculate the critical behavior of each layer efficiently. The interfacial damage evolution generated in the coatings was measured by the spalling-resistance tests on the simulated specimens with thermal barrier coatings after undergoing high-temperature long-term oxidation and thermal fatigue. On this basis, the total damage in the coatings was decomposed and a damage model considering the coupling of oxidatively induced and mechanically

收稿日期: 2022-11-08

基金项目: 国家自然科学基金(51905510); 国家科技重大专项(J2019-IV-0003-0070, J2019-V-0006-0099); 基础研究稳定支持(03ZC1023001)

作者简介: 荆甫雷(1984—), 男, 研究员, 博士, 主要从事航空发动机结构强度方面的研究。E-mail: jingfulei@163.com

引用格式: 荆甫雷, 唐诗白, 温泉, 等. 面向工程设计的热障涂层寿命预测方法[J]. 航空动力学报, 2024, 39(10): 20220853. JING Fulei, TANG Shibai, WEN Quan, et al. Methodology of life prediction for thermal barrier coatings in engineering design[J]. Journal of Aerospace Power, 2024, 39(10): 20220853.

induced damages was proposed to improve the prediction accuracy of damage and spallation life. Lastly, based on the theoretical models, a software tool for damage analysis and life prediction of thermal barrier coatings, which can be integrated in the existing design process of components, was developed and verified by the instance of turbine blade. The results showed that the above-mentioned method predicted the evolution of damage generated in thermal barrier coatings with an error of $\pm 10\%$.

Keywords: thermal barrier coating; interfacial damage; oxidation; thermal fatigue; life prediction

热障涂层是一种有效的热防护技术,广泛应用于航空发动机与燃气轮机热端部件,如涡轮工作叶片、导向叶片、燃烧室、尾喷管等,可将上述结构的耐温能力提升约 $170\text{ }^{\circ}\text{C}$,从而延长部件服役寿命或者提高发动机总体性能和热效率^[1-3]。目前常见的热障涂层均采用双层结构:最外侧为氧化钇局部稳定的氧化锆陶瓷层,具有低的热导率以及良好的高温稳定性,主要起隔热作用;在陶瓷层与高温合金基体之间通过引入黏结层,如 MCrAlY (其中 M 为 Ni 和/或 Co) 或 PtAl 等,以提高陶瓷与基体的结合强度。在高温环境下,黏结层中的 Al 等元素与透过陶瓷层的氧气发生反应,在陶瓷与金属界面处形成一层薄的热生长氧化物 (thermally grown oxide, TGO),可以延缓氧气的进一步渗透,阻止基体发生氧化腐蚀。同时, TGO 的热膨胀系数要小于邻近的陶瓷层和黏结层,破坏涂层系统内部的力学相容性,其生长到一定程度时会引起涂层剥落^[4]。

按照陶瓷层制备工艺的不同,热障涂层可分为大气等离子喷涂 (air plasma spraying, APS) 和电子束物理气相沉积 (electron beam physical vapor deposited, EB-PVD) 两类。其中, APS 制备的陶瓷层为片层状结构,孔隙率高、隔热效果好,主要用于涡轮导向叶片、燃烧室、尾喷管等高温静止结构; EB-PVD 制备的陶瓷层为“羽毛状”仿生结构,具有良好的应变容限,可有效缓解高温下陶瓷层内的拉应力,主要用于涡轮叶片等承受极端热-力耦合载荷的情况。虽然热障涂层已经在过去的几十年中得到了应用,但是其在服役过程中的过早剥落失效仍是困扰学术与工程界的首要难题^[5]。涂层一旦剥落,会使基体合金暴露在超过材料设计耐温能力的高温腐蚀性燃气环境中,极易引起结构的烧蚀、断裂,严重危害发动机安全性、可靠性和经济性。如何准确预测热障涂层服役寿命,进而降低工程应用风险并最大限度发挥其性能优势与潜力,已成为涂层选材、结构设计以及发动

机寿命管理、维修保障等所面临的关键技术之一。

热障涂层寿命预测方法的研究始于 20 世纪 80 年代,与初代热障涂层材料体系的应用探索几乎同步开展。1987 年, NASA Lewis 中心的 Miller^[6] 率先提出了一种基于氧化驱动失效与力学驱动失效竞争机制的涂层寿命模型,假设涂层在承受热载荷时所产生的损伤取决于其内部有效应变 (热膨胀失配应变的径向分量) 与失效应变之比,而氧化对损伤的影响则通过增大有效应变或者减小失效应变来描述。此后,在 NASA 热端部件技术 (HOST) 计划的支持下,普惠公司的 Meier 等^[7] 对上述框架进行了完善,开始在 EB-PVD 热障涂层系统中采用 TGO 厚度代替氧化增重表征氧化的影响,并以 TGO 最大应变代替热失配应变表征机械损伤,建立了涂层失效与局部应力应变状态、氧化程度的关联。基于对损伤机理的不同理解,国内外学者先后采用 TGO 面内非弹性应变范围^[8]、机械应变范围^[9] 以及 TGO-黏结层界面的面外应力范围^[10] 等作为损伤参量,对 Meier 模型进行了广泛修正。此类模型的关键在于涂层局部应力应变的准确获取,需要通过特定的函数形式 (如余弦、双余弦或傅里叶级数) 描述陶瓷-金属界面形态,结合“陶瓷层-TGO-黏结层-基体”体系的微观有限元分析进行计算。然而,真实涡轮叶片结构复杂且与热障涂层尺寸差异巨大,对带涂层叶片进行从微观到宏观的跨尺度有限元建模十分繁琐^[11],难以在工程设计时直接使用。

针对上述问题,目前有两种常见处理方法。第 1 种处理方法是采用有限元子模型技术,从构件上截取一小块区域作为基体,在其表面构建热障涂层微观几何模型进行分析^[10]。该方法显著降低了带涂层构件的有限元建模复杂度,并且可以在一定限度保留基体曲率、变形分布以及陶瓷-金属界面形态特征等对涂层内应力应变状态的影响,但是由于只能表征局部区域的涂层损伤,为了获取整个构件的涂层损伤分布情况,必须针对

不同部位进行大量微观模拟, 所需计算成本较高, 同样不便于工程使用。

第 2 种处理方法是根据涂层的薄膜受载特征, 将涂层系统简化为多层梁结构^[7-8,12-14], 通过求解变形协调方程获取涂层各层的力学行为。该方法直接以基体表面总应变、温度等作为输入, 避免了复杂的涂层微观有限元建模过程, 计算效率远高于子模型方法。需要注意的是, 简化力学模型只能近似计算涂层在面内方向的应力应变分量, 无法描述 TGO 厚度增长以及界面形态等对各层力学行为的影响, 以此作为 Meier 模型的机械损伤参量, 可能会导致涂层寿命预测精度的明显下降。对氧化驱动损伤与力学驱动损伤的演化规律分别进行量化表征并且考虑两者的交互作用, 被认为是可以提高预测精度的有效手段^[15-16]。这需要获取不同热载荷条件下涂层损伤的实际演化规律, 并且识别主导损伤演化过程的驱动力参数。

