

TGO 非均匀增长对热障涂层应力演化和破坏机理的影响

刘 扬¹, 全昌彪¹, 杨晓光^{2,3}, 石多奇^{2,3}, 张生良⁴,
孙燕涛⁴, 宋佳楠², 李少林^{2,3}

- (1. 中国航空发动机集团有限公司 湖南动力机械研究所, 湖南 株洲 412002;
2. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;
3. 北京航空航天大学 航空发动机结构强度北京市重点实验室, 北京 100191;
4. 北京航空工程技术研究中心, 北京 100076)

摘 要: 采用内聚力模型和热生长氧化层(TGO)非均匀增长子程序,数值模拟了在热循环载荷作用下热障涂层(TBC)内部应力演化规律和开裂行为。涂层失效过程首先是源自陶瓷层(TC)内近波峰位置的拉伸和切应力共同主导的陶瓷层Ⅰ、陶瓷层Ⅱ混合型裂纹;随着循环数增加,则转向由 TC 内近波峰位置的切应力主导的Ⅱ型裂纹和波峰波谷中间的涂层厚度方向拉伸应力主导的Ⅰ型裂纹。整体非均匀增长和波谷均匀增长模式下的最大拉伸应力经过一定循环数后几乎不再随循环数而增加;而在波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,最大拉伸应力则会随着循环数增加持续增长。整体非均匀增长、波谷非均匀增长模式下,20 个循环后最大切应力出现在近波峰位置,分别为-162.41 MPa 和-154.28 MPa;而整体波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,最大切应力为-113.82 MPa 和-111.98 MPa。对于波谷均匀增长和整体非均匀增长模式,在 9 个循环后出现界面裂纹。而对于波峰均匀增长和整体非均匀增长模式,在第 17 个循环出现界面裂纹。

关 键 词: 应力演化; 破坏机理; 热障涂层(TBC); 热生长氧化层(TGO); 非均匀增长

中图分类号: V231.95 **文献标志码:** A

Effect of non-uniform growth of TGO on stress development and failure mechanism of thermal barrier coatings

LIU Yang¹, QUAN Changbiao¹, YANG Xiaoguang^{2,3}, SHI Duoqi^{2,3},
ZHANG Shengliang⁴, SUN Yantao⁴, SONG Jianan², LI Shaolin^{2,3}

- (1. Hunan Aviation Powerplant Research Institute,
Aero Engine Corporation of China, Zhuzhou Hunan 412002, China;
2. School of Energy and Power Engineering,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;
3. Beijing Key Laboratory of Aero-Engine Structure and Strength,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;
4. Beijing Aeronautical Engineering Technical Research Center, Beijing 100076, China)

Abstract: The cohesive force model and the thermal growth oxide (TGO) non-uniform growth subroutine were used to numerically simulate the stress development and cracking behavior of the thermal barrier coating (TBC) under thermal cycling loading. The cracking

收稿日期:2019-12-04
作者简介:刘扬(1979—),男,高级工程师,硕士,主要从事航空发动机结构强度研究。

引用格式:刘扬,全昌彪,杨晓光,等. TGO 非均匀增长对热障涂层应力演化和破坏机理的影响[J]. 航空动力学报,2020,35(6): 1140-1148. LIU Yang, QUAN Changbiao, YANG Xiaoguang, et al. Effect of non-uniform growth of TGO on stress development and failure mechanism of thermal barrier coatings[J]. Journal of Aerospace Power, 2020, 35(6): 1140-1148.

process was firstly caused by the mixed I and II cracks due to the tensile and shear stress in the near peak position in the top coat (TC); it turned to the mode II crack due to the shear stress near the peak of the TC and the mode I crack due to the tensile stress in the thickness direction in the middle of the peak and trough with the increasing number of thermal cycles. The maximum tensile stress in the overall non-uniform growth and the valley uniform growth mode almost did not increase with the number of cycles after some cycles; while in the peak uniform growth and the overall uniform growth mode, the maximum tensile stress increased continuously. In the global non-uniform growth mode and the valley non-uniform growth mode, the maximum shear stress of -162.41 MPa and -154.28 MPa appeared at the position near the peak after 20 cycles; while in the global uniform wave growth and global uniform growth mode, the maximum shear stress were -113.82 MPa and -111.98 MPa , respectively. For the uniform growth of the valley and the overall non-uniform growth mode, interface cracks appeared after 9 cycles; while for the uniform peak growth and overall non-uniform growth mode, interface cracks appeared in the 17th cycle.

