

特约专栏

热障涂层系统损伤与断裂研究进展

晋小超, 侯 成, 吉新阔, 陈 垚, 范学领

(西安交通大学航天航空学院 机械结构强度与振动国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要: 热障涂层(thermal barrier coating, TBC)具有隔热、抗氧化、抗腐蚀和抗冲刷等性能,能进一步提高热端部件服役温度和使用寿命,是航空发动机和燃气轮机关键核心技术之一。在高温、高压、强氧化和强腐蚀的服役环境中,热障涂层系统(thermal barrier coatings, TBCs)易发生涂层脱粘、起泡、屈曲、开裂、剥落等形式的失效,严重影响热端部件的服役寿命。因此,研究 TBCs 损伤与断裂对于保障高温叶片等热端部件的安全稳定运行具有重要意义。针对 TBCs 损伤与断裂问题,重点介绍了近年来 TBCs 的失效机理、本构模型、损伤与断裂的力学分析方法方面的研究成果,在热循环/热冲击和热机械载荷作用下、腐蚀环境下 TBCs 的损伤与断裂行为,以及 TBCs 强度试验与损伤检测方法的研究进展,分析总结了 TBCs 损伤与断裂研究的发展趋势,力求为我国航空发动机和燃气轮机的基础研究和技术开发提供支撑。

关键词: 热障涂层; 损伤; 断裂; 失效; 应力

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)11-0897-14

Advances in Damage and Fracture of Thermal Barrier Coatings

JIN Xiaochao, HOU Cheng, JI Xinkuo, CHEN Yao, FAN Xueling

(State Key Laboratory for Strength and Vibration of Mechanical Structures, School of Aerospace Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Thermal barrier coating (TBC) is one of the key technologies of aeroengine and gas turbine, which can improve the service temperature and service life of hot end components due to their abilities to insulate against the heat transfer and resist the oxidation, corrosion and erosion. Under the conditions with high temperature and pressure, strong oxidation and corrosion, thermal barrier coatings (TBCs) are prone to failure in the form of coating debonding, blistering, buckling, cracking and spalling, which seriously limits the service life of hot end components. Therefore, it is of great significance to study the damage and fracture mechanism of TBCs to ensure the safety and stability of high-temperature blades and other hot end components in service. This article presents a comprehensive overview of development of TBCs, including: ① the damage and fracture behaviors and failure mechanisms of TBCs, ② constitutive model, ③ damage and fracture mechanics method and their behaviors under harsh environment, ④ the development of TBCs strength test and damage detection methods, ⑤ perspective for the study on damage and fracture of TBCs. The aim of this work is to provide support for basic research and technology development of aeroengine and gas turbine in China.

Key words: thermal barrier coating; damage; fracture; failure; stress

1 前 言

航空发动机和燃气轮机(“两机”)被誉为现代工业“皇冠上的明珠”和“工业之花”,是体现一个国家科技、

工业和国防实力的重要标志^[1]。长期以来,力争突破“两机”关键核心技术,达到世界先进水平,航空发动机和燃气轮机的研制一直是我国建设航空强国需要突破的重要目标。

为提高燃气轮机工作效率和航空发动机推重比,需进一步提高透平前和涡轮前燃气温度。除了发展先进气膜孔冷却技术,高温叶片目前普遍采用了先进热障涂层系统(thermal barrier coatings, TBCs)。TBCs 最主要的功能是在服役环境中将高温合金部件与高温燃气隔绝开来,有效降低高温合金部件的环境温度,并保护合金部件免

收稿日期: 2020-07-20

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(1171101165, 11602188)

第一作者: 晋小超, 男, 1990 年生, 博士, 助理教授

通讯作者: 范学领, 男, 1979 年生, 教授, 博士生导师,

Email: fanxueling@mail.xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202007027

受燃气的高温腐蚀和冲蚀, 从而提升叶片的服役温度并延长其使用寿命。

TBCs 是最复杂的涂层体系之一。目前应用最为广泛的 TBCs 主要包括 4 种材料组元, 即陶瓷层 (top coat, TC)、粘结层 (bond coat, BC)、高温合金基底以及在 TC 与 BC 之间形成的热生长氧化物层 (thermally grown oxide, TGO)^[1, 2]。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 deposition, EB-PVD) 是两种最为成熟的 TBC 制备技术^[3, 4]。无论采用何种制备方法, TBCs 各组元之间都具有明显不同的热膨胀系数及微观结构特征。在服役环境中, TBCs 将承受机械载荷、温度载荷、外来物冲击、环境氧化物

($\text{CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, CMAS) 侵蚀等外部作用, 同时 TC 还将经受相变膨胀、烧结脆化等内部作用, 以及在降温过程中自身产生极大的热膨胀失配应力, 这些因素共同导致了 TBCs 复杂多样的失效模式, 如图 1 所示^[2]。因此, 研究 TBCs 的破坏机理对于提高燃气轮机和航空发动机的安全性和可靠性具有重要的学术价值和经济效益^[5, 6]。

本文主要针对 TBCs 损伤与断裂问题, 重点介绍了近年来 TBCs 的失效机理和本构模型研究及损伤与断裂的力学分析方法, 在热循环/热冲击载荷、热机械载荷、腐蚀等工况下 TBCs 的损伤与断裂行为, 以及 TBCs 强度试验与损伤检测方法的研究进展, 进而为我国燃气轮机和航空发动机的基础研究和科技发展提供支撑和指导。

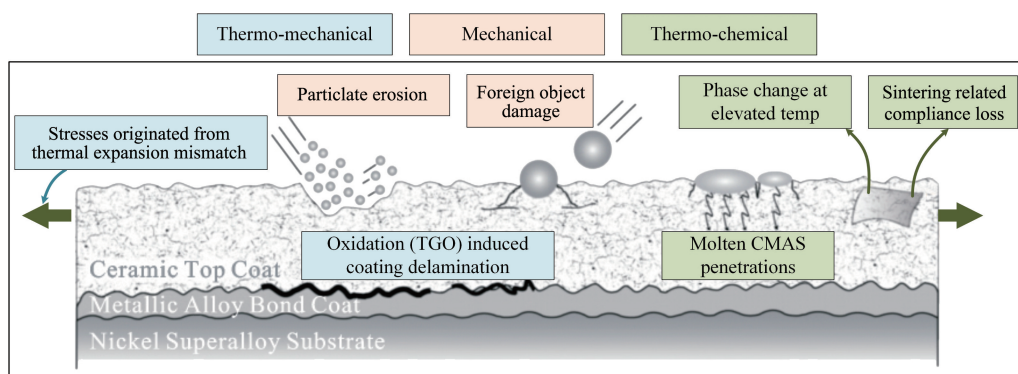


图 1 TBCs 主要失效模式及影响因素^[2]

Fig. 1 Failure modes and mechanisms of TBCs^[2]

2 热障涂层系统主要失效机理

利用 APS 和 EB-PVD 技术制备的 TC 具有完全不同的微观结构^[7, 8]。通过 APS 技术制备的 TC 呈现层状无规则结构, 其内部有较多的缺陷和杂质, 同时表面较为粗糙。而利用 EB-PVD 技术制成的 TC 则多为柱状排列规则结构, 且各柱状结构之间留有微小的间隙。在同样的服役工况下, 不同方式制备的 TBCs 表现出不同的失效机理。

2.1 APS 热障涂层系统的失效机理

APS TBCs 的失效主要发生在 TGO/BC 界面、TC/TGO 界面以及 TC 内部等位置, 如图 2a 所示, 其失效机理可主要归纳为以下 4 种^[2, 9, 10]:

(1) 如图 2a 中 I 处所示, TGO/BC 界面起伏, 在波峰处是拉应力, 而波谷处是压应力, 随着 TGO 的增厚, 拉应力增加, 导致 TGO/BC 界面在波峰处发生开裂。

(2) 如图 2a 中 II 处所示, TC 与 BC 及高温合金基体间的热膨胀失配使整个 TC 在室温下都处于压应力状态。同时类似 TGO/BC 界面, 由于 TC/TGO 界面粗糙度比较大, 波峰附近处的 TC 处于拉应力状态, 而波谷处是处在压应力状态, 随着 TGO 增厚, 拉应力增加, 会导致裂纹

在波峰处的 TC/TGO 界面萌生。

(3) 如图 2a 中 III 处所示, 在波峰附近处, TC 内部的拉应力随着 TGO 增厚而增大, 当其达到破坏强度时, TC 层中会萌生裂纹。

(4) 如图 2a 中 IV 处所示, 随着 TGO 变厚, TGO 可被视为粗糙不平的 BC 的一部分, 当 TGO 层厚超过某一值时, BC 与 TGO 所形成的“复合物”的热膨胀系数变得比 BC 和 TC 的都低, 导致 TC 波谷处的应力性质改变, 即由压应力变成拉应力。应力性质的改变会造成裂纹在两波峰间的 TC 层内萌生。

2.2 EB-PVD 热障涂层系统的失效机理

EB-PVD TBCs 柱状晶结构具有较大的应变容限, 此类 TBCs 的界面开裂一般发生在 TGO/BC 或者 TC/TGO 的界面, 其失效机理主要有以下 3 种^[2, 9-11]:

(1) 如图 2b 中 I 处所示, 裂纹在 TGO/BC 界面萌生, 与 APS TBCs 的失效机理 I 类似, 只是 EB-PVD TBCs 中的波峰是制备 TC 前 BC 表面就已存在的“脊”状突出结构。