鉴于此, 本文面向带热障涂层构件寿命设计的实际需求, 首先建立涂层系统降维力学模型, 实现对涂层关键力学行为的高效求解; 然后, 通过热障涂层模拟件在经历高温长时氧化、热疲劳载荷后的剥落抗力测试, 获取涂层界面损伤的演化规律; 在此基础上, 对涂层总损伤进行解耦, 建立氧化-力学耦合损伤模型, 提升涂层损伤与剥落寿命的预测精度; 最后, 基于上述理论, 开发热障涂层损伤分析与寿命预测软件工具, 与现有构件设计流程集成, 支撑带涂层构件设计与评估。

1 涂层系统降维力学模型

对于 EB-PVD 热障涂层, 陶瓷层厚度一般为 100~150 μm , 黏结层厚度为 30~100 μm , TGO 厚度只有 0.3~10 μm , 而空心气冷涡轮叶片基体壁厚通常为 mm 量级, 整个涂层喷涂区域尺寸则在 cm 量级。考虑到热障涂层厚度方向(面外方向, 垂直于叶片表面)的尺寸远小于其他两个方向(面内方向, 平行于叶片表面), 并且其承受机械载荷主要来源于基体在面内方向的变形(面外方向为刚体位移), 因此可将涂层系统近似等效为承受平面应力的多层板结构。同时, 由于涡轮叶片基体的面内刚度远大于涂层, 可假设涂层各层面内总应变完全由基体控制, 即涂层各层面的面内总应变近似等于基体的表面总应变^[15-16]。

$$\varepsilon_i^{\text{tot}} = \varepsilon_i^{\text{th}} + \varepsilon_i^{\text{m}} \approx \varepsilon_s^{\text{tot}} \quad (1)$$

式中 $\varepsilon_i^{\text{tot}}$ 、 $\varepsilon_i^{\text{th}}$ 和 ε_i^{m} 分别为涂层第 i 层在面内方向的总应变、热应变和机械应变, i 取 1 时代表陶瓷层, 2 代表 TGO, 3 代表黏结层; $\varepsilon_s^{\text{tot}}$ 为基体的表面总应变。假设涂层系统的无应力温度为 t_{free} , 则带涂层涡轮叶片(或其他结构)在冷却至室温 t_0 时, 涂层各层在面内方向产生的残余机械应变为

$$\varepsilon_i^{\text{m}}(t_0) = [\alpha_s(t_{\text{free}}) - \alpha_i(t_{\text{free}})](t_0 - t_{\text{free}}) \quad (2)$$

式中 α_s 为基体热膨胀系数(参考温度为室温 t_0)。随后, 叶片受到高温和离心力等的作用, 温度变为 t , 基体产生的面内总应变 $\varepsilon_s^{\text{tot}}(t)$ 和机械应变 $\varepsilon_s^{\text{m}}(t)$ 为

$$\varepsilon_s^{\text{tot}}(t) = \varepsilon_s^{\text{m}}(t) + \alpha_s(t_{\text{free}})(t_0 - t_{\text{free}}) + \alpha_s(t)(t - t_0) \quad (3)$$

则涂层各层面的面内机械应变 $\varepsilon_i^{\text{m}}(t)$ 为

$$\varepsilon_i^{\text{m}}(t) = \varepsilon_s^{\text{tot}}(t) - \alpha_i(t_{\text{free}})(t_0 - t_{\text{free}}) - \alpha_i(t)(t - t_0) \quad (4)$$

需要注意的是, 在当前的工程设计流程中, 叶片有限元分析均以室温 t_0 (通常取为 20 $^{\circ}\text{C}$)作为初始温度, 与涂层系统的无应力温度 t_{free} (对于 EB-PVD 工艺, 一般为 950~1 000 $^{\circ}\text{C}$)存在明显差异, 即有限元得到的叶片表面总应变 $\tilde{\varepsilon}_s^{\text{tot}}(t)$ 形式为

$$\tilde{\varepsilon}_s^{\text{tot}}(t) = \alpha_s(t)(t - t_0) + \varepsilon_s^{\text{m}}(t) \quad (5)$$

因此, 在以叶片有限元得到的表面总应变为约束进行涂层系统降维力学分析时, 需要引入附加热应变进行修正, 如式(6)所示。

$$\varepsilon_i^{\text{m}}(t) = -[\alpha_s(t_{\text{free}}) - \alpha_i(t_{\text{free}})](t_{\text{free}} - t_0) - \alpha_i(t)(t - t_0) + \tilde{\varepsilon}_s^{\text{tot}}(t) \quad (6)$$

式(6)建立了涂层各层在面内方向的机械应变与不带涂层叶片表面总应变的关联, 将原来复杂的三维有限元问题转化为准一维的多层板面内协调变形问题, 可显著提升求解效率。

下面对涂层系统降维力学模型计算精度进行验证。首先, 与传统有限元模型计算结果对比。不失一般性, 采用目前试验中最为常见的纽扣型试样进行数值模拟, 试样直径为 20 mm, 陶瓷层厚度为 100 μm , 黏结层厚度为 50 μm , TGO 厚度为 2 μm , 基体厚度为 1 mm(图 1(a))。热障涂层与基体热膨胀系数(CTE)如表 1 所示(参考温度为 1 000 $^{\circ}\text{C}$)。根据对称性, 取模型的 1/4 进行分析。对于热障涂层陶瓷层、TGO、黏结层的室温残余应力计算结果对比如图 1(b)所示。除边缘区域