Key words: stress development; failure mechanism; thermal barrier coating (TBC); thermal growth oxide (TGO); non-uniform growth

涡轮前温度是衡量航空发动机性能的重要指标^[1]。而热障涂层 (thermal barrier coatings, TBCs) 是提高涡轮前温度的三大技术之一^[2]。典型的 TBCs 由陶瓷层 (top coat, TC)、热生长氧化层 (thermal growth oxide, TGO) 和黏结层 (bond coat, BC) 组成^[3]。其中, TGO 在涂层制备过程中就会产生, 目的是用来减缓涂层内部的进一步氧化。但是, 在 TBCs 服役过程中, TGO 会进一步生长, 并且对涂层的使用寿命产生很大的影响^[4-6]。

迄今, 通过试验方法实时测量 TBCs 内部的应力演化和开裂行为是难以实现的, 因此, 国内外针对 TGO 对 TBCs 的应力演化和开裂行为的影响的相关研究均是采用数值模拟手段。在早期的研究中, 一般是通过在有限元模型中预先设置均匀的或非均匀的 TGO 厚度来研究 TBCs 各层热力参数不匹配导致的应力分布^[7-11]。在最近的数值模拟方法中, 不仅可以数值模拟 TGO 与其他层热力参数不匹配引起的应力, 还可获得 TGO 生长带来的应力^[12-16]。在这些模型中, 通常是将 TGO 生长视为均匀增长的。但是, Che 等^[17]的试验研究表明, TGO 增长模式较为复杂, 由于受界面几何形貌约束和元素扩散的影响, TGO 实际具有多种生长模式。TGO 生长模式的不同有可能导致应力分布和开裂机制的变化。因此, 在数值模拟方法中需要考虑 TGO 多种增长模式对 TBCs 开裂行为和失效模式的影响。

有鉴于此, 本文采用内聚力模型和自编程序 TGO 多种增长模式的子程序, 数值模拟了在热循

环载荷作用下, 不同 TGO 增长模式下的热障涂层内部应力演化规律和开裂行为。

1 数值模拟方法

1.1 几何模型与网格划分

为研究不同氧化生长模式对 TBC 内部应力分布及失效模式的影响, 本文建立了 4 种氧化增长模型, 并在 TC-TGO 界面插入内聚力单元, 以模拟热不匹配应力和氧化生长应力联合作用下涂层内部界面的失效过程。

本文中计算使用的热障涂涂层力学模型包含 TC、TGO 和 BC 三层材料, 其几何形貌如图 1 所示。为简化计算, 在建模过程中使用理想的正弦曲线模拟涂层内部凹凸不平的界面。根据微观观

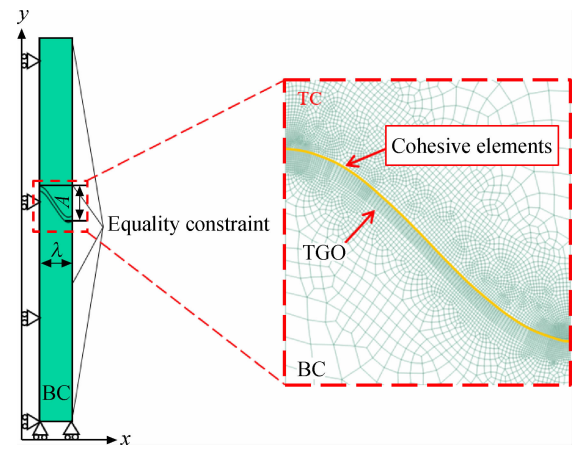


图 1 热障涂层有限元模型

Fig.1 Finite element model of TBCs

测的结果^[17],幅值 A 取 $3.55\text{ }\mu\text{m}$,半波长 λ 取 $21.3\text{ }\mu\text{m}$ 。边界条件如图 1 所示,在模型的底部约束其 y 方向自由度,而在模型左边约束其 x 方向自由度,模型的右边施加等式约束,使得涂层边缘各个点沿 x 方向的位移相同^[18-19]。

模型使用平面应变单元,并在 TC-TGO 界面插入内聚力单元,用于模拟界面的损伤和开裂对涂层内部应力分布的影响。值得一提的是,由于内聚力单元使用了基于连续介质损伤力学 Traction-Separation 理论,在单元未出现损伤时,其力学性能与 TC 材料相同;当界面单元累计损伤值达到 1 时,界面单元失去承载能力,此时认为涂层内部的界面裂已经萌生。

1.2 材料参数

在计算过程中,考虑了高温下热障涂层材料的蠕变特性导致的应力再分布,本文引入了 Norton power-law,来模拟材料蠕变导致的应力松弛效应^[20]

$$\dot{\epsilon}_{cr} = B\sigma^n \tag{1}$$

其中 B 和 n 分别为经验常数。考虑到不同制备工艺可能会对 TBCs 各层的材料参数产生较大影响,本文参考相关的试验结果^[21-23],取其平均值用于计算。另外,涂层各层的弹性模量、热膨胀系数等材料参数来自文献^[24-25]。

如上文所述,本文使用了内聚力单元模拟涂层内部的界面开裂过程。在计算过程中,层间材料热不匹配导致的应力和 TGO 生长导致的氧化应力都会导致界面单元出现损伤,本构关系为

$$\sigma = \begin{cases} K\delta, & \delta \leq \delta_0 \\ (1-D)K\delta, & \delta_0 \leq \delta \leq \delta_i \\ 0, & \delta \geq \delta_i \end{cases} \tag{2}$$