(2) 如图 2b 和 2c 中 II 处所示, 裂纹在 TC/TGO 界面萌生, 并且 TGO 伸入 BC 中, 这是由以下一个或多个机

制共同作用引起的：BC 循环蠕变导致 TGO 粗糙化，变得不再平滑；局部裂纹的产生导致 TGO 急剧增大；BC 中孔洞、空隙的形成。

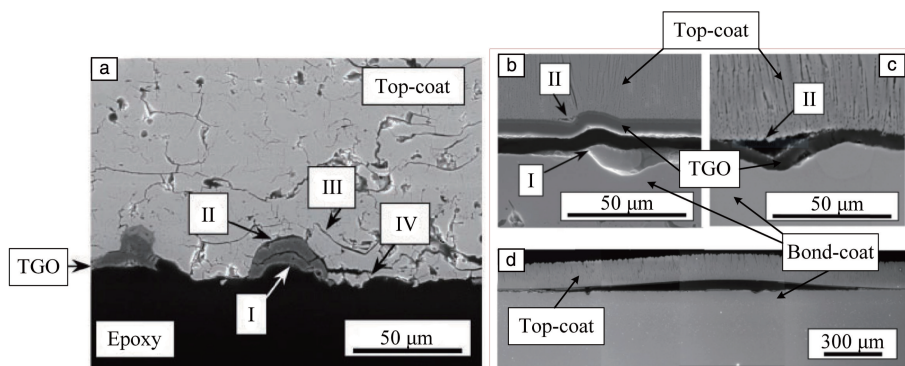


图 2 TBCs 失效机理^[2, 9-11]：(a) APS TBCs 的 4 种失效机理；(b~d) EB-PVD TBCs 的 3 种失效机理

Fig. 2 Failure mechanisms of TBCs^[2, 9-11]：(a) four different cracking mechanisms of APS TBCs；(b~d) three different failure patterns of EB-PVD TBCs

3 热障涂层系统本构模型

TBCs 的本构模型是其变形分析和寿命预测的基础。本节将介绍几种典型的 TBCs 本构方程。

3.1 粘塑性本构方程

Walker 模型^[12]使用背应力和阻应力描述非弹性变形，背应力描述材料的随动强化和包辛格 (Bauschinger) 效应，阻应力描述材料初始及后继屈服效应。Walker 模型采用状态变量来统一描述高温环境下材料的塑性和蠕变变形，假定材料不存在特定的屈服点和屈服面。郝勇等^[13]采用此本构模型研究了高温氧化对 TBCs 内部应力场分布的影响。如式 (1)~式 (5) 所示，该模型体现了材料变形中的率相关、温度相关等主要特性：

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^i \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^i = \left[\frac{\sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{M}_{ijkl} \left(\frac{3}{2} S_{ij} - \Omega_{ij} \right) \left(\frac{3}{2} S_{kl} - \Omega_{kl} \right)}}{K} \right]^n \times \left[\frac{\mathbf{M}_{ijkl} \left(\frac{3}{2} S_{kl} - \Omega_{kl} \right)}{\sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{M}_{ijkl} \left(\frac{3}{2} S_{ij} - \Omega_{ij} \right) \left(\frac{3}{2} S_{kl} - \Omega_{kl} \right)}} \right] \quad (2)$$

$$\dot{\Omega}_{ij} = (n_1 + n_2) \dot{\varepsilon}_{ij}^i - (\Omega_{ij} - \dot{\Omega}_{ij} - n_1 \varepsilon_{ij}^i) \dot{G} \quad (3)$$

$$\dot{G} = n_3 \dot{R} + n_6 \left(\frac{2}{3} \mathbf{M}_{ijkl} \Omega_{ij} \Omega_{kl} \right) \frac{m-1}{2} \quad (4)$$

$$\dot{R} = \left[\frac{\sqrt{\frac{2}{3} \mathbf{M}_{ijkl} \left(\frac{3}{2} S_{ij} - \Omega_{ij} \right) \left(\frac{3}{2} S_{kl} - \Omega_{kl} \right)}}{K} \right]^n \quad (5)$$

式中， $\dot{\varepsilon}_{ij}$ 为总应变率， $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ 为弹性应变率分量， $\dot{\varepsilon}_{ij}^i$ 为非弹性

(3) 如图 2d 所示，由于 EB-PVD TBCs 界面相对光滑平整，且界面缺陷少，TGO 中的压应力增大引起 TC 层大规模屈曲、剥落。

应变率分量， ε_{ij}^i 为非弹性应变分量， \mathbf{M}_{ijkl} 为各向异性矩阵， S_{ij} 为偏应力分量， S_{kl} 为不同维度上的偏应力分量， Ω_{ij} 为背应力分量， Ω_{kl} 代表不同维度上的背应力分量， $\dot{\Omega}_{ij}$ 为背应力分量变化率， $\dot{\Omega}_{ij}$ ， m ， n ， n_1 ， n_2 ， n_3 ， n_6 代表由材料自身决定的与温度相关的常数， K 代表阻应力。

3.2 热弹性本构方程

在常规弹塑性分析的基础上，通过增加热载荷引起的涂层材料热变形，可建立涂层材料的热弹性本构关系^[14]：

$$d\sigma_{ij} = D_{ij}^e (d\varepsilon - d\varepsilon^T) + dD_{ij}^e \varepsilon^e \quad (6)$$

式中， σ_{ij} 为应力张量， D_{ij}^e 为弹塑性张量， ε 为应变张量， ε^T 为热应变张量， ε^e 为弹性应变张量。基于此本构关系，可建立 TBCs 局部裂纹力学模型；进一步结合围线积分和内聚力单元法，可得到 TC 表面裂纹与 TGO/BC 界面裂纹间的相互作用规律。

3.3 热-力-化学耦合本构方程

基于吉布斯 (Gibbs) 自由能的概念，将各场的能量贡献联系起来，可得到热-力-化学耦合的材料本构方程^[10]：

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{ij} - \lambda_{ij} T - \sum_{a=+,-} R_{ij}^a c^a \quad (7)$$

$$\eta = \lambda_{ij} \varepsilon_{ij} - aT + \sum_{a=+,-} v^a c^a \quad (8)$$

$$\mu^a = -R_{kl}^a \varepsilon_{kl} - v^a T + s^a c^a \quad (9)$$

式中， σ_{ij} 表示应力分量， C_{ijkl} 为刚度系数， ε_{ij} 表示应变分量， T 为温度， R_{ij}^a 为恒温下测定的力-化系数， c 表示离子浓度， η 表示系统的熵密度， λ_{ij} 是恒定浓度下测定的热-化系数， v^a 是恒温下测定的热-化系数， μ 表示化学势， R_{kl}^a 表示恒定温度下测定的力-化参数， ε_{kl} 表示应变分量，对于重复的上标 a 不求和， a 定义为 $\rho C_v / (2T_0)$ ， ρ 为密度，

C_p 为单位质量比热容, s^a 是化学势能系数。TBCs 失效主要是由热、力、化学的耦合作用造成的, 此本构方程更多考虑了材料的实际服役环境, 能更好地预测材料在服役过程中的力学响应。

3.4 蠕变本构方程

TBCs 材料长时间在高温条件下服役会发生蠕变变形, 随着各层材料蠕变变形增加, TBCs 更容易发生屈曲、剥落。Evans 和 Taylor^[15] 提出了 TGO 和 BC 的蠕变本构关系:

$$\frac{d\varepsilon_{cr}}{dt} = A_0 \sigma^n \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right) \quad (10)$$

式中, A_0 是蠕变常数, σ 是等效应力, n 是蠕变系数, ΔH 是激发能, R 是普适气体常数, T 是温度。此本构方程可以很好地预测 TBCs 在冷却期间的剥落问题, 特别是 TBCs 或合金的蠕变弛豫对界面裂纹扩展的影响, 以及冷却速率与蠕变对材料抗裂效果的影响。

王素粉^[16] 假设 TBCs 在热循环过程中 TC 发生蠕变, 各层材料的弹性模量(E)、泊松比(ν)、热膨胀系数(α)均随服役环境温度变化而发生变化。相应的循环和径向

应变系统由弹性应变、热疲劳和高温蠕变应变 3 部分组成, 考虑上述 3 部分在高温下对应变率的影响后, TBCs 蠕变的本构方程为:

$$\dot{\varepsilon} = C_1 \sigma^{C_2} \varepsilon_{cr}^{C_3} e^{-C_4/T} \quad (11)$$

式中, C_1 为蠕变系数, C_2 为蠕变指数, C_3 、 C_4 均为材料常数, T 为温度。利用此应变蠕变本构方程可进行 TBCs 的热力学分析, 并得到蠕变随着温度、时间及载荷的变化规律。

TBCs 失效的影响因素众多, 然而目前的本构模型未能同时兼顾高温循环载荷、参数的温度相关性、氧化腐蚀、界面真实形貌等重要因素的影响, 难以准确描述复杂工况下 TBCs 的力学行为, 因此需要发展更为精确的本构模型来预测极端服役环境中 TBCs 的力学行为。

4 热障涂层系统的损伤与断裂力学方法

TBCs 是典型的多层材料体系, 其典型的开裂形式有表面裂纹、网状渠形裂纹、浅表裂纹、穿透厚度裂纹、基底裂纹、分层、散裂、分段裂纹、压曲裂纹等, 如图 3 所示^[2, 17, 18]。

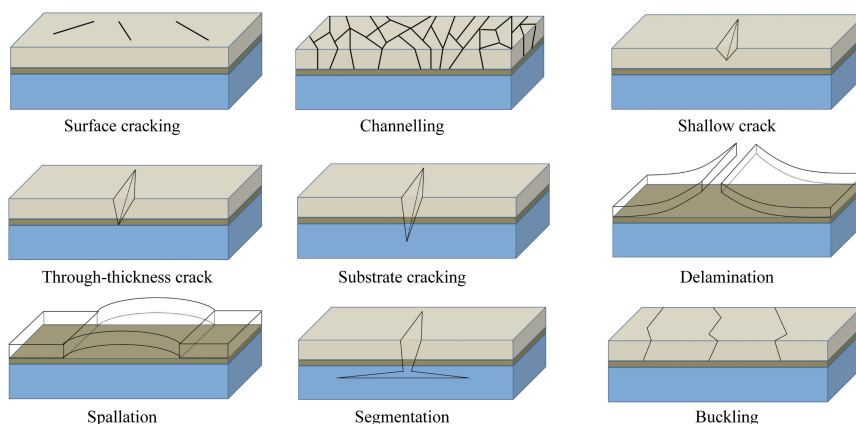


图 3 TBCs 典型开裂形式^[2, 17, 18]

Fig. 3 Typical cracking patterns of TBCs^[2, 17, 18]