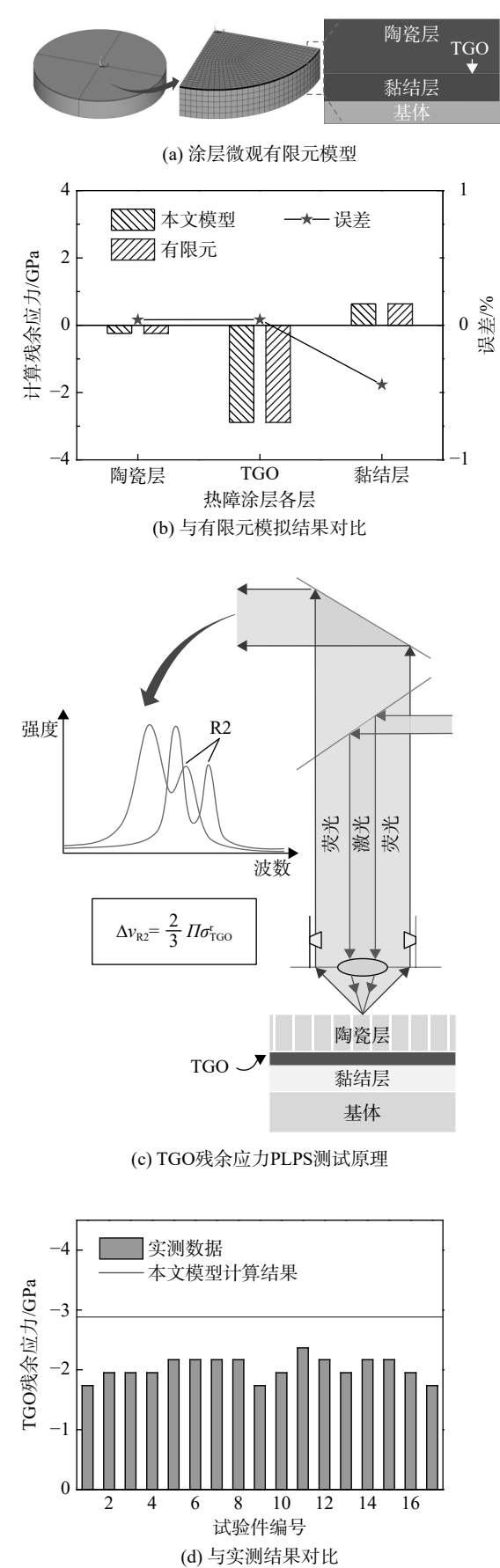


图 1 降维力学模型验证

Fig. 1 Verification of the simplified mechanical model

表 1 热障涂层与基体热膨胀系数				
Table 1 CTE of thermal barrier coating and substrate				
温度/℃	膨胀系数/ $10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$			
	陶瓷层	TGO	黏结层	基体
20	10.33	9.33	17.27	15
200	10.38	9.58	17.95	15.69
400	10.7	9.9	18.93	16.53
600	11.05	10.2	20.2	17.68
800	11.5	10.5	21.6	18.16
1 050	10.3	12.45	21.4	33.03
1 100	10.3	12.6	21.6	33.9

外,有限元计算得到涂层各层均为平面等效双轴应力状态,其中陶瓷层和 TGO 为压应力,黏结层为拉应力,与本文模型一致,且两者的应力值误差在 $-0.5\%\sim 0.5\%$ 之间。

然后,与试验测试结果进行对比。采用 PLPS 技术^[17-24]对热障涂层 TGO 在室温下的残余应力进行测试,原理如图 1(c)所示。采用 532 nm 激光照射热障涂层, TGO 中 Cr^{3+} 受激产生荧光,荧光光谱的 R2 峰频移($\Delta\nu_{\text{R2}}$)与 TGO 所受应力状态($\sigma_{\text{TGO}}^{\text{r}}$,上标 r 代表室温残余应力)成比例关系(Π 为系数)。计算值与实测数据对比如图 1(d)所示。TGO 实测残余应力要略小于计算值,该趋势与文献 [18] 一致,其原因可能来源于两个方面:真实的 TGO 并非理想平面,而是存在一定的粗糙度, TGO 受压挠曲产生应力释放;陶瓷层与黏结层之间的界面区域存在微裂纹,裂纹萌生、扩展从而释放 TGO 存储的应变能。

需要注意的是,由于降维力学模型本质上是准一维的力学方程,无法计算除面内方向正应力/应变以外的力学分量(如垂直于界面方向的应力应变、切应力/应变等),同时也无法描述 TGO 厚度增长以及界面形态等对各层力学行为的影响,其总体计算精度以及结果全面性要差于传统的“陶瓷层-TGO-黏结层-基体”微观有限元模型。换言之,降维力学模型是通过牺牲部分力学分量信息来提升求解效率,如果直接以降维力学模型计算结果作为 Meier 模型^[7](即传统的涂层损伤模型)的输入参量,可能会导致涂层寿命预测精度的明显下降。针对这个问题,本文设计开展涂层损伤量化测试,并基于实际的损伤演化数据,建立新的氧化-力学耦合损伤模型,以此来提高涂层寿命预测精度。

2 涂层界面损伤演化规律

损伤指的是材料内部微裂纹萌生、扩展所造成的力学性能劣化, 代表着材料或结构可用寿命的消耗程度。已有研究表明, 热障涂层损伤呈现出一定的非线性累积特征, 与传统金属材料存在显著差异, 经典的 Miner 线性损伤累积理论不再适用^[25]。涂层在经历特定载荷后损伤情况的有效量化是建立损伤模型最基本的输入条件之一, 直接关系到涂层寿命预测的准确性。

作者前期发展了一种基于剥落抗力退化的热障涂层界面损伤量化表征方法^[26], 将涂层损伤 D 表示为如下形式:

$$D = 1 - \frac{(1 + \nu_1) \varepsilon^r + (1 - \nu_1 \nu_s) \varepsilon_{\text{crit}}^a}{(1 + \nu_1) \varepsilon^r + (1 - \nu_1 \nu_s) \varepsilon_{\text{crit}}^{a,0}} \quad (7)$$

式中 ν_1 、 ν_s 分别为陶瓷层、基体的泊松比, 取值为 0.1、0.42; ε^r 陶瓷层初始残余压应变, 可通过式(6)近似计算; $\varepsilon_{\text{crit}}^a$ 为涂层受压发生屈曲剥落时所施加的临界应变(压缩取为正值, 上标 a 代表外部施加载荷), $\varepsilon_{\text{crit}}^{a,0}$ 对应于制备态涂层的压缩剥落临界应变, 需通过涂层试验件室温压缩剥落试验进行获取^[15-16,26]。

当界面损伤达到阈值 D_{spall} 时, $\varepsilon_{\text{crit}}^a$ 为 0, 陶瓷层在自身残余应变 ε^r 作用下发生屈曲:

$$D_{\text{spall}} = 1 - \frac{(1 + \nu_1) \varepsilon^r}{(1 + \nu_1) \varepsilon^r + (1 - \nu_1 \nu_s) \varepsilon_{\text{crit}}^{a,0}} \quad (8)$$