损伤定义为

$$D = \begin{cases} 0, & \delta \leq \delta_0 \\ \frac{\delta_i(\delta - \delta_0)}{\delta(\delta_i - \delta_0)}, & \delta_0 \leq \delta \leq \delta_i \\ 1, & \delta_i \leq \delta \end{cases} \tag{3}$$

其中 δ 、 δ_0 和 δ_i 分别为界面张开位移、界面损伤出现和界面完全断裂时对应的张开位移。内聚力模型相关计算参数定义为^[24,26-28]: $\sigma_n^0 = 200\text{ MPa}$, $\sigma_s^0 = 100\text{ MPa}$, $K_{nn} = K_{ss} = 200\text{ GPa/mm}$, $G_n = 20\text{ J/m}^2$, $G_s = 60\text{ J/m}^2$, 其中下标 n 和 s 分别

表示沿界面的法线方向和切向方向。以上都是跟温度相关的参数。

1.3 氧化生长模型

为研究不同 TGO 生长模式对热障涂层内部应力分布的影响,本文采用膨胀单元模拟 TGO 氧化生长过程,氧化生长动力曲线遵循 Tamman-law^[20],氧化生长应变可以表示为

$$\epsilon_{ox} = K(t)^n \tag{4}$$

其中 K 和 n 为经验常数。相关的试验研究结果表明^[17],非均匀增长模式下 TGO 各个位置的生长参数如下:①波峰: $K = 4.5\text{ h}^{-n}$, $n = 0.176$; ②波谷: $K = 2.08\text{ h}^{-n}$, $n = 0.109$ 。而氧化层平均增长速率可表示为: $K = 2.9\text{ h}^{-n}$, $n = 0.158$ ^[29]。在 $1050\text{ }^\circ\text{C}$ 下其生长动力曲线如图 2 所示。

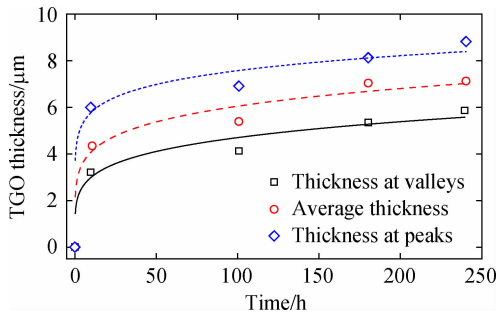


图 2 1050 °C TGO 增长曲线

Fig. 2 TGO growth curve at 1050 °C

大量的试验证明,高温下 TGO 的增长具有多种增长模式^[14,15,17],大体可分为:①整体均匀增长;②波峰非均匀增长;③波谷非均匀增长;④整体非均匀增长。在以往的有限元计算中为提高计算效率,通常假设 TGO 厚度均匀变化,从而计算 TGO 生长应力对 TBC 内部应力分布的影响。这种假设忽略了 TGO 局部非均匀生长导致的涂层局部应力集中,无法模拟由于局部非均匀增长导致的裂纹的萌生与扩展,从而忽略了其他增长模式下 TBCs 失效模式的变化。基于上述不足,本文通过线性插值方法建立了 4 种氧化增厚模型:整体均匀增长、波峰非均匀增长、波谷非均匀增长和整体非均匀增长,用以研究不同氧化增长模式下涂层内部应力分布与界面裂纹萌生和扩展的规律。公式表达如下:

$$\epsilon_{ox1} = K(t)^n \tag{5}$$

$$\epsilon_{ox2} = \begin{cases} \left[K_{top} - \left(\frac{2K_{top} - 2K_{average}}{\lambda} \right) x \right] (t)^n, & 0 < x \leq 0.5 \\ K(t)^n, & 0.5 < x \leq 1 \end{cases} \tag{6}$$

$$\epsilon_{ox3} = \begin{cases} K(t)^n, & 0 < x \leq 0.5 \\ \left[K_{average} - \left(\frac{2K_{average} - 2K_{valley}}{\lambda} \right) x \right] (t)^n, & 0.5 < x \leq 1 \end{cases} \quad (7)$$

$$\epsilon_{ox4} = \begin{cases} \left[K_{top} - \left(\frac{2K_{top} - 2K_{average}}{\lambda} \right) x \right] (t)^n, & 0 < x \leq 0.5 \\ \left[K_{average} - \left(\frac{2K_{average} - 2K_{valley}}{\lambda} \right) x \right] (t)^n, & 0.5 < x \leq 1 \end{cases} \quad (8)$$

其中 ϵ_{ox1} 、 ϵ_{ox2} 、 ϵ_{ox3} 和 ϵ_{ox4} 分别代表整体均匀增长、波峰非均匀增长、波谷非均匀增长及整体非均匀增长 4 种 TGO 增长模式下氧化生长导致的应变, x 为归一化后的 TGO 横坐标值, λ 为界面的半波长。