4.1 热障涂层的断裂模型

TBCs 内界面裂纹通常为 I 型(张开型)与 II 型(剪切型)混合模式。研究人员提出了 MCCI(modified crack closure integral)方法, 采用能量释放率 G 作为断裂力学指标, 来描述裂纹尖端场强的大小^[18-20], 能量释放率的基本计算公式为:

$$G_I = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2B\Delta a} \int_0^{\Delta a} \sigma_y^{(1)}(r, 0) v^{(2)}(\Delta a - r, \pi) dr \quad (12)$$

$$G_{II} = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{1}{2B\Delta a} \int_0^{\Delta a} \tau_{xy}^{(1)}(r, 0) u^{(2)}(\Delta a - r, \pi) dr \quad (13)$$

$$G = G_I + G_{II} \quad (14)$$

其中, a 为主裂纹长度, Δa 是虚拟裂纹扩展长度, B 为

厚度, r 为建立在主裂纹尖端极坐标系的分量, 指裂纹尖端附近一点到主裂纹尖端的距离。 $\sigma_y^{(1)}(r, 0)$ 和 $\tau_{xy}^{(1)}(r, 0)$ 分别是实际裂纹(裂纹长度为 a 时)尖端前沿一点的应力分量; $u^{(2)}(\Delta a - r, \pi)$ 和 $v^{(2)}(\Delta a - r, \pi)$ 分别是虚拟裂纹(裂纹长度为 $a + \Delta a$ 时)面上一点的相对滑动位移和张开位移。当 $G \geq G_c$ 时, 裂纹开始启裂, G_c 为材料的断裂韧性。并采用相位角 ψ 来描述 I 型裂纹和 II 型裂纹混合度:

$$\psi = \arctan\left(\frac{K_{II}}{K_I}\right) \quad (15)$$

其中, K_I 和 K_{II} 分别为 I 型和 II 型裂纹的应力强度因子(stress intensity factor, SIF)。I-II 混合裂纹的裂纹扩展角

θ 可表示为：

$$\theta = \arccos\left(\frac{3K_{II}^2 + \sqrt{K_I^2 + 8K_I^2 K_{II}^2}}{K_I^2 + 9K_{II}^2}\right) \quad (16)$$

李卫国等^[21]和 Fang 等^[22]综合考虑了 TBCs 所处的应力状态以及温度对其的影响，认为材料内部的应变能密度与等效热能密度之和达到临界失效能密度值时，材料将发生断裂失效，临界失效能密度 W_{total} 计算公式为：

$$W_{total} = KW_T(T) + W_\sigma(T) \quad (17)$$

其中， W_{total} 为单位体积材料的储存能量极限，即临界失效能密度， T 为当前温度， $W_T(T)$ 为当前温度下的热能密度， $W_\sigma(T)$ 为当前温度下材料破坏时的应变能密度， K 为热能和应变能之间的能量转换系数。

浅表裂纹在 TC/BC 界面处可能会形成穿透型裂纹，也可能形成偏折分层型裂纹。Fan 等^[23, 24]认为 TC/BC 界面处穿透型裂纹和偏折分层型裂纹之间的竞争本质是低韧性裂纹路径的选择，应力场大小和材料界面的韧性决定了裂纹扩展路径。基于 Hutchinson 等^[25]提出的裂纹扩展竞争准则，他们提出：

$$\frac{\Gamma_d}{\Gamma_p} < \frac{G_d}{G_p} \quad (18)$$

其中， Γ_d 为界面分层时的断裂韧性， Γ_p 为穿透界面时的断裂韧性， G_d 为界面分层时微小裂纹尖端的能量释放率， G_p 为穿透界面时微小裂纹尖端的能量释放率。当能量释放率比 G_d/G_p 大于断裂韧性比 Γ_d/Γ_p 时，则发生偏折分层型裂纹，否则表面裂纹会穿透界面。

相较于传统的双层 TBCs，具有梯度结构的 TBCs 可有效提升其使用寿命与性能。Petrova 等^[26]基于奇异积分方程，研究了均匀基体上功能梯度 TBCs 在热载荷以及机械载荷作用下的断裂问题。Ueda 等^[27]利用拉普拉斯 (Laplace) 变换和汉克尔 (Hankel) 变换，将 TBCs 的热机械断裂问题简化为一个奇异积分方程组，并进行数值求解，详细研究了功能梯度 TBCs 在瞬态热载荷作用下的轴对称裂纹问题。

4.2 热障涂层的损伤模型

针对 BC/TGO 界面裂纹问题，一般采用内聚力模型 (cohesive zone model, CZM) 单元刚度损伤退化过程来表征界面裂纹萌生扩展过程^[14, 28, 29]。界面的 CZM 采用双线性牵引-分离关系，如图 4 所示，牵引-分离则表征的是内聚力单元在裂纹面的断裂损伤过程中内聚力单元上、下表面之间的力与位移关系 (用 Traction-Separation 曲线表示)，牵引-分离界面本构关系如下：

$$\sigma_i = \begin{cases} K\delta_i^{\max} & \delta_i^{\max} \leq \delta_i^0 \\ (1-d_i)K\delta_i^{\max} & \delta_i^0 \leq \delta_i^{\max} \leq \delta_i^f \\ 0 & \delta_i^{\max} \geq \delta_i^f \end{cases} \quad (19)$$

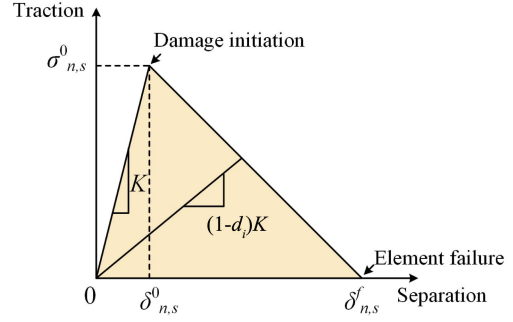


图 4 双线性牵引-分离界面本构关系示意图^[28, 29]

Fig. 4 Schematic diagram of the bilinear traction-separation interface constitutive law^[28, 29]

其中，

$$d_i = \begin{cases} 0 & \delta_i^{\max} \leq \delta_i^0 \\ \frac{\delta_i^f(\delta_i^{\max} - \delta_i^0)}{\delta_i^{\max}(\delta_i^f - \delta_i^0)} & \delta_i^0 \leq \delta_i^{\max} \leq \delta_i^f \\ 1 & \delta_i^{\max} \geq \delta_i^f \end{cases} \quad (20)$$

式中， σ 和 δ 分别表示应力和位移， K 为未发生损伤阶段的界面刚度， d 为损伤变量，下标 $i=n$ 或 s ，分别表示法向和切向方向，上标 0 和 f 分别表示产生初始损伤的临界位移和最终失效的断裂位移，上标 \max 表示变形过程中的最大位移。法向和切向的临界断裂能分别用如下公式表示：

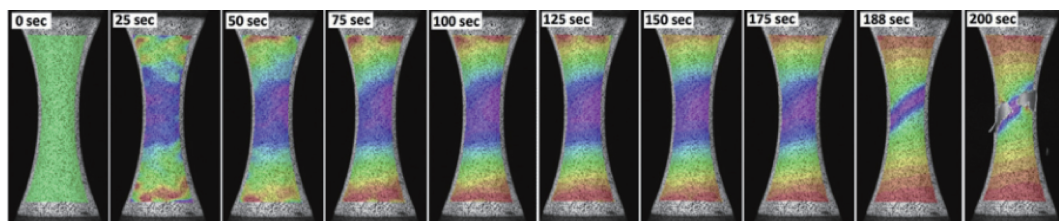
$$\begin{cases} G_{nc} = \frac{1}{2}\sigma_n^0\delta_n^f \\ G_{sc} = \frac{1}{2}\sigma_s^0\delta_s^f \end{cases} \quad (21)$$

在 I-II 复合型裂纹模式下，当某一应力超过其损伤容限时，则产生损伤。CZM 损伤演化规律为：

$$\left(\frac{G_n}{G_{nc}}\right)^\alpha + \left(\frac{G_s}{G_{sc}}\right)^\alpha = 1 \quad (22)$$

其中， G_n 和 G_s 分别是牵引力在法向和切向产生的能量， G_{nc} 和 G_{sc} 分别是界面在法向和切向断裂的临界能量， α 为能量指数，一般选择为 1。当材料或者结构受载时，牵引力在法向和切向产生的能量数值之和达到 1 时，材料将发生失效破坏。

Yang 等^[30]基于三维数字图像相关法，获得了 TBCs 在压缩载荷作用下的层裂应变，如图 5 所示，并以此为参数定量评估 TBCs 损伤。在此基础上建立了损伤模型，该模型不仅能模拟 TBCs 的损伤演化过程，而且能够描述热循环行为引起的 TBCs 的附加损伤。为了得到 TBCs 压缩层裂的临界应变准则，Jing 等^[31]进行了 TBCs 的室温压缩试验，并进行了全场应变的非接触测量，基于 TBCs 的简化力学模型和弹性屈曲理论，采用考虑残余应力的层裂临界压缩应变描述了界面的损伤行为。

图 5 压缩过程中 TBCs 应变等值线图的演变^[30]Fig. 5 Evolution of strain contour figures during compressive loading process^[30]

APS TBCs 与 EB-PVD TBCs 具有完全不同的微观结构,但都会存在微孔洞等缺陷。孔隙一方面可使 TC 弹性模量降低、热膨胀系数增大,进而缓解其与 BC 间的热失配应力;另一方面会改变涂层内的热传递方式,降低涂层的热导率,有利于延长涂层的热震寿命^[32]。但是孔隙也是涂层内裂纹扩展的动力,且裂纹更容易通过大孔隙的连通方式来扩展。孔隙和微裂纹在应力的作用下易形成粗大的裂纹,加速裂纹的产生及扩展,造成涂层过早剥落失效^[33]。孔洞可能彼此连成开孔,孔隙的形状不规则,多为狭长尖角,易成为裂纹源^[34]。涂层中孔隙的形貌、数量和分布对裂纹的萌生与扩展有很大的影响,进而影响到涂层的失效机制及服役寿命^[35]。目前,对涂层孔隙问题的研究以涂层孔隙率为主,但孔隙率仅反映了涂层的密实程度,而对涂层中孔隙形状、大小及分布缺乏探讨。研究表明,即使同样的孔隙率,如果孔隙的形状、大小、取向和位置不同,对涂层性能的影响也会有很大差异^[36]。在现有的 TBCs 本构模型、损伤与断裂理论中,均没有考虑到孔隙的影响,因此,考虑孔隙率以及孔隙的形状、大小、取向和位置等微观因素的影响,也是后续理论工作的一个重要方向。