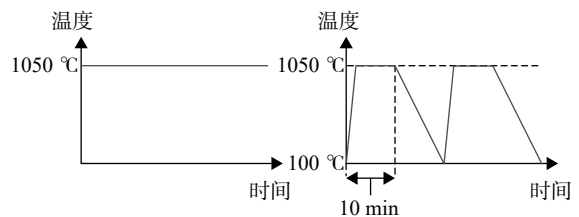
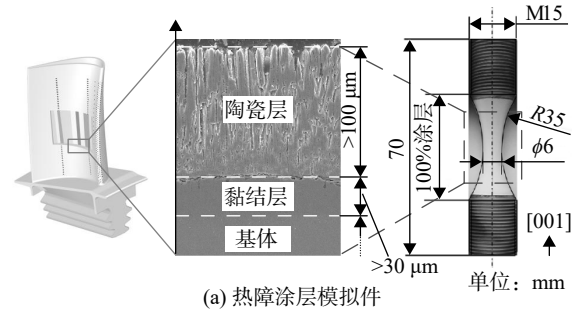
式(8)表示涂层将在下一次冷却至室温时发生自发剥落, 可用于判定涂层剩余寿命是否耗尽。由于在计算过程中引入了陶瓷层初始残余应变的影响, 本文中涂层剥落所对应的界面损伤阈值 D_{spall} 要小于 1, 这与其他损伤理论^[15,27]不同。

基于上述理论, 本文开展了热障涂层模拟件在经历不同热载荷后的压缩剥落试验, 通过测试涂层在室温下发生屈曲剥落的临界压应变, 获得界面损伤的演化规律。模拟件基体为二代镍基单晶高温合金 PWA1484, 黏结层为 NiCrAlYSi(EB-PVD 工艺, 厚度不小于 30 μm), 陶瓷层为 8YSZ(EB-PVD 工艺, 厚度不小于 100 μm)。该热障涂层由北京航空航天大学高温结构材料与涂层技术工信部重点实验室制备。根据某型机带热障涂层涡轮叶片结构与载荷特征, 设计热障涂层模拟件(图 2(a))及试验载荷(图 2(b))。具体试验测试流程如下: 首先, 利用高温马弗炉分别开展带热

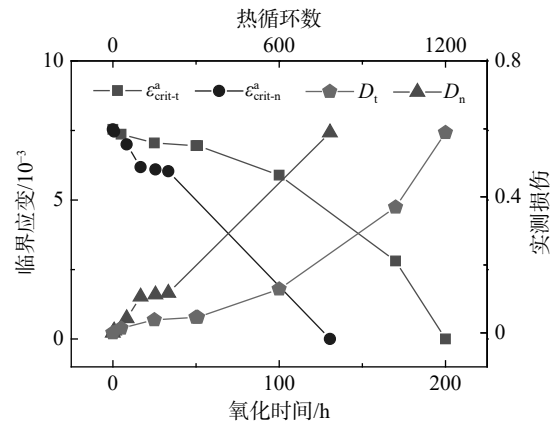
障涂层模拟件的高温长时氧化(1050 $^{\circ}\text{C}$ 恒温)、热疲劳(加热 10 min-空冷 10 min, 峰值温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$)试验, 在经历特定的氧化时间或热循环数后, 取出部分模拟件, 冷却至室温; 然后, 在 MTS809 试验机上开展室温轴向压缩试验, 测试涂层的压缩剥落临界应变。为了在统一的坐标系下对不同热载荷所造成的界面损伤进行对比分析, 通过模拟件切片 SEM(scanning electron microscope)观测获得 TGO 厚度。具体测试过程详见文献^[26]。

实测的涂层压缩剥落临界应变 $\varepsilon_{\text{crit}}^a$ 及对应的损伤 D 随氧化时间、热循环数的演化规律如图 2(c)所示, 下标 t 代表高温长时氧化试验, n 代表热疲劳试验。临界应变随氧化时间、热循环数的增加均呈现下降趋势, 表明界面结合强度在 TGO 生长以及涂层内应力应变的作用下产生了渐进劣化, 对应的损伤单调递增。

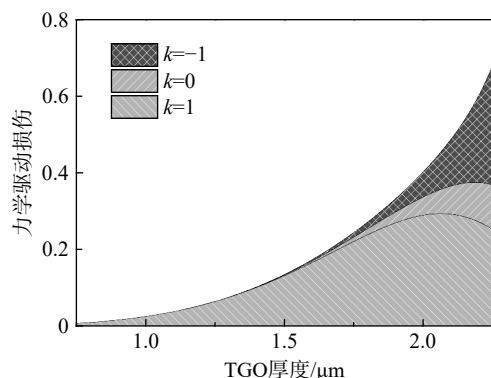
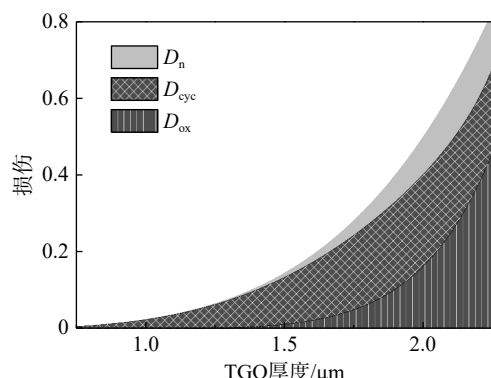
考虑氧化与力学的耦合作用^[15-16], 假设涂层



(b) 高温长时氧化(左)与热疲劳(右)载荷



(c) 临界应变、损伤与热载荷历程的关系

(d) 力学驱动损伤与TGO厚度、 k 的关系

(e) 总损伤解耦

图 2 涂层界面损伤量化分析

Fig. 2 Quantitative analysis of the interfacial damage generated in thermal barrier coating

中所产生的总损伤 D 按如下规律累积:

$$D = D_{ox} + D_{cyc} + kD_{ox}D_{cyc} \quad (9)$$

式中 D_{ox} 代表与TGO生长相关的氧化驱动损伤(下标 ox 代表氧化), D_{cyc} 代表与涂层内应力应变循环相关的力学驱动损伤(下标 cyc 代表循环)。 k 为表征氧化驱动损伤与力学驱动损伤交互作用的系数。当 $k=0$ 时,两种损伤分量线性累积,无交互作用;当 $k=-1$ 时,表示总损伤小于氧化与力学驱动损伤之和;而当 $k=1$ 时,则表示氧化与力学驱动损伤耦合会产生额外损伤。由于高温长时氧化试验只经历一个热循环,假设其产生的力学驱动损伤可忽略不计,则可认为 $D_t \approx D_{ox}$ 。

假设相同TGO厚度下的 D_{ox} 相同,利用实测TGO厚度以及高温长时氧化试验损伤数据,通过幂次函数拟合,可以得到热疲劳试验所产生的氧化驱动损伤。在此基础上,利用式(9),对热疲劳所造成的力学驱动损伤进行解耦。如图2(d)所示,力学驱动损伤随TGO厚度的演化规律与系数 k 的取值密切相关。对于 $k=0$ 和 $k=1$,计算的 D_{cyc} 先增加后减小,损伤峰值对应的TGO厚度约为