1.4 载荷施加

计算假设热障涂层内部温度均匀分布, 考虑制备过程中产生的残余应力, 计算模型中初始无应力温度设定为 650 ℃。每个热循环分为 3 部分: ①55 s 内从 25 ℃ 加热至 1050 ℃; ②在 1050 ℃ 下保载 670 s; ③5 s 内从 1050 ℃ 冷却至 25 ℃。考虑到材料的蠕变和 TGO 的氧化生长主要发生在高温条件下, 本文只考虑保载阶段的蠕变和氧化生长。

2 结果与讨论

2.1 涂层失效的主导应力分析

由于 TC 的失效大多是由于横向裂纹的萌生和扩展引起, 而横向裂纹的扩展与涂层厚度方向 (即图 1 中 y 方向) 的拉伸应力和切应力有关, 因此本文首先考察氧化层均匀增长模式下热不匹配和 TGO 氧化增长对 TC 内部 y 方向应力 S_{22} 和切应力 S_{12} 分布的影响。

由于 TBC 内部各层间的材料参数差异较大, 当温度改变时 TC 内部会产生热不匹配应力。如图 3(a) 所示, 在热循环开始前, TC 内部的应力主要由热不匹配引起, 其中 y 方向的最拉升应力出

现在 TC-TGO 界面近波峰位置, 其值为 16.47 MPa。随着热循环的进行, TGO 在高温下氧化生长, 其产生的生长应力会使得 TBC 内部的应力发生较大的改变。如图 3(b) 所示, 经过 5 个循环后, TC 内的最大 y 方向拉伸应力迅速增长到了 94.11 MPa。而 20 个循环后, TC 内部沿 y 方向的最大拉应力达到了 139.88 MPa, 如图 3(c) 所示。观察计算结果, 可以发现随着循环数的增加, TC 内最大 y 方向拉应力从近波峰的位置移动到了波峰波谷中间的位置。这说明在 TBC 使用过程中, 更容易在波峰波谷中间的位置萌生 y 拉伸应力主导的横向 I 型裂纹。横向裂纹在 y 拉伸应力的作用下扩展、汇聚最终导致 TC 的大面积剥落。

可发现在氧化增长的初期, 由于 TGO 生长速度较快, 会导致 TC 内部的 y 方向拉伸应力急剧增加。而随着循环数的增加, TGO 氧化生长的速率趋于平缓, 应力增长的速度也开始下降。通过有限元模拟可发现热不匹配应力只占 TC 内 y 方向拉伸应力的很小一部分, 因此 TC 内的横向裂纹主要由 TGO 的氧化生长应力引起。

图 4 为不同循环后 TC 内部切应力 S_{12} 的分布情况。热循环未开始之前, 由热不匹配引起的切应力为 -17.96 MPa, 出现在近波峰的位置, 如图 4(a) 所示。高温下 TGO 的氧化生长会导致 TC 内部的切应力快速增加, 如图 4(b) 和图 4(c) 所示, 经过 5 个和 20 个循环后, TC 内的最大切