5 热循环/热冲击作用下热障涂层系统的损伤与断裂

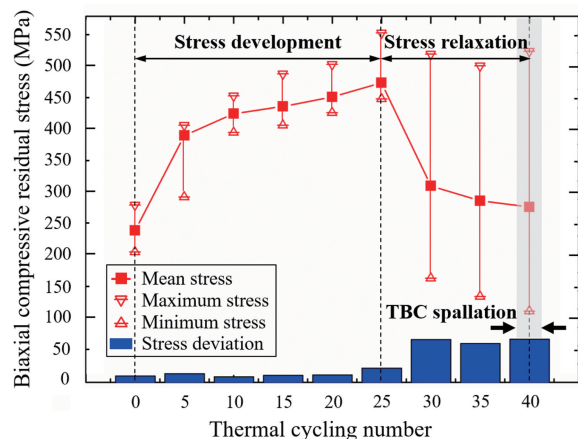
在复杂高温服役环境中, TBCs 的剥落、开裂等会造成严重的后果,因此,研究 TBCs 在热载荷下的失效形式是十分必要的。热循环/抗热冲击性能是评价 TBCs 服役性能的主要指标之一。在热循环/热冲击载荷下, TBCs 产生膨胀失配、应力松弛、BC 氧化等复杂变化,使得应力集中现象出现在 TC/BC 界面附近,最终通过应力释放导致 TC 层脱落。TBCs 中复杂应力场的产生和演变是导致 TBCs 剥落失效的重要原因^[37-39]。在高温服役环境中, TGO 的生长是导致 TBCs 剥落失效的另一个重要原因。在循环热冲击过程中材料相变、晶粒生长也是影响 TBCs 损伤与断裂的因素。

5.1 热失配应力导致 TBCs 失效

热失配应力是由 TBCs 各层间的热膨胀系数不同引起

的。Ranjbarfar 等^[40]对 TBCs 在服役过程中产生的残余应力及残余应力对 TBCs 最终应力状态的影响进行了数值研究,建立了一种新的非均匀温度分布的热力学有限元模型,该模型考虑了喷涂过程中残余应力的产生、TC/BC 界面形貌、BC 塑性变形以及各层材料在高温下的蠕变。结果表明,在影响 TBCs 耐久性和失效机理的诸多因素中,喷涂过程和服役中的温度梯度对残余应力产生有重要影响。Chen 等^[41]在不考虑喷涂过程中形成裂纹和缺陷的情况下,建立了 TBCs 的平面模型,计算了 TBCs 在不同热循环次数下的残余应力,并对结果进行了对比验证,证明了残余应力的变化主要是由材料参数变化引起的。范学领等^[42]通过数值方法研究了 TBCs 中单边界面裂纹在瞬态热载荷下的裂纹扩展驱动力,探究了不同材料和物理参数对瞬态热载荷下 TBCs 界面断裂行为的影响规律,发现瞬态热载荷会明显增大界面裂纹裂尖能量释放率,进而引起 TC 的快速剥落。Jiang 等^[43]对 TBCs 进行了一系列热循环实验,通过在 TC (材料体系为氧化钇稳定氧化锆(YSZ))中嵌入的应力传感器,对 APS TBCs 中与热循环有关的残余应力进行了无损测量,并建立了残余应力与热循环次数的关系,如图 6 所示。

为了降低热失配应力,近年来研究人员尝试了改进

图 6 TBCs 裂纹敏感区中热循环次数相关的双轴压缩残余应力^[43]Fig. 6 The thermal-cycle dependent biaxial compressive residual stress within the crack-susceptible zone in TBCs^[43]

TBCs 的材料成分, 并取得了一定的效果。其中 $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ (LC) 相较于传统 YSZ 具有更高的相稳定性以及更低的导热系数, 因此成为 YSZ 的潜在替代品。Kang 等^[44]采用超音速 APS 制备了 YSZ 体积分数为 50% 的 LC/YSZ 复合 TBCs, 并比较了其与传统 YSZ TBCs 的热循环寿命, 结果发现, LC/YSZ 复合 TBCs 的热循环寿命提升了 93%, 且该复合 TBCs 中 YSZ 随温度变化所产生的残余应力抑制了 LC 热膨胀系数的下降。Zhang 等^[45]在 LC 中加入 Ta_2O_5 , 并以 $\text{La}_2\text{Ce}_{1.7}\text{Ta}_{0.3}\text{O}_{7.15}$ (LTC) 粉末为原材料, 借助 APS 制备了 TBCs。在 1000 °C 条件下, LCT-TBCs 表现出比 LC-TBCs 更好的抗热震性。这是由于 Ta 元素的添加, 使得 LC 中的氧空位减少, 抑制了热收缩, 提升了热膨胀系数, 从而缓解了循环过程中的热应力失配, 提升了 TBCs 的热循环寿命。任晓雪等^[46]研究了 LC/YSZ 双陶瓷层 TBCs 两组分厚度比对抗热震性能的影响。研究发现, LC 厚度/YSZ 厚度 = 100 μm /200 μm 的 TBCs 热震寿命最长, 失效模式为中心剥离; LC 厚度/YSZ 厚度 = 200 μm /100 μm 的 TBCs 的热震寿命最短, 失效模式为边缘剥离。

为了降低热失配应力, 梯度结构的 TBCs 也得到了发展。Chen 等^[47]研究了 3 种基于 $\text{LaMgAl}_{11}\text{O}_{19}$ (LaMA)/YSZ 的多层 TBCs 的热循环失效行为。结果发现, 通过优化 LaMA/YSZ 中间层的重量比和厚度, 制备的 5 层 TBCs 在表面温度为 1372 °C 和 BC 温度为 1042 °C 条件下循环次数可达到 11 749 次。梯度 TBCs 可以有效缓解 LaMA/YSZ 双层体系的力学和热物理性质不匹配, 显著提高 TBCs 耐高温性和耐久性。Shen 等^[48]通过在 LaZrCeO 与 YSZ 界面

间添加梯度过渡层的方式, 提升了该 TBCs 的热循环寿命, 进一步证明了梯度结构对提升 TBCs 热循环寿命的有效性。

5.2 高温氧化导致 TBCs 失效

在热循环保温过程中, TC/BC 界面会生成 TGO。早在 1998 年, Chaudhury 等^[49]发现氧化时间较长时, TC 与 BC 界面层会产生一层氧化物, 进而导致 TC 剥落。自此, TGO 得到了广泛的研究。TGO 厚度会随着 TBCs 服役时间的延长而不断增加, 如图 7 所示^[50]。TGO 对于 TBCs 的失效形式影响是复杂的, 如图 8 所示^[51]。TGO 厚度达到一定值后, 稳定氧化物 (Al_2O_3 等) 的形成与生长会诱发 TBCs 内的应力, 从而导致 TBCs 开裂、局部位移失稳、界面脱粘等; 而一些不稳定氧化物 (Cr_2O_3 等) 也在形成和生长, 容易诱发 TBCs 失效。Gao 等^[52]证明由于 TC 的空隙, 氧气渗入到界面处, 使得界面处产生 TGO, 进而导致 TC 的剥落。近些年, 随着研究人员对于 TGO 的研究越来越深入, 发展出了多种理论与耦合机理^[24, 50]。Doleker 等^[50]对比研究了氧化过程中在界面形成的各种 TGO 体系, 并证明了 TGO 的产生会严重影响 TBCs 的服役寿命。Bolelli 等^[53]采用高通量纳米压痕技术, 分析了 TBCs 在热循环过程中性能的变化规律。结果表明, TGO 的临界厚度为 5 μm ; 在到达临界值之前, TGO 的生长较为缓慢且保持致密; 当经过足够的循环次数后, TGO 厚度达到临界值, 裂纹开始迅速扩展并扩展至 YSZ。实际服役过程中, TGO 蠕变也会显著影响 TC 的热失配应力, 进而影响 TBCs 的寿命。

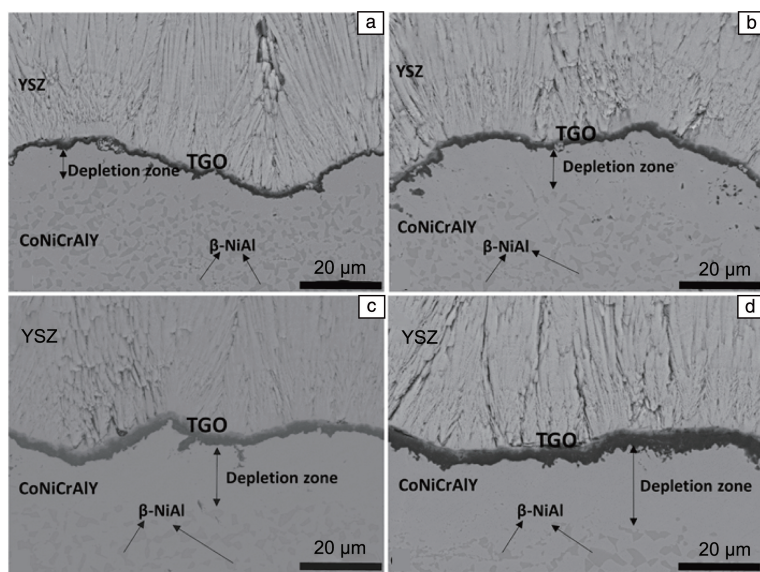


图 7 YSZ TBCs 经 1000 °C 氧化不同时间后的截面微观组织照片^[50]: (a) 8 h, (b) 24 h, (c) 50 h, (d) 100 h

Fig. 7 Cross-sectional microstructures of YSZ TBCs oxidized at 1000 °C for different time^[50]: (a) 8 h, (b) 24 h, (c) 50 h, (d) 100 h