2.1 μm ;而在 $k=-1$ 时, D_{cyc} 随TGO厚度的增长而持续增加。从热力学角度看,涂层界面损伤是一个不可恢复的熵增过程,随着TGO厚度的增长或热循环数的增加, D_{cyc} 不应出现减小的情况。并且 D_{cyc} 的减小意味着界面微裂纹愈合,已有的涂层热疲劳试验结果也并未发现这一异常现象。因此,氧化驱动损伤与力学驱动损伤的交互作用应为负值。一种可能的解释是界面形态演化^[28-29]:在热疲劳载荷下,伴随着TGO增厚,原始相对平坦的界面逐步扭曲、皱化,而界面皱化同时会释放其存储的部分弹性应变能^[20],引起界面附近应力重新分布,从而在一定程度上减缓损伤累积。涂层总损伤的解耦结果如图2(e)所示。

下面从另一个角度解释氧化驱动损伤与力学驱动损伤交互作用系数取值为-1的物理意义。当 $k=-1$ 时,总损伤可改写为如下形式:

$$1 - D = (1 - D_{ox})(1 - D_{cyc}) \quad (10)$$

涂层界面损伤定义为当前状态的剥落抗力相对于制备态初始剥落抗力下降的百分比^[16,26],而剥落抗力取决于界面有效承载面积,因此可以将损伤 D 进一步表示为当前的界面有效承载面积 A 相对于制备态初值 A_0 减小的百分比,如式(11)所示。界面承载面积的减小主要来源于界面微裂纹萌生扩展。Busso等^[23]认为,涂层界面褶皱引起局部应力集中,当褶皱尺寸达到临界值时,微裂纹形核,由此可将涂层界面损伤定义为界面褶皱尺寸大于某个特定临界值 r_c 的累积概率:

$$D = \frac{A_0 - A}{A_0} = \int_{r_c}^{+\infty} f(x) dx \quad (11)$$

式中 $f(x)$ 为界面褶皱尺寸 x 的概率密度函数。根据上述定义,式(11)中的 D_{ox} 表示事件一(即氧化引起的界面褶皱尺寸大于临界值)发生的概率, D_{cyc} 表示事件二(纯力学引起的界面褶皱尺寸大于临界值)发生的概率,则 D 代表事件一、二中至少发生一件的概率。换言之,当 $k=-1$ 时,涂层界面总损伤即为界面褶皱尺寸大于临界值的概率,而褶皱尺寸的增大可能是由氧化驱动、力学驱动或者两者共同作用引起。

3 涂层氧化-力学耦合损伤模型

根据前面EB-PVD热障涂层的实测损伤结果,不同热载荷条件下涂层界面所产生的总损伤可以分为与TGO厚度相关的氧化驱动损伤、与涂层

内应力应变循环相关的力学驱动损伤以及负的氧化-力学交互作用 3 部分。其中, TGO 厚度的生长规律只取决于氧化温度和时间, 而未呈现出与涂层内应力应变的显性关联^[26], 因此可基于化学反应的 Arrhenius 公式, 建立 TGO 厚度生长的氧化动力学模型如下:

$$\delta = \left\{ \exp \left[\frac{\Delta H}{R} \left(\frac{1}{t_{\text{ref}}} - \frac{1}{t} \right) \right] T_{\text{ht}} \right\}^n \quad (12)$$

式中 δ 为 TGO 厚度, R 为统一气体常数, ΔH 为激活能, t 为氧化温度, t_{ref} 为参考温度, T_{ht} 为氧化温度 t 下的保持时间(下标“ht”表示高温时间), n 为与温度 t 相关的指数。由于 R 、 ΔH 、 t_{ref} 为常数, 则上式可简化为

$$\delta = AT_{\text{ht}}^n \quad (13)$$

其中 A 为 TGO 厚度生长系数, n 为 TGO 厚度生长指数, 由试验数据拟合获得(表 2), 结果见图 3(a), 与等温氧化和热疲劳试验条件下的实测值相比, 式(13)的相对误差在 $\pm 10\%$ 。

表 2 损伤模型参数

Table 2 Parameters in the damage model

参数	数值
$t/^\circ\text{C}$	1 050
A	0.638 73
n	0.241 91
$\delta_{\text{ref}}/\mu\text{m}$	2.534 26
a	7.376 01
$B/10^{-4}$	6.245 7
$\Delta\epsilon_{\text{ref}}$	0.001 65
c	0.2

前面的试验结果表明, 氧化驱动损伤与 TGO 厚度 δ 近似呈幂次函数关系, 由此假设氧化驱动损伤 D_{ox} 的演化模型如下:

$$\text{d}D_{\text{ox}} = \frac{a}{\delta_{\text{ref}}} \left(\frac{\delta}{\delta_{\text{ref}}} \right)^{a-1} \text{d}\delta \quad (14)$$

式中 δ 为当前的 TGO 厚度, 可由式(13)近似求解。 δ_{ref} 为参考 TGO 厚度, a 为氧化驱动损伤指数, 由试验数据拟合获得(表 2), 拟合结果见图 3(b)。

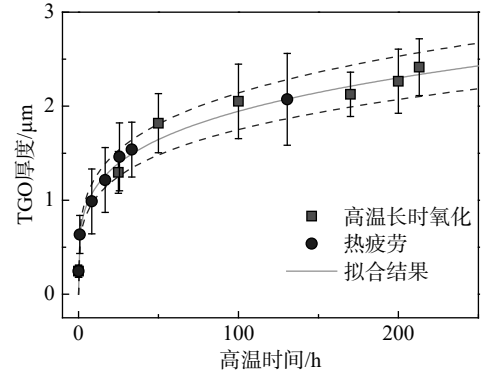
前期研究表明, 黏结层的力学行为可能是控制力学驱动损伤过程关键参量之一^[15-16,30]。考虑到黏结层面外方向的应力应变对于 TGO 生长应

变、材料力学性能、界面形态等十分敏感, 且只能通过微观有限元模拟计算, 求解过程繁琐, 不便于工程设计使用。因此, 本文采用黏结层面内方向的应变作为力学驱动损伤参量。借鉴金属材料应变疲劳 Masson-Coffin 公式, 可假设力学驱动损伤的演化模型如下:

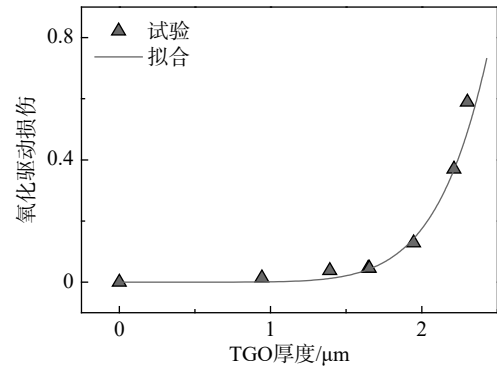
$$\text{d}D_{\text{cyc}} = B \left(\frac{\Delta\epsilon_3^m}{\Delta\epsilon_{\text{ref}}} \right)^c \text{d}N \quad (15)$$

式中 $\Delta\epsilon_3^m$ 为每个热循环所对应的黏结层面内方向的机械应变范围, 可通过涂层系统降维力学模型(式(6))近似求解。 $\Delta\epsilon_{\text{ref}}$ 为参考应变范围, B 为力学驱动损伤系数, c 为力学驱动损伤指数, 由试验数据拟合获得(表 2), 拟合结果见图 3(c)。

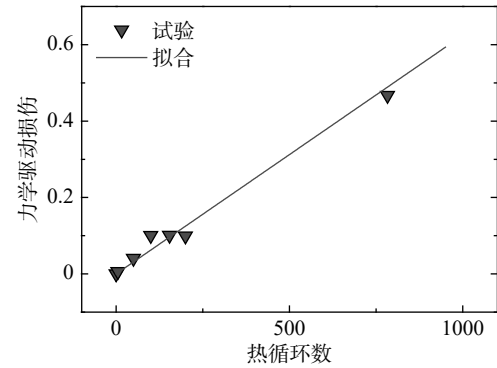
在此基础上, 利用式(10)计算热障涂层界面



(a) TGO厚度生长氧化动力学模型与实测数据对比



(b) 氧化驱动损伤演化模型与实测数据对比



(c) 力学驱动损伤演化模型与实测数据对比

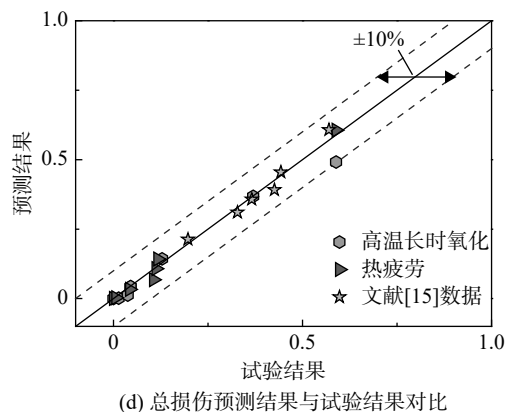


图 3 损伤模型验证

Fig. 3 Verification of the damage model

总损伤,与前面获取的试验数据对比如图 3(d)所示,两者相差不大于 $\pm 10\%$ 。利用文献[15]披露的某涡轮叶片热障涂层试验数据,对上述模型进一步验证,结果表明涂层界面总损伤预测误差同样在 $\pm 10\%$ 以内(图 3(d))。

4 涂层损伤分析与寿命预测工具

为了实现对涡轮叶片等真实构件的热障涂层寿命预测,需要将上述理论模型进行扩展,作为叶片三维有限元分析的后处理。涡轮叶片为复杂的三维曲面结构,在网格离散后,表面节点通常会涉及到多个单元面,如图 4(a)所示。根据节点所在的单元面确定法向(图中 n_1 和 n_2)存在不确定性,进而影响涂层系统降维力学模型中基体面内方向应变的计算精度。

考虑到每个节点的应力张量具有唯一性,本文根据节点应力状态确定其法向。下面分两种情况对叶片表面上一点的应力状态进行分析:当不考虑气动力时,叶片表面任一点均为二维应力状态,即一个主应力为 0 MPa,且对应的应力主轴为节点法向;当考虑气动力时,由于气动力垂直于叶片表面,则节点法向必为一个应力主轴,同时前期计算结果表明,气动力所产生的应力要远小于离心应力或热应力,即节点法向所对应的主应力绝对值要小于其他两个主应力。因此,可采用绝对值最小的主应力($|\sigma|_{\min}$)所对应的方向矢量(n)作为叶片表面节点法向(图 4(b))。

面向工程设计需求,本文基于 Matlab 图形用户界面(GUI),开发了热障涂层损伤分析与寿命预测系统(TBCLife),算法流程如图 5 所示。TBCLife 以不带热障涂层的涡轮叶片(或其他构件)

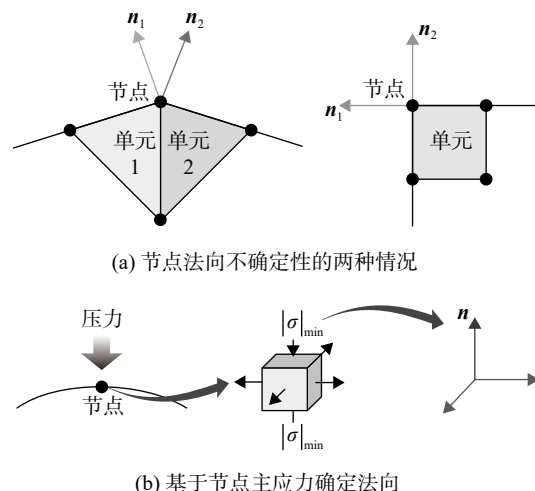


图 4 节点法向的确定

Fig. 4 Determination of the normal of node

表面节点信息作为输入,具体包括:表面节点编号及其三维坐标,峰值载荷对应的表面节点应力应变张量,表面节点的峰值温度及保持时间,谷值载荷对应的节点应力应变张量,表面节点的谷值温度等。上述信息可通过涡轮叶片有限元分析直接获取。对于涡轮叶片的每一个表面节点, TBCLife 依次计算涂层的力学驱动损伤、氧化驱动损伤、总损伤及剥落寿命。

针对实际工程应用场景,本文以某型涡轮叶片为算例,对 TBCLife 进行功能验证。涡轮叶片基体材料为二代单晶 PWA1484,弹性常数见表 3,叶型积叠线方向(Z轴)为[001]取向,晶轴方向与总体坐标系保持一致。叶片载荷谱为典型的“0-Max-0”循环,峰值转速保持时间为 60 min。热障涂层相关参数见表 1 和表 2。首先,通过有限元分析得到不带热障涂层的涡轮叶片在峰值转速下温度、应力和应变分布,如图 6(a)所示。然后,提取叶身表面上对应于热障涂层喷涂区域的节点信息文件,输入到 TBCLife 软件计算热障涂层损伤,结果如图 6(b)所示。其中,氧化驱动损伤 D_{ox} 最大值出现在叶片前缘靠近中截面的部位,与叶身的最高温度点位置基本一致;力学驱动损伤 D_{cyc} 呈现十分复杂的分布规律,具有多个损伤较大的局部区域,包括叶片前缘、叶背靠近尾缘等部位,与叶片基体应力应变、涂层/基体热膨胀系数、温度梯度等密切相关。总损伤 D 最大处(即涂层潜在剥落位置)位于叶片前缘中部,该点的损伤、TGO 厚度与所经历的循环数的关系如图 6(c)所示,力学驱动损伤呈线性累积,且在计算范围内