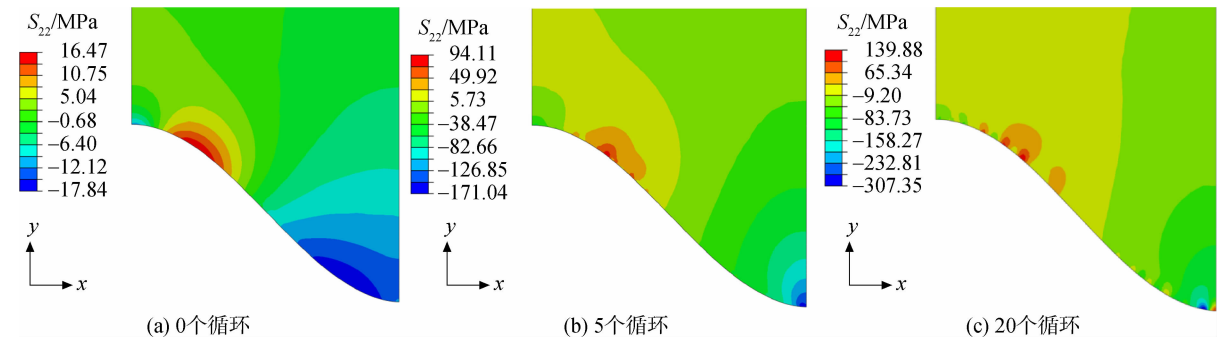


图 3 TC 内 y 方向应力 S_{22} 分布情况

Fig. 3 Stress S_{22} distribution in TC in y direction

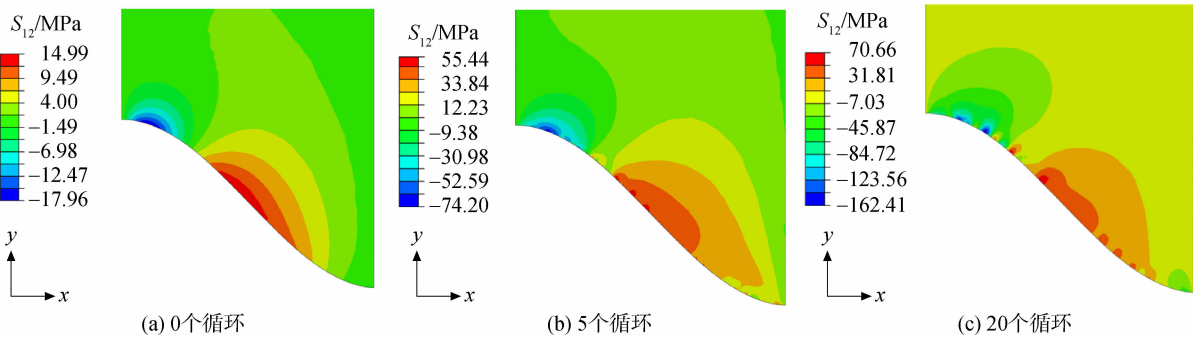


图 4 TC 内切应力 S_{12} 分布情况
Fig. 4 Shear stress S_{12} distribution in TC

应力分别达到了 -74.20 MPa 和 -162.41 MPa 。值得注意的是 TC 内的最大切应力始终出现在 TC-TGO 界面的近波峰位置,并不会随着循环数的增加而改变。结合 y 方向拉伸应力的分布情况,可以推断:在最初开始的几个循环内,TC 内近波峰位置容易萌生拉伸和切应力共同主导的 I、II 混型合裂纹。而随着循环数的增加,TC 内近波峰位置容易萌生切应力主导的 II 型裂纹,而波峰波谷中间的位置容易萌生 y 拉伸应力主导的 I 型裂纹。

2.2 不同氧化增长模式下 TBCs 的失效分析

图 3、图 4 的结果建立在 TGO 均匀增长的假设之上,然而研究表明 TGO 增长速率会受到 TC-TGO 界面曲率的影响,其波峰到波谷处的

TGO 增长速率均不相同。为研究不同氧化增长模式对 TBC 内部应力分布和失效的影响,本文建立了 4 种不同的氧化增长模型:①整体非均匀增长,②波峰非均匀增长、波谷均匀增长,③波谷非均匀增长、波峰均匀增长,④整体均匀增长,如图 5 所示,图中 U_2 表示 y 方向的位移。

由于 TGO 的生长会导致 TC-TGO 界面的开裂,计算发现经过 20 个循环后,大部分的界面单元都已失效,因此停止计算。经过 20 个循环后,TC 内 y 方向的拉伸应力如图 6 所示。计算发现,整体非均匀增长与波谷均匀增长模式下, y 方向最大拉伸应力相差不大,分别为 172.71 MPa 和 164.35 MPa ;而在波峰均匀增长和整体均匀增长模式下, y 方向最大拉伸应力几乎相同,分别为

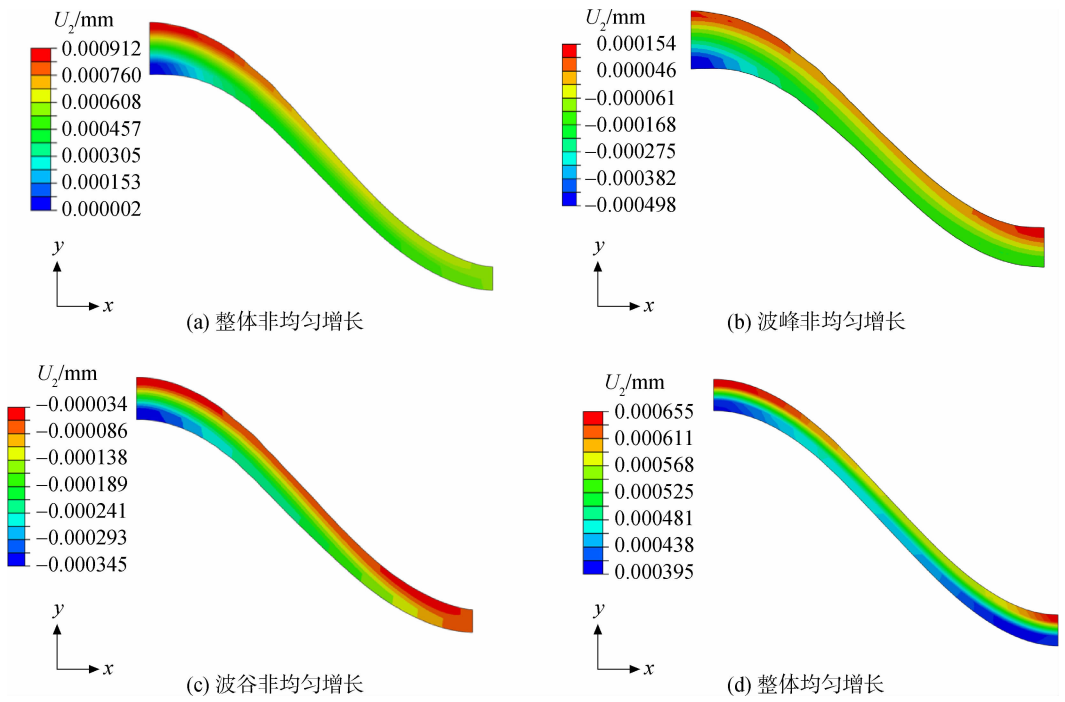


图 5 不同 TGO 生长模式下 y 方向位移分布情况
Fig. 5 Displacement distribution in y direction under different TGO growth modes