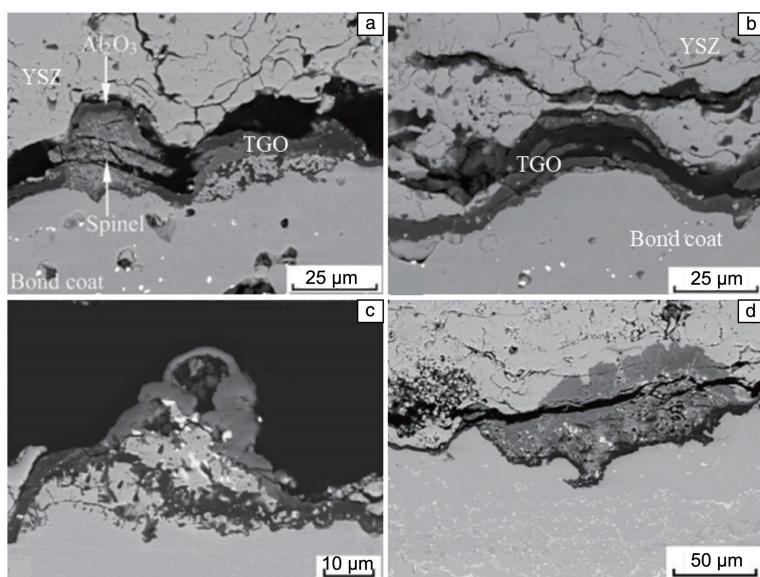


图 8 不同形式的 TGO 引起 TBCs 不同的破坏模式^[51]: (a) 尖晶石基氧化物, (b) α - Al_2O_3 基氧化物, (c) Cr_2O_3 基氧化物, (d) 混合 TGO

Fig. 8 Different types of TGO induced the failure of TBCs^[51]: (a) spinel-based oxide, (b) α - Al_2O_3 -based oxide, (c) Cr_2O_3 -based oxide, (d) mixed TGO

6 热机械载荷作用下热障涂层系统的损伤与断裂

在服役过程中, TBCs 不仅遭受高温氧化、燃气腐蚀等, 还承受着温度和载荷同时变化导致的热机械疲劳^[54]。因此, 对热机械载荷作用下 TBCs 的损伤与断裂进行研究是十分必要的。

杨舟等^[55]对热循环和热梯度机械疲劳加载条件下

TBCs 的应力水平和演变规律进行了数值研究, 对热载荷与机械载荷在同相位与反相位两种工况分别进行了计算分析。结果表明, 施加机械载荷会导致升降温过程中轴向应力显著增大, 且反相机械载荷条件下 TBCs 更容易失效。黄丰等^[54]通过热机械疲劳实验, 探究了在不同应变幅、预氧化时间和高温保载时间的工况下, TBCs 的热梯度机械疲劳性能的变化。如图 9 所示, TC/BC 界面出现较大的分层, 在 TC 内也出现了很多贯穿裂纹。分层裂纹

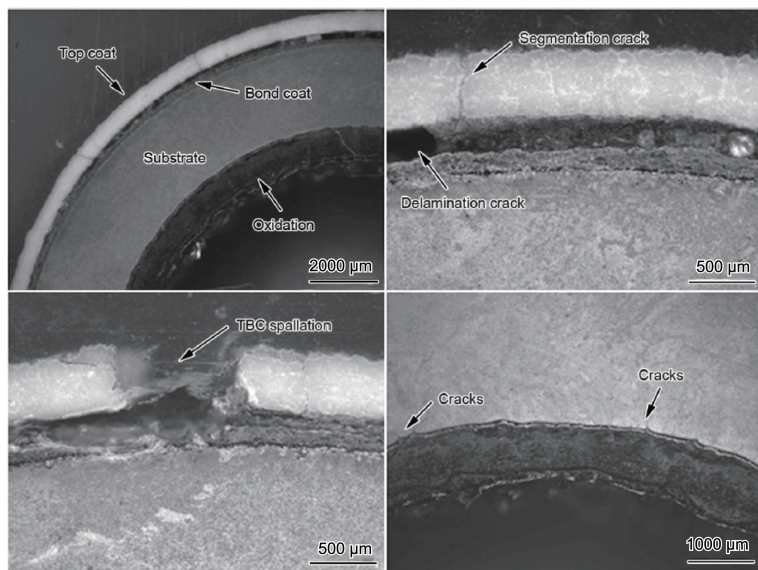


图 9 热梯度机械疲劳试验后试件的横截面形貌照片^[54]

Fig. 9 Cross-section micrographs of sample after the thermal gradient mechanical fatigue test^[54]

主要在 TGO 偏下的 BC 中扩展, 在扩展过程中与 TC 中的贯穿裂纹连接时会导致 TC 开裂甚至剥落, 而在界面生成的微裂纹会向基体扩展。结果表明, 随着应变幅的增大、预氧化时间与高温时间的增加, TBCs 的疲劳寿命不断降低。

Kitazawa 等^[56]对涂覆 EB-PVD TBCs 的高温合金进行了同相应力控制的热-机械疲劳实验, 得到了厚度方向上的温度梯度; 并对该高温合金整体变形行为进行检测, 发现有涂层的高温合金整体变形行为与没有涂层的高温合金变形行为类似, 均同时存在塑性棘轮效应和蠕变。此外, 通过该实验发现该高温合金涂层中 TGO 形貌存在各向异性波动: TGO 形貌仅在垂直于应力加载方向波动, 平行于应力加载方向没有明显波动。这一现象可能是由于在此种载荷条件下垂直于加载方向的压应力分布不均, 进而增大了凹陷区底部的压应力导致的。Sadowski 等^[57]通过数值模拟研究了有涂层的真实涡轮叶片模型在同相位的热-机械循环载荷下的损伤行为, 并得到了在此载荷条件下裂纹在叶片上的扩展路径。结果表明, 当材料的塑性形变达到临界值时会发生韧性损伤, 且裂纹扩展是由断裂能控制的。Ziaei 等^[58]通过数值模拟研究了有 TBCs、顶部冷却孔以及内部冷却通道的三维完整叶片模型在旋转体力学和热载荷共同作用下的热应力分布情况, 如图 10 所示。研究发现, 靠近前缘和后缘的顶部冷却孔附近的热应力较大, 叶根附近冷却通道处的热应力很大。

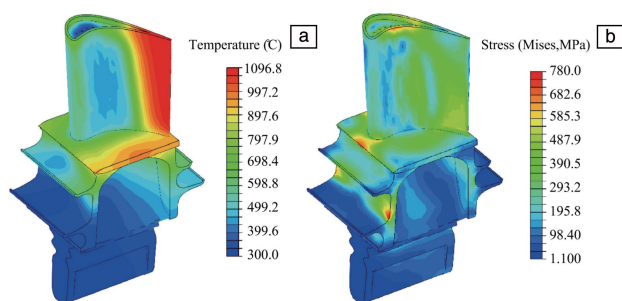


图 10 涂覆 500 μm 厚的 TBCs 并具有顶部冷却孔以及内部冷却通道的叶片模型在旋转体力学和热载荷共同作用下的数值模拟结果^[58]: (a) 温度分布, (b) Von-Mises 应力分布

Fig. 10 Simulation results of the blade models coated with 500 μm thick TBCs with top cooling holes and internal cooling channels subjected to the combined action of rotating force and thermal load^[58]: (a) temperature distribution, (b) Von-Mises stress distribution

目前, 关于热-机械载荷对 TBCs 影响的研究还不充分, 考虑的工况比较简单。但在未来的研究中, 无论是采用实验还是数值模拟的方法, 均应采用完整叶片模型以及真实服役工况; 此外, 也应采取一定方法使实验或模拟更加精确, 例如调整热载荷和机械载荷之间的相位

差, 热载荷采用三角波/梯形波等加载形式, 以获得更为真实可靠的结果。

7 腐蚀环境下热障涂层系统的损伤和断裂

腐蚀是引起 TBCs 损伤和断裂的一个重要因素, 其中主要包括 CMAS 腐蚀和熔融盐腐蚀。腐蚀环境中的成分与 TBCs 发生物理化学反应, 从而引起相变。在高温环境下, TBCs 各部分的热膨胀系数不同, 热失配应力导致横向裂纹的产生和 TC 的剥落失效。由于目前关于熔融盐腐蚀对 TBCs 断裂和损伤影响的研究并不多, 因此本节主要总结 CMAS 腐蚀对 TBCs 断裂和损伤的影响。

CMAS 是一种环境混合氧化物, 主要成分是 CaO 、 MgO 、 Al_2O_3 以及 SiO_2 , 主要来源有沙尘以及火山喷发产生的火山灰。CMAS 对 TBCs 的影响与 CMAS 的组成和 TBCs 的工作温度相关。当处于低于 735 $^{\circ}\text{C}$ 的温度时, CMAS 颗粒撞击表面涂层会引起腐蚀磨损、冷却孔堵塞和涂层局部剥落^[59]。而在约 1250 $^{\circ}\text{C}$ 的较高温度下, CMAS 在涂层表面熔化后渗入涂层并与之反应。Levi 等^[60]研究了高温下 CMAS 侵蚀 EB-PVD TBCs 的过程, 发现 CMAS 对于 YSZ TBCs 的侵蚀过程主要可分为 3 个阶段: 溶解、饱和、再沉淀, 如图 11a 所示。高温下, CMAS 中的一些物质首先与 YSZ 陶瓷层发生化学反应并引起 YSZ 相结构的转变, 这种破坏性的相变伴随着 3%~5% 的体积膨胀, 从而有可能导致 YSZ 涂层的剥落失效; 在此之后, 熔融的 CMAS 渗入涂层, 填充了涂层中的孔隙并形成了一层致密层, 导致 TC 应变容限降低, 而致密层与未被 CMAS 侵蚀的涂层的热膨胀系数不同, 热失配应力导致横向裂纹的产生和 TC 的剥落失效^[61, 62]。

CMAS 导致 TBCs 失效的模型如图 11b 所示^[63]。CMAS 在温度高于其熔点时会发生熔化, 熔融的 CMAS 很容易从表面连通孔和裂纹渗入 YSZ TBCs 内部, 对 YSZ 材料具有良好的润湿性。CMAS 渗入层冷却凝固后与原始结构相比, 渗入层的孔隙率降低、热扩散系数和硬度增加^[64, 65]。TBCs 表面残留的 CMAS 在冷却过程中凝固成致密的玻璃物。一方面, 高的面内刚度使涂层近表面形成较大的拉应力, 底部产生较大的压应力, 表层拉应力稳定释放引起涂层分层, 使连通涂层表面的垂直裂纹沿平行于涂层表面的方向扩展^[61, 65, 66]; 另一方面, APS TBCs 横向裂纹很多导致高温下 CMAS 渗入, 由于 CMAS 本身为玻璃态物质, 因此在冷却过程中 CMAS 渗入层会发生凝固收缩, 且与 YSZ 涂层热膨胀系数存在较大的差异, 导致 TBCs 破坏和层间开裂^[61, 62, 67-69]。CMAS 侵蚀引起涂层剥落后, CMAS 继续与里层未被侵蚀的涂层反应, 循环往复后造成涂层失效^[55, 59]。