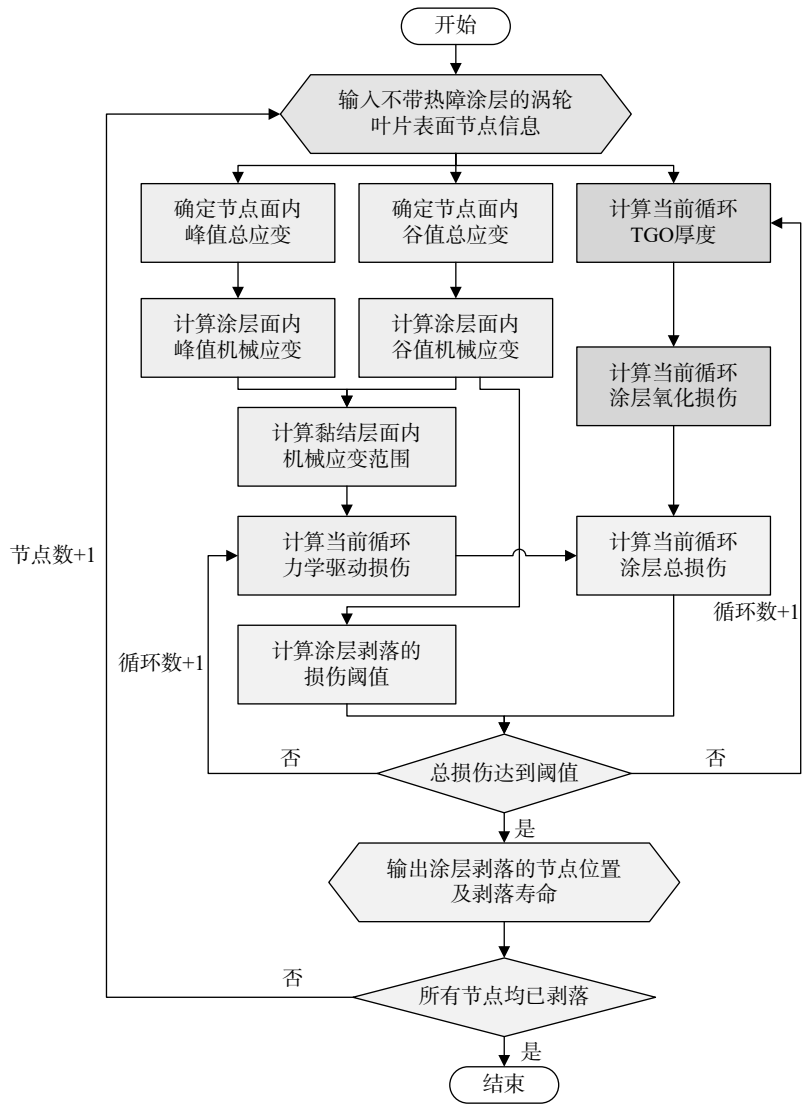


图 5 TBCLife 算法流程图

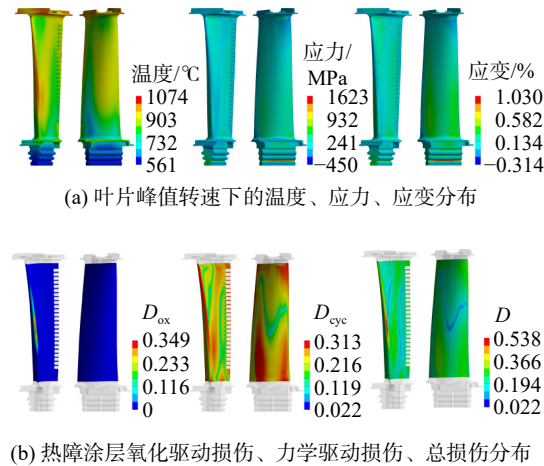
Fig. 5 Algorithm flowchart of TBCLife

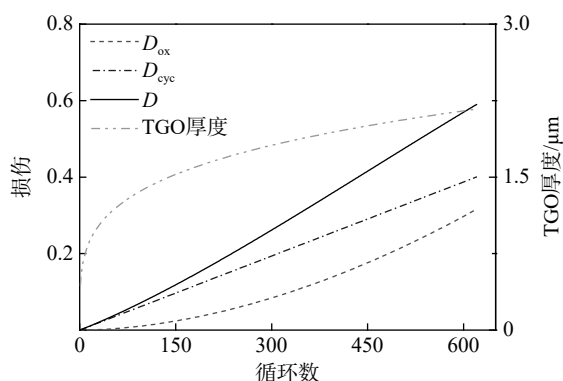
表 3 PWA1484 弹性常数				
Table 3 Elastic constants of PWA1484				
参数	取向	温度/℃		
		20	600	800
弹性模量/GPa	[001]	134.1	116.4	108.9
	[011]	207	174.2	
	[111]	279.7	266.1	241.1
泊松比	[001]	0.42	0.38	
	[011]	0.73	0.66	
	[111]	0.24	0.19	0.24

始终大于氧化驱动损伤。

需要注意的是,上述工具适用于高温长时氧化、热疲劳等引起的 EB-PVD 热障涂层体系剥落失效评价,对于其他涂层材料体系(如等离子喷涂

热障涂层,新型的多层结构、梯度结构热障涂层等),以及其他的涂层失效模式(如颗粒冲击,盐类/灰尘沉积腐蚀等),其适用性尚需进一步验证。





(c) 前缘危险点涂层损伤与TGO厚度随循环数的演化

图 6 TBCLife 典型应用

Fig. 6 Typical application of TBCLife

5 结 论

本文面向工程设计需求,发展了一种基于降维与解耦的热障涂层损伤力学计算方法,实现了对涂层力学行为与损伤演化过程的高效、准确求解,为热障涂层寿命评估等提供了理论基础与方法工具,有助于加速涂层工程应用以及重点型号涡轮叶片研发。主要结论有:

1) 热障涂层系统降维力学模型通过对各层力学行为进行简化(涂层系统等效为承受平面应力的多层板结构)、约束(涡轮叶片基体面内刚度远大于涂层,假设涂层各层面内总应变近似由基体控制)和修正(考虑涂层与叶片无应力温度差异,引入附加热应变),将原来复杂的三维有限元问题转化为准一维的多层板面内协调变形问题,可显著提升求解效率,并且对于涂层各层关键面内应力应变的计算精度与传统微有限元法相当(相对误差小于 $\pm 0.5\%$)。