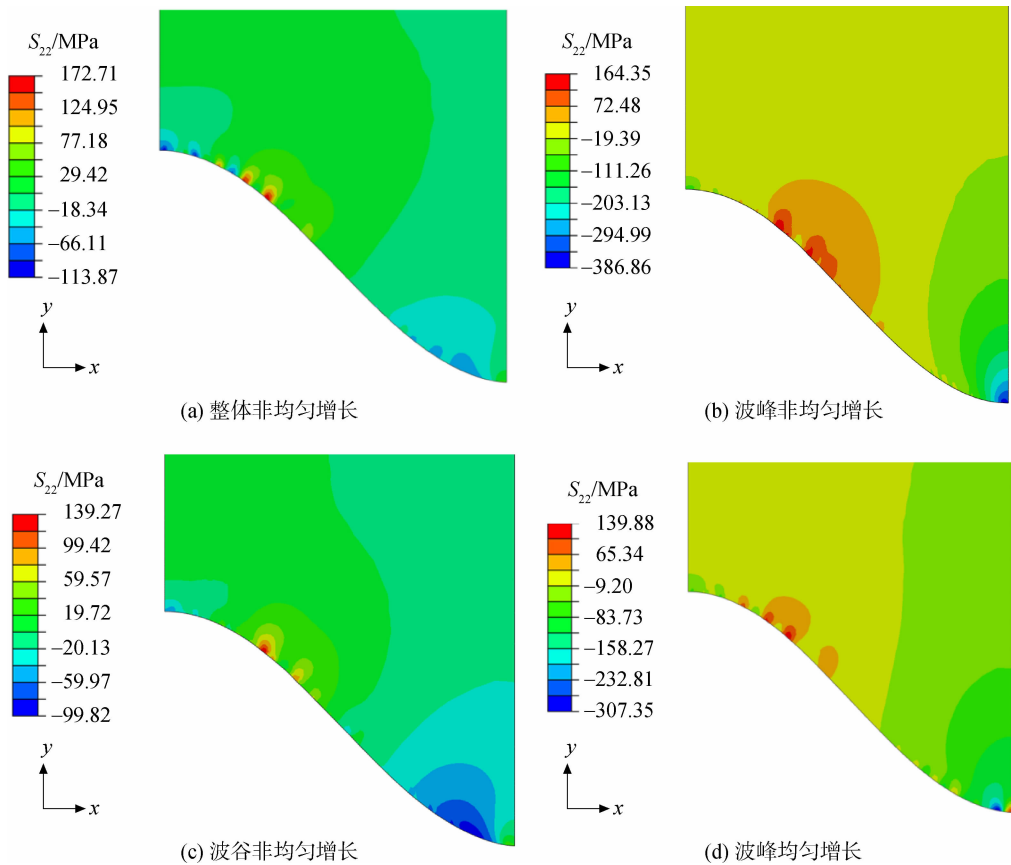


图 6 不同 TGO 生长模式下 TC 内 y 方向应力 S_{22} 分布

Fig. 6 Stress S_{22} distribution in TC under different TGO growth modes in y direction

139.27 MPa 和 139.88 MPa。

由于 y 方向的最大拉伸应力出现在近波峰的位置,所以该区域 TGO 的增长模式会显著的影响 TC 内最大拉伸应力的分布情况。在整体非均匀增长和波谷均匀增长模式下,近波峰位置的 TGO 生长速度相同,且都大于平均生长速度,这导致两者的 TC 内部最大拉伸应力差距不大。同理,在波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,近波峰位置的 TGO 生长速度相同,所以两者 y 方向的最大拉伸应力相同。

提取不同生长模式下 TC 内 y 方向最大拉伸应力可以发现(图 7),在氧化增长的初期,由于 TGO 的快速生长,TC 内部的最大拉伸应力快速增加。经过 5 个循环后,由于 TGO 增长速度的降低和 TBC 材料蠕变特性的影响,最大拉伸应力增加速度变缓。对于整体非均匀增长和波谷均匀增长模式下的模型,由于拉伸应力较大,蠕变导致的松弛效应更明显,当经过 14 个循环后,最大拉伸应力几乎不再随循环数而增加。而波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,随着循环数的增加,最大拉伸应力持续增长。