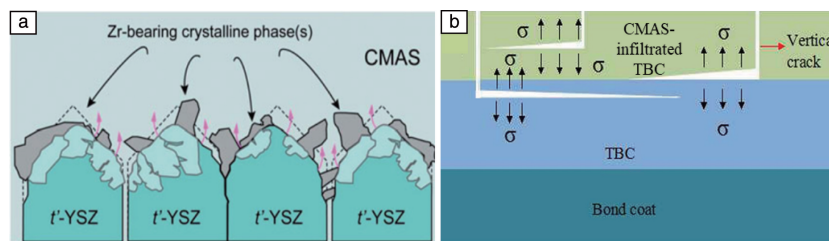


图 11 CMAS 侵蚀 YSZ TBCs: (a) 溶解 YSZ TBCs 的过程^[60], (b) 渗入 TBCs 后剥落模型示意图^[63]

Fig. 11 CMAS corrosion of YSZ coating: (a) the dissolution-precipitation mechanism of CMAS in YSZ^[60], (b) delamination mechanism for TBCs after CMAS penetration^[63]

8 热障涂层系统强度试验与损伤检测方法

TBCs 强度是衡量其抵御变形和裂纹扩展能力的重要依据, 层间粘结强度是表征其层间结合性能的重要参量, 较高的粘接强度有助于提高 TBCs 界面稳定性。同时, 复杂载荷与环境作用共同导致了 TBCs 复杂的损伤机理^[5]。因此, 需要通过有效手段表征 TBCs 的损伤行为, 为探究损伤机理提供依据。

目前广泛应用的 TBCs 强度试验方法有压痕法^[70-72]、弯曲法^[73-75]等; 层间粘接强度试验方法有单轴拉伸法^[76]、改进十字交叉法^[77]以及超声检测法^[78]等。纳米压痕法是相对成熟的测试技术, 被广泛用来测定 TBCs 的力学性能^[70, 71]。Keyvani 等^[70]采用纳米压痕法测试了热腐蚀前后的 3 种 TC 的弹性模量与硬度, 用以比较 TC 的抗热腐蚀性能。Ito 等^[71]对 TGO 的断裂韧性进行了纳米压痕测试, 发现连续氧化铝层的断裂韧性要高于混合氧化物层。用来测试 TBCs 强度的弯曲法主要包括三点弯曲和四点弯曲^[73, 74]。Tang^[73]采用云纹干涉技术测量了三点弯曲载荷作用下热障涂层试样的变形场, 进而计算了 TBCs 张开位移的 J 积分。Ibragimov 等^[74]通过四点弯曲实验确定了 TBCs 变形中的残余应力与能量特性。在 TBCs 粘接强度试验方面, Wang 等^[76]采用单轴拉伸法对 TBCs 进行加载, 并通过计算机断层扫描技术重建断面形貌, 进行界面裂纹扩展分析, 如图 12 所示。Ma 等^[77]通过改进十字交叉法确定了 TBCs 的破坏模式为界面/涂层破坏。Wei 等^[78]将超声检测法与声绕法相结合, 获得了 1400 °C 下涂层的弹性模量与泊松比等力学参数。

目前, TBCs 无损检测研究主要集中在厚度测量、缺陷检测和涂层剩余寿命评估等方面^[79]。采用的技术主要有超声检测技术^[80]、声发射技术^[81]、红外热成像技术^[82]、太赫兹技术^[83]、拉曼/荧光光谱技术^[84]、计算机断层成像技术^[85]、X 射线衍射技术^[86], 以及近年来新发展的微波成像技术^[87]和激光超声检测技术^[88]等。

超声检测技术可用于涂层厚度、密度、弹性模量以及结合质量等的检测^[79]。张炯等^[80]采用超声检测技术

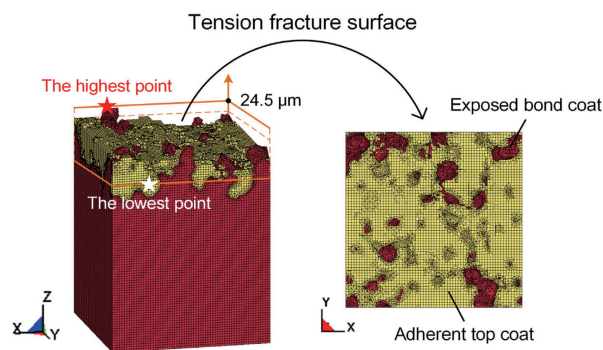


图 12 TBCs 单轴拉伸破坏后的三维界面形貌^[76]

Fig. 12 3D geometric interface morphology of TBCs after uniaxial tensile failure^[76]

实现了 TBCs 表面裂纹检测。由于 TBCs 微观结构的复杂性、性能的分散性, 超声检测在 TBCs 无损检测领域的应用受到了较大的限制^[89]。声发射技术是较早用于定性和定量评价 TBCs 系统中 YSZ 退化过程的无损检测方法, 具有实时监控、整体评价和缺陷快速定位等优点。裘晟堃等^[81]采用声发射技术检测了涂层试件在四点弯曲载荷下的裂纹扩展模式。然而由于信号信息复杂、数据处理困难和相关理论不完善等问题, 目前声发射技术距离在 TBCs 领域的工程应用还有一定距离^[90]。红外热成像技术是一种相对成熟的技术, 初步满足了工程应用的技术需求。郭伟等^[82]验证了采用超声红外热成像技术检测基体疲劳裂纹的可行性。随着热激励技术、图像处理技术的发展, 红外热成像技术的检测精度将继续提高, 其在 TBCs 无损检测领域也将由定性检测向定量检测发展。太赫兹技术具有光学常数提取方便、非电离、非破坏性、成像分辨率高和能够深度成像等优点, 在 TBCs 无损检测方面具有较好的应用前景。但是由于该技术在 TBCs 无损检测领域起步较晚, 导致其相关报道较少。目前, 该技术已经在 TC 厚度测量^[91]、缺陷演化^[92]、二维成像^[93]和裂纹检测^[94]等方面取得了一定进展。拉曼/荧光光谱技术通过测定材料内部离子受激发后产生的拉曼光谱或荧光光谱, 根据特征频率的变化量得到材料内部相应的应

力水平。Clarke 等^[95]首次采用荧光压电光谱技术对 TBCs 的应力水平进行了检测, 为揭示 TBCs 应力演变和失效行为奠定了基础。由于在柱状晶结构中信号容易穿透、反射信号强, 因此拉曼/荧光光谱技术的研究前期主要集中在 EB-PVD TBCs。目前, 国内学者对拉曼/荧光光谱技术在 APS TBCs 的无损检测领域也做了一定的尝试, 取得了一定进展。Jiang 等^[43]采用荧光光谱技术, 实现了对掺杂 Eu 元素的 YSZ 的残余应力演化研究, 并探究了 TBCs 失效时的应力峰值, 为后续 TBCs 寿命模型建立提供了实验

基础。Li 等^[84]采用稀土荧光技术, 通过对 BC 附近的 YSZ 掺杂稀土元素, 实现了对 TBCs 层离现象的无损检测, 如图 13 所示。在此工作的基础上, 该作者制备了各层掺杂不同稀土元素的多层 TBCs, 实现了 TBCs 任意位置不同程度损伤的无损检测。近期, Jiang 等^[96]将光致发光压电光谱技术和 X 射线计算机断层扫描技术结合, 测量了 APS TBCs 中 TGO 残余应力的分布及其随着氧化时间的演变, 如图 14 所示。该检测结果揭示了 TGO 残余应力、TGO 厚度和临界微裂纹随氧化时间的同步演变规律。

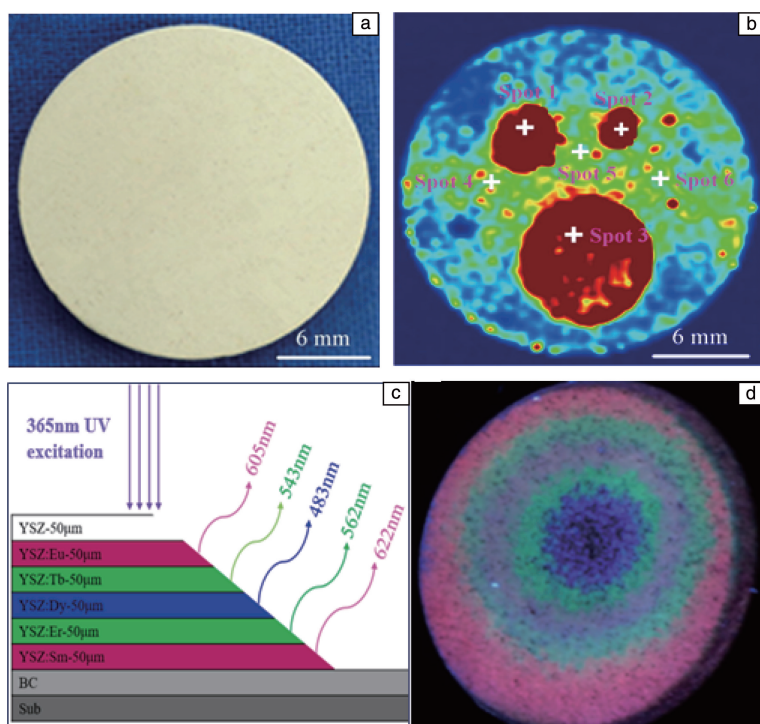


图 13 TBCs 损伤检测^[84]: (a) 白光成像照片, (b) 荧光发射图像, (c) 稀土元素掺杂 TBCs 示意图, (d) 冲蚀损伤荧光成像

Fig. 13 Damage and erosion detection^[84]: (a) white light image, (b) luminescence emission mapping, (c) schematic diagram of rare earth doped TBCs, (d) luminescence emission image of TBCs erosion