2) 涂层界面所产生的总损伤可以分为与TGO厚度相关的氧化驱动损伤、与涂层内应力应变循环相关的力学驱动损伤以及两者的交互作用三部分。从已有结果看,氧化与力学驱动损伤的交互作用系数应取为-1,即热疲劳试验所产生的界面总损伤小于氧化驱动损伤与力学驱动损伤之和。

3) 氧化驱动损伤的演化过程可采用以TGO厚度为自变量的幂次函数近似模拟,而力学驱动损伤的演化过程可采用黏结层面内应变疲劳方程描述。考虑氧化-力学耦合的损伤模型对于热障涂层整个损伤演化过程的预测误差可控制在 $\pm 10\%$ 以内。

4) TBCLife 软件以不带热障涂层的涡轮叶片

等构件表面节点信息作为输入,不需要在叶片表面额外生成任何的涂层几何模型或者网格,可以直接作为现有叶片有限元分析流程的后处理,实现对涂层寿命的快速估算,避免繁琐的“陶瓷层-TGO-黏结层-基体”体系从微观到宏观的跨尺度建模过程,显著减少设计人员的工作量。

参考文献:

- [1] MEIER S M, GUPTA D K. The evolution of thermal barrier coatings in gas turbine engine applications[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1994, 116(1): 250-257.
- [2] BOSE S, DEMASI-MARCIN J. Thermal barrier coating experience in gas turbine engines at Pratt & Whitney[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 1997, 6(1): 99-104.
- [3] 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(1): 73-80.
- [4] CAILLETAUD G, CORMIER J, EGGELER G, et al. Nickel base single crystals across length scales[M]. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2022.
- [5] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. *Science*, 2002, 296(5566): 280-284.
- [6] MILLER R A. Progress toward life modeling of thermal barrier coatings for aircraft gas turbine engines[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1987, 109(4): 448-451.
- [7] MEIER S M, NISSLEY D M, SHEFFLER K D, et al. Thermal barrier coating life prediction model development[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 1992, 114(2): 258-263.
- [8] OGIRIKI E A, LI Y G, NIKOLAIDIS T. Prediction and analysis of impact of TBC oxidation on gas turbine creep life: ASME Paper GT2015-42177 [R]. Montréal, Canada: ASME, 2015.
- [9] RINALDI C, DE MARIA L, MANDELLI M. Assessment of the spent life fraction of gas turbine blades by coating life modeling and photostimulated luminescence piezospectroscopy[J]. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2010, 132(11): 114501.
- [10] ZHANG Y Y, DENG H X, SHI H J, et al. Failure characteristics and life prediction for thermally cycled thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2012, 206(11/12): 2977-2985.
- [11] ZHU W, CAI M, YANG L, et al. The effect of morphology of thermally grown oxide on the stress field in a turbine blade with thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 276: 160-167.
- [12] TOLPYGO V K, DRYDEN J R, CLARKE D R. Determination of the growth stress and strain in α - Al_2O_3 scales during the oxidation of Fe-22Cr-4.8Al-0.3Y alloy[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(3): 927-937.
- [13] HSUEH C H. Thermal stresses in elastic multilayer systems[J]. *Thin Solid Films*, 2002, 418(2): 182-188.
- [14] ZHANG X C, XU B S, WANG H D, et al. An analytical model for predicting thermal residual stresses in multilayer coating systems[J]. *Thin Solid Films*, 2005, 488(1/2): 274-282.
- [15] COURCIER C, MAUREL V, RÉMY L, et al. Interfacial damage based life model for EB-PVD thermal barrier coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2011, 205(13/14): 3763-3773.
- [16] JING Fulei, YANG Junjie, YANG Zhengmao, et al. Critical compressive strain and interfacial damage evolution of EB-PVD ther-

- mal barrier coating[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 776: 139038.
- [17] NYCHKA J A, CLARKE D R. Damage quantification in TBCs by photo-stimulated luminescence spectroscopy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2001, 146/147: 110-116.
- [18] SELÇUK A, ATKINSON A. The evolution of residual stress in the thermally grown oxide on Pt diffusion bond coats in TBCs[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(2): 535-549.
- [19] TOLPYGO V K, CLARKE D R, MURPHY K S. Evaluation of interface degradation during cyclic oxidation of EB-PVD thermal barrier coatings and correlation with TGO luminescence[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 188/189: 62-70.
- [20] SRIDHARAN S, XIE Liangde, JORDAN E H, et al. Stress variation with thermal cycling in the thermally grown oxide of an EB-PVD thermal barrier coating[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2004, 179(2/3): 286-296.
- [21] WEN Mei, JORDAN E H, GELL M. Evolution of photo-stimulated luminescence of EB-PVD/(Ni, Pt)Al thermal barrier coatings[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 398(1/2): 99-107.
- [22] LEE G, ATKINSON A, SELÇUK A. Development of residual stress and damage in thermal barrier coatings[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2006, 201(7): 3931-3936.
- [23] BUSSO E P, WRIGHT L, EVANS H E, et al. A physics-based life prediction methodology for thermal barrier coating systems[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(5): 1491-1503.
- [24] MANERO A, SELIMOV A, FOULIARD Q, et al. Piezospectroscopic evaluation and damage identification for thermal barrier coatings subjected to simulated engine environments[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 323: 30-38.
- [25] PATEL N V, JORDAN E H, SRIDHARAN S, et al. Cyclic furnace testing and life predictions of thermal barrier coating spallation subject to a step change in temperature or in cycle duration[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2015, 275: 384-391.
- [26] JING Fulei, YANG Junjie, TANG Shibai, et al. Quantitative characterization of the interfacial damage in EB-PVD thermal barrier coating[J]. *Coatings*, 2022, 12(7): 984.
- [27] RENUSCH D, SCHÜTZE M. Measuring and modeling the TBC damage kinetics by using acoustic emission analysis[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2007, 202(4/5/6/7): 740-744.
- [28] TOLPYGO V K, CLARKE D R. Morphological evolution of thermal barrier coatings induced by cyclic oxidation[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 163/164: 81-86.
- [29] CHEN Y, ZHAO X, BAI M, et al. A mechanistic understanding on rumpling of a NiCoCrAlY bond coat for thermal barrier coating applications[J]. *Acta Materialia*, 2017, 128: 31-42.
- [30] BALINT D S, HUTCHINSON J W. An analytical model of rumpling in thermal barrier coatings[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2005, 53(4): 949-973.

(编辑: 王碧琚)