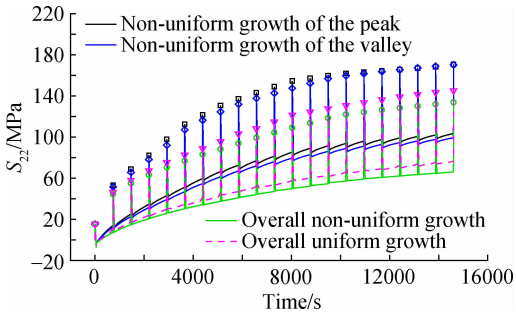


图 7 不同 TGO 生长模式下 TC 内 y 方向最大拉伸应力 S_{22} 演化规律

Fig. 7 Evolution of maximum tensile stress S_{22} in vertical direction in TC under different TGO growth modes

TGO 增长模式的改变也会改变 TC 内切应力分布情况。如图 8 所示,20 个循环后,整体非均匀增长、波谷非均匀增长模式下,最大切应力出现在近波峰位置,分别为 -162.41 MPa 和 -154.28 MPa。而整体波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,最大切应力为 -113.82 MPa 和 -111.98 MPa。正如上文所讨论的那样,以上 4 种氧化增长模式下,由于最大切应力出现在近波

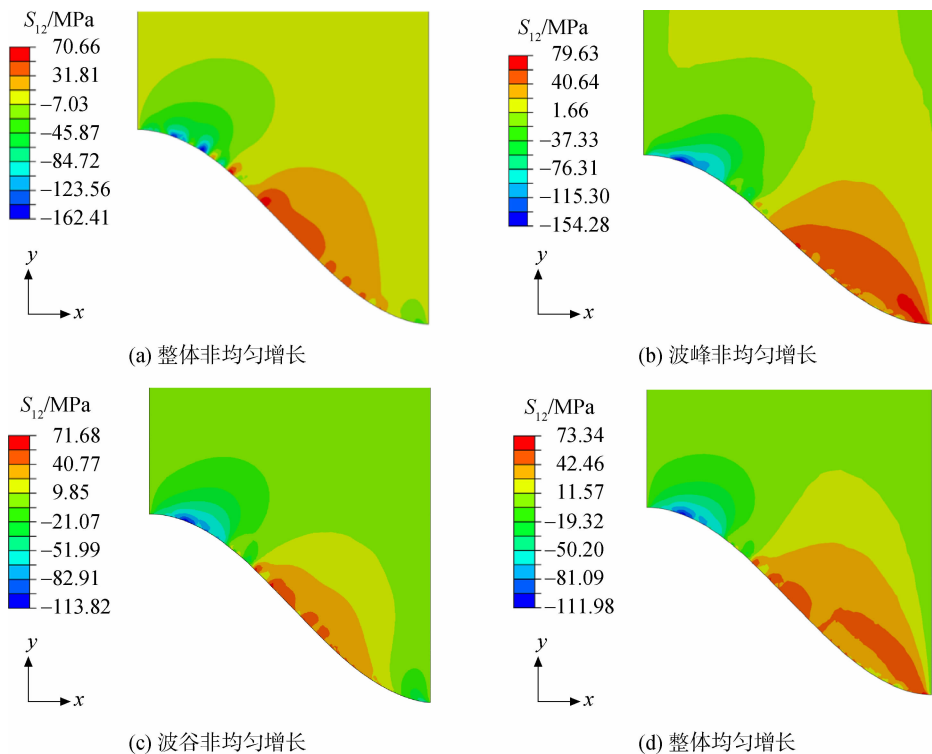


图 8 不同 TGO 生长模式下 TC 内切应力 S_{12} 分布

Fig. 8 Stress S_{12} distribution in TC under different TGO growth modes

峰位置,所以整体非均匀增长和波谷均匀增长在近波峰位置具有相同的 TGO 生长速率,因此两者最大切应力相差不大,波峰均匀增长和整体均匀增长模式下同理。

不同氧化生长模式下 TC 内近波峰位置的最大切应力变化规律如图 9 所示,由于波谷均匀增长和整体非均匀增长模式下近波峰位置的 TGO 增长速率大于平均增长速率,在最初的几个循环内,切应力迅速增大。15 个循环后,由于 TGO 增长速率放缓和材料的蠕变特性,切应力几乎不再

增加。同理,波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,TGO 增长速率较小,TC 内近波峰位置最大切应力的增加速度也较慢。

不同氧化增长模式下界面单元的最大损伤值如图 10 所示,对于波谷均匀增长和整体非均匀增长模式,当进行到第 3 个循环时界面出现损伤,并在 9 个循环后达到 1,即界面单元完全失效,TC-TGO 界面裂纹萌生。而对于波峰均匀增长和整体非均匀增长模式的 TBC 来说,其界面损伤萌生于第 5 个循环的降温阶段,并在第 17 个循环达到最大值。由于界面裂纹优先萌生于近波峰位置,因此该位置的 TGO 增长速率显著影响着界面位置的应力分布情况,从而影响界面损伤的演化规