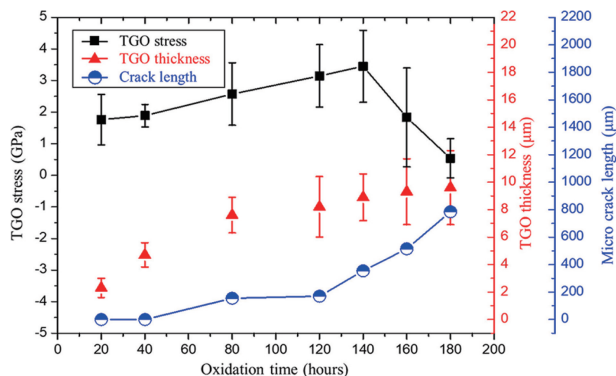


图 14 TGO 残余应力、TGO 厚度和临界微裂纹长度与氧化时间的关系^[96]

Fig. 14 Relationship between oxidation time and TGO residual stress, thickness and critical microcrack length^[96]

9 结 语

热障涂层(TBC)技术是先进航空发动机和燃气轮机的核心技术之一。本文主要针对 TBCs 损伤与断裂问题, 总结归纳了近年来 TBCs 的失效机理、本构模型、损伤与断裂力学分析方法相关研究成果, 高温服役环境、腐蚀环境中 TBCs 的损伤与断裂行为以及 TBCs 强度试验与损伤检测方法的研究进展。

TBCs 是典型的多层材料体系, 各组分间的物理、力学和化学性质具有显著差异。在高温、高压、强氧化和强腐蚀等服役环境下, TBCs 的陶瓷层(TC)和粘接层(BC)界面附近材料容易出现脱黏和开裂等形式的失效, 并最终导致 TC 的剥落。基于目前的研究进展, 后续 TBCs 损伤与

断裂研究工作应围绕以下几个核心问题展开: ① 针对 TBCs 服役环境温度逐渐升高的趋势, 需进一步完善涂层系统强度评价理论, 并发展相应的研究方法 with 试验手段, 开发模拟真实服役环境的 TBCs 性能测试平台。② 服役环境下, TBCs 损伤与断裂是热、力、化学多场耦合共同作用的结果, 因此, 需考虑复杂服役环境来建立 TBCs 的多场耦合本构模型。③ TBCs 的材料性能会受到复杂载荷与服役环境的影响而呈现非均质性, 且其特征尺度与整体结构尺度相比具有明显差异, 因此, 需从物理与计算角度出发建立跨尺度本构模型与计算模型。④ TBCs 与基体材料之间存在较为明显的性能差异, 在服役环境中二者的相互影响不可忽视, 需要加强研究基体与涂层之间力学性能的不连续性以及冶金成分的不均匀性对 TBCs 断裂与损伤的影响。⑤ 基于深度神经网络技术, 发展数字图像计算机视觉技术, 实现 TBCs 损伤、断裂的智能检测及自动化综合评估, 提升缺陷检测的效率与精度。

参考文献 References

- [1] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. *MRS Bulletin*[J], 2012, 37(10): 891-899.
- [2] 王铁军, 范学领, 孙永乐, 等. 固体力学学报[J], 2016, 37(6): 477-517.
WANG T J, FANG X L, SUN Y L, *et al.* *Chinese Journal of Solid Mechanics*[J], 2016, 37(6): 477-517.
- [3] 朱建国, 谢惠民, 刘战伟. 固体力学学报[J], 2013, 45(1): 45-60.
ZHU J G, XIE H M, LIU Z W. *Chinese Journal of Solid Mechanics* [J], 2013, 45(1): 45-60.
- [4] 杨宏波, 刘朝辉, 丁逸栋, 等. 电镀与涂饰[J], 2017, 36(14): 786-791.
YANG H B, LIU C H, DING Y D, *et al.* *Electroplating & Finishing* [J], 2017, 36(14): 786-791.
- [5] 师俊东, 何箐. 航空材料学报[J], 2018, 38(2): 32-42.
SHI J D, HE Q. *Journal of Aeronautical Materials* [J], 2018, 38 (2): 32-42.
- [6] 周雳, 邢志国, 王海斗, 等. 表面技术[J], 2020, 49(1): 122-131.
ZHOU L, XING Z G, WANG H D, *et al.* *Surface Technology*[J], 2020, 49(1): 122-131.
- [7] YANG L, ZHOU Y C, MAO W G, *et al.* *Surface Review and Letters* [J], 2007, 14(5): 935.
- [8] AHRENS M, VASSEN R, STOVER D. *Surface and Coatings Technology*[J], 2002, 161(1): 26-35.
- [9] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. *Science*[J], 2002, 296: 280-284.
- [10] 周益春, 刘奇星, 杨丽, 等. 固体力学学报[J], 2010, 31(5): 504-531.
ZHOU Y C, LIU Q X, YANG L, *et al.* *Chinese Journal of Solid Mechanics*[J], 2010, 31(5): 504-531.
- [11] 马维, 潘文霞, 吴承康. 力学进展[J], 2003, 033(004): 548-559.
- [12] National Aeronautics and Space Administration(NASA). *Research and Development Program for Nonlinear Structural Modelling with Advanced Time Temperature Dependent Constitutive Relationships*[R]. Washington D. C.: NASA, 1981.
- [13] 郝勇, 齐红宇, 马立强. 航空动力学报[J], 2014, 29(7): 1520-1526.
HAO Y, QI H Y, MA L Q. *Journal of Aerospace Power*[J], 2014, 29(7): 1520-1526.
- [14] 吕凯, 徐颖强, 孙戡, 等. 航空动力学报[J], 2019, 34(1): 125-134.
LV K, XU Y Q, SUN J, *et al.* *Journal of Aerospace Power* [J], 2019, 34(1): 125-134.
- [15] EVANS H E, TAYLOR M P. *Surface and Coatings Technology*[J], 1997, 94-95: 27-33.
- [16] 王素粉. 机械工程与自动化[J], 2019, 214(3): 83-84.
WANG S F. *Mechanical Engineering & Automation* [J], 2019, 214 (3): 83-84.
- [17] SCHLICHTING K W, PADTURE N P, JORDAN E H, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2003, 342(1/2): 120-130.
- [18] 艾松, 刘维兵, 赵仕志, 等. 东方汽轮机[J], 2015, 140(4): 1-5.
AI S, LIU W B, ZHAO S Z, *et al.* *Dongfang Turbine* [J], 2015, 140(4): 1-5.
- [19] VISWANATH S, LAKSHMINARAYANA H V, RAVINDRANATH D D. *International Journal of Fracture*[J], 1989, 41(3): 45-50.
- [20] FAN X L, XU R, WANG T J. *Ceramics International*[J], 2014, 40 (9): 13793-13802.
- [21] 李定玉, 王如转, 李卫国, 等. 表面技术[J], 2019, 48(1): 56-61.
LI D Y, WANG R Z, LI W G, *et al.* *Surface Technology*[J], 2019, 48(1): 56-61.
- [22] LI W, YANG F, FANG D. *Acta Mechanica Sinica*[J], 2010, 26(2): 235-239.
- [23] FAN X L, XU R, ZHANG W X, *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2012, 258(24): 9816-9823.
- [24] LI B, FAN X L, OKADA H, *et al.* *Engineering Fracture Mechanics* [J], 2018, 189: 451-480.
- [25] HE M Y, HUTCHINSON J W. *International Journal of Solids & Structures*[J], 1989, 25(9): 1053-1067.
- [26] PETROVA V, SCHMAUDER S. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*[J], 2020, 108: 102605.
- [27] UEDA S, MIZUSAWA S. *Journal of Thermal Stresses*[J], 2020, 43 (8): 940-961.
- [28] LEO C V D, LUK-CYR J, LIU H, *et al.* *Acta Materialia*[J], 2014, 71(1): 306-318.
- [29] JIANG P, FAN X L, SUN Y, *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 132(15): 559-566.
- [30] YANG S, PENG H, ZHANG T. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2020, 832: 154955.
- [31] JING F L, YANG J J, YANG Z M, *et al.* *Materials Science and En-*

- gineering: A[J], 2020, 776(3): 139038.
- [32] 李剑锋, 周霞明, 丁传贤. 航空材料学报[J], 2000, 20(1): 33-39.
LI J F, ZHOU X M, DING C X. Journal of Aeronautical Materials [J], 2000, 20 (1): 33-39.
- [33] 彭瑾, 孙有田. 热喷涂技术[J], 2012(02): 12-15.
PENG J, SUN Y T. Thermal Spraying Technology [J], 2012 (02): 12-15.
- [34] 柳彦博, 马壮, 王全胜, 等. 材料工程[J], 2010, 80(2): 180-182.
LIU Y B, MA Z, WANG Q S, *et al.* Journal of Materials Engineering[J], 2010, 80(2): 180-182.
- [35] 廖红星, 宋鹏, 周会会, 等. 复合材料学报[J], 2016, 33(8): 1785-1793.
LIAO H X, SONG P, ZHOU H H, *et al.* Acta Materiae Compositae Sinica [J], 2016, 33(8): 1785-1793.
- [36] RICOTTA M, QUARESIMIN M, TALREJA R. Composites Science & Technology [J], 2008, 68(13): 2616-2623.
- [37] 苏罗川, 张伟旭, 王铁军. 固体力学学报[J], 2013, 33(S1): 99-104.
SU L C, ZHANG W X, WANG T J. Chinese Journal of Solid Mechanics[J], 2013, 33(S1): 99-104.
- [38] 周长春. 热障涂层界面失效与氧化层应力演变的关联研究[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2014.
ZHOU C C, The Correlation of Residual Stress in TGO with Interface Failure of Thermal Barrier Coatings[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2014.
- [39] 陈江波. 快速循环热机械疲劳条件下热障涂层 TGO 皱褶行为的模拟研究[D]. 南京: 东南大学, 2015.
CHENG J B. Numerical Study on TGO Undulation of Thermal Barrier Coating under Fast Cyclic Thermo-Mechanical Fatigue Loading [D]. Nanjing: Southeast University, 2015.
- [40] RANJBARFAR M, ABSI J, SHAHIDI S, *et al.* Materials & Design [J], 2011, 32(2): 728-735.
- [41] CHEN J, ZHAO Y, ZHAO P. Journal of the Chinese Advanced Materials Society[J], 2013, 1: 317-324.
- [42] 范学领, 张光辉, 江鹏. 固体火箭技术[J], 2017, 40(6): 765-769.
FAN X L, ZHANG G H, JIANG P. Journal of Solid Rocket Technology[J], 2017, 40(6): 765-769.
- [43] JIANG P, FAN X, SUN Y, *et al.* Ceramics International[J], 2018, 101(9): 4256-4261.
- [44] KANG Y X, BAI Y, FAN W, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2018, 38(7): 2851-2862.
- [45] ZHANG H, WANG J, DONG S, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 785: 1068-1076.
- [46] 任晓雪, 江鹏, 范学领. 稀有金属材料与工程[J], 2018, 42(12): 3703-3709.
REN X X, JIANG P, FAN X L. Rare Metal Materials and Engineering[J], 2018, 42(12): 3703-3709.
- [47] CHEN X, SUN Y, HU J, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2020, 40(4): 1424-1432.
- [48] SHEN Z, HE L, MU R, *et al.* Corrosion Science [J], 2020, 163: 108224.
- [49] CHAUDHURY Z A, NEWAZ G M, AHMED T. Journal of Materials Science Letters[J], 1998, 17(1): 85-87.
- [50] DOLEKER K M, KARAOGLANLI A C, OZGURLUK Y, *et al.* Vacuum[J], 2020, 177: 109401.
- [51] LI Y, LI C J, ZHANG Q, *et al.* Journal of Thermal Spray Technology [J], 2010, 19(1/2): 168-177.
- [52] GAO L, GUO H, WEI L, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2015, 276: 424-430.
- [53] BOLELLI G, RIGHI M G, MUGHAL MZ, *et al.* Materials & Design [J], 2019, 166: 107615.
- [54] 黄丰, 聂铭, 林介东, 等. 材料研究学报[J], 2017, 31(1): 9-17.
HUANG F, NIE M, LIN J D, *et al.* Chinese Journal of Materials Research[J], 2017, 31(1): 9-17.
- [55] 杨舟, 陈国锋, 李长鹏, 等. 中国表面工程[J], 2018, 31(2): 130-137.
YANG Z, CHEN G F, LI C P, *et al.* China Surface Engineering [J], 2018, 31(2): 130-137.
- [56] KITAZAWA R, KAKISAWA H, KAGAWA Y. Surface and Coatings Technology[J], 2014, 238: 68-74.
- [57] SADOWSKI T, GOLEWSKI P. Frattura ed Integrità Strutturale[J], 2016, 10(35): 492-499.
- [58] ZIAEI A A, RAMEZANLOU M T. Journal of Mechanical Sciences [J], 2019, 150: 656-664.
- [59] MACK D E, WOBST T, JARLIGO MOD, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2017, 324: 36-47.
- [60] LEVI C G, HUTCHINSON J W, VIDAL S M H, *et al.* MRS Bulletin [J], 2012, 37(10): 932-941.
- [61] KUMAR R, JORDAN E, GELL M, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2017, 327: 126-138.
- [62] KUMAR R, WANG J, JIANG C, *et al.* Journal of Thermal Spray Technology[J], 2018, 27(5): 781-793.
- [63] 亢永霞, 白宇, 刘琨, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2017, 46(1): 282-288.
KANG Y X, BAI Y, LIU K, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2017, 46(1): 282-288.
- [64] CAI Z, JIANG J, WANG W, *et al.* Ceramics International[J], 2019, 45(11): 14366-14375.
- [65] ZHOU X, CHEN T, YUAN J, *et al.* Journal of the American Ceramic Society[J], 2019, 102(10): 6357-6371.
- [66] WESSELS K M. Elucidating the Mechanism of Bond Coat Cavitation under CMAS-infiltrated Thermal Barrier Coatings[D]. Santa Barbara: University of California, 2016.
- [67] 马景涛, 邓畅光, 王允良, 等. 金属热处理[J], 2017, 42(9): 160-167.
MA J T, DENG C G, WANG Y L, *et al.* Heat Treatment of Metals [J], 2017, 42(9): 160-167.
- [68] SU L, YI C. Ceramics International[J], 2017, 43(12): 8893-8897.
- [69] WELLMAN R, WHITAMN G, NICHOLLS J R. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials[J], 2010, 28(1): 124-132.

- [70] KEYVANI A, BAHAMIRIAN M. *Surface Engineering*[J], 2017, 33(6): 433-443.
- [71] ITO K, SHIMA T, FUJIOKA M, *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2020, 29(7): 1728-1740.
- [72] QU Z, WEI K, HE Q, *et al.* *Ceramics International*[J], 2018, 44(7): 7926-7929.
- [73] TANG M, XIE H, ZHU J, *et al.* *Materials Science and Engineering: A*[J], 2013, 565: 142-147.
- [74] IBRAGIMOV A R, ILINKOVA T A, SHAFIGULLIN L N, *et al.* *Research Journal of Pharmaceutical Biological and Chemical Sciences* [J], 2016, 7(5): 2308-2317.
- [75] LIU H, LIANG L, WANG Y, *et al.* *International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2016, 13(6): 1043-1052.
- [76] WANG L, FAN Q, LIU Y, *et al.* *Materials & Design*[J], 2015, 86: 89-97.
- [77] MA D, BAO Y, WAN D, *et al.* *Journal Chinese Ceramics Society*[J], 2017, 45(7): 995-999.
- [78] WEI Q, ZHU J, CHEN W. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2016, 25(3): 605-612.
- [79] 李建超, 何箐, 吕玉芬, 等. *中国表面工程*[J], 2019, 32(2): 16-26.
LI J C, HE Q, LV Y F, *et al.* *China Surface Engineering*[J], 2019, 32(2): 16-26.
- [80] 张炯, 肖俊峰, 高松, 等. *航空动力学报*[J], 2019, 34(6): 1217-1224.
ZHANG J, XIAO J F, GAO S, *et al.* *Journal of Aerospace Power*[J], 2019, 34(6): 1217-1224.
- [81] 裘晟堃, 李强. *中国表面工程*[J], 2019, 32(3): 138-153.
XI C K, LI Q. *China Surface Engineering*[J], 2019, 32(3): 138-153.
- [82] 郭伟, 董丽虹, 王海斗, 等. *表面技术*[J], 2019, 48(12): 369-375.
GUO W, DONG L H, WANG H D, *et al.* *Surface Technology* [J], 2019, 48(12): 369-375.
- [83] 叶东东, 王卫泽. *表面技术*[J], 2020, 49(10): 126-137.
YE D D, WANG W Z. *Surface Engineering* [J], 2020, 49(10): 126-137.
- [84] LI C, FAN X L, JIANG P, *et al.* *Materials Letters*[J], 2018, 222: 41-44.
- [85] AHMADIAN S, BROWNING A, JORDAN E H. *Scripta Materialia* [J], 2015, 97: 13-16.
- [86] LI C, JACQUES S, CHEN Y, *et al.* *Journal of Applied Crystallography*[J], 2016, 49(6): 1904-1911.
- [87] FIRDAUS A J K M, SLOAN R, DUFF C I, *et al.* *Microwave Non-destructive Evaluation of Thermal Barrier Coated Turbine Blades Using Correlation Analysis: the IEEE 2016 46th European Microwave Conference Report*[R]. London: EuMC, 2016.
- [88] WATANABE Y, YONEZU A, CHEN X. *Journal of Nondestructive Evaluation*[J], 2018, 37(1): 1-11.
- [89] FAHR A, ROGÉ B, THORNTON J. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2006, 15: 46-52.
- [90] 夏凯龙, 葛超, 王秋童, 等. *航空制造技术* [J/OL], 2020. (2020-10-26) [2021-11-06]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.4387.V.20201026.0848.002.html>.
XIA K L, GE C, WANG Q T, *et al.* *Aeronautical Manufacturing Technology*[J/OL], 2020. (2020-10-26) [2021-11-06]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.4387.V.20201026.0848.002.html>.
- [91] KRIMI S, Klier J, JONUSCHEIT J, *et al.* *41st International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves*[C]. Copenhagen: IEEE, 2016.
- [92] CHEN C C, LEE D J, POLLOCK T, *et al.* *34th International Conference on Infrared, Millimeter, and Terahertz Waves* [C]. Busan: IEEE, 2009.
- [93] WHITE J, FICHTER G, CHERNOVSKY A, *et al.* *Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation* [J], 2009, 1096(1): 434-439.
- [94] 叶东东, 王卫泽, 周海婷, 等. *表面技术*[J], 2020, 49(5): 91-97.
YE D D, WANG W Z, ZHOU H T, *et al.* *Surface Engineering*[J], 2020, 49(5): 91-97.
- [95] CHRISTENSEN R J, LIPKIN D M, CLARKE D R, *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 1996, 69(24): 3754-3756.
- [96] JIANG P, YANG L Y, SUN Y L, *et al.* *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2021, 104(3): 1455-1464.

(编辑 费蒙飞)



特约撰稿人范学领

范学领:男, 1978年生, 西安交通大学航天航空学院教授、博士生导师, 机械结构强度与振动国家重点实验室副主任。长期致力于高温强度理论和极端环境下的实验方法与技术方面研究, 主持军委科技委、工信部、后勤保障部、装备发展部、国防科工

局、各军兵种及中国航发集团、航空工业集团、航天科技集团、中国商飞、中石油、中国工程物理研究院等的项目 50 余项, 突破了强隔热、长寿命热障涂层设计与极端环境试验考核等关键技术, 自主研发多型高温试验考核设备应用于国防工业部门和部队

单位。发表 SCI 论文 70 余篇, 申请/授权专利 40 余项; 编著出版《热障涂层强度理论与检测技术》《航空工程材料与成型工艺基础》(国家级教材)。获陕西省技术发明一等奖、陕西省国防科技进步奖等; 获 2020 年中国产学研合作创新奖(个人)。兼任中国力学学会

理事会理事、中国复合材料学会青年工作委员会副主任、河南省紧固件技术重点实验室学术委员会主任、河南省水下智能装备重点实验室学术委员会委员, 担任 *Modern Concepts in Material Science* 副主编, *Journal of Advanced Ceramics, Coatings, Nano-Materials* 编委。