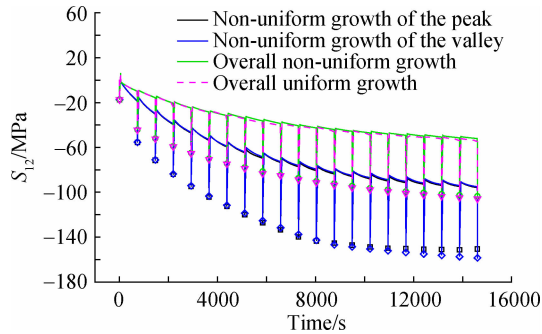


图 9 不同 TGO 生长模式下 TC 层近波峰位置最大切应力 S_{12} 演化规律

Fig. 9 Evolution of maximum shear stress S_{12} in vertical direction in TC layer under different TGO growth modes

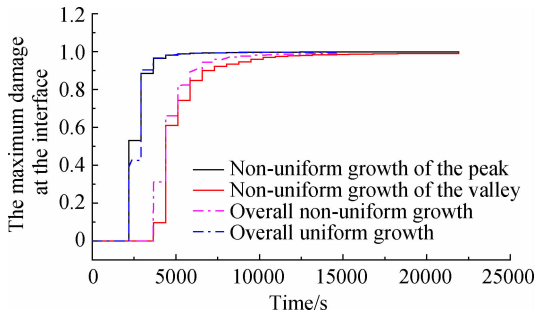


图 10 不同 TGO 生长模式界面损伤演化规律

Fig. 10 Interfacial damage evolution under different TGO growth modes

律。结合上文的计算结果可以发现,当近波峰位置的 TGO 氧化增长大于平均增长速率时,TC-TGO 界面出现损伤的时间明显提前,同时导致界面裂纹的提前萌生。

3 结 论

本文基于高温下 TGO 多种生长模式,建立了有限元模型,并通过二次开发子程序实现了其动态氧化生长,分析了不同生长模式下 TBCs 内部可能存在的损伤和失效模式,具体结论如下:

1) 涂层失效首先是由 TC 内近波峰位置的拉伸和切应力共同主导的 I、II 混型合裂纹引起;随着循环数的增加,转向由 TC 内近波峰位置的切应力主导的 II 型裂纹和波峰波谷中间的 y 方向拉伸应力主导的 I 型裂纹主导。

2) 由于拉伸应力较大导致的蠕变松弛效应更明显,整体非均匀增长和波谷均匀增长模式下的最大拉伸应力经过一定循环数后几乎不再随循环数而增加;而在波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,最大拉伸应力则会随着循环数增加持续增长。

3) TGO 增长模式的改变改变了 TC 内切应力分布情况。整体非均匀增长、波谷非均匀增长模式下,20 个循环后最大切应力出现在近波峰位置,分别为-162.41 MPa 和-154.28 MPa。而整体波峰均匀增长和整体均匀增长模式下,最大切应力为-113.82 MPa 和-111.98 MPa。

4) 对于波谷均匀增长和整体非均匀增长模式,在 9 个循环后出现界面裂纹。而对于波峰均匀增长和整体非均匀增长模式的 TBC 来说,在第 17 个循环出现界面裂纹。由于界面裂纹优先萌生于近波峰位置,因此该位置的 TGO 增长速率显著影响着界面位置的应力分布情况,从而影响界面损伤的演化规律。

参考文献:

[1] DAROLIA R. Thermal barrier coatings technology;critical review, progress update, remaining challenges and prospects[J]. International Materials Reviews, 2013, 58(6): 315-348.

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

[3] CHEN L B. Yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings: a review[J]. Surface Review and Letters, 2006, 13(5): 535-544.

[4] 管恒荣,李美姮,孙晓峰,等. 高温合金热障涂层的氧化和

失效研究[J]. 金属学报, 2002, 38(11): 1133-1140.

GUAN Hengrong, LI Meiheng, SUN Xiaofeng, et al. Investigation on oxidation and failure of the thermal barrier coating deposited on superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica-Chinese Edition, 2002, 38(11): 1133-1140. (in Chinese)

[5] RABIEI A, EVANS A G. Failure mechanisms associated with the thermally grown oxide in plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Acta Materialia, 2000, 48(15): 3963-3976.

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

[7] MARTENA M, BOTTO D, FINO P, et al. Modelling of TBC system failure: stress distribution as a function of TGO thickness and thermal expansion mismatch[J]. Engineering Failure Analysis, 2006, 13(3): 409-426.

[8] RUUD J A, BARTZ A, BOROM M P, et al. Strength degradation and failure mechanisms of electron-beam physical-vapor-deposited thermal barrier coatings[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(7): 1545-1552.

[9] KARLSSON A M, EVANS A G. A numerical model for the cyclic instability of thermally grown oxides in thermal barrier systems[J]. Acta Materialia, 2001, 49(10): 1793-1804.

[10] 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 Panfeng, QI Hongyu, LI Shaolin, 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. (in Chinese)

[11] CHEN Z, HUANG H, ZHAO K, et al. Influence of inhomogeneous thermally grown oxide thickness on residual stress distribution in thermal barrier coating system[J]. Ceramics International, 2018, 44(14): 16937-16946.

[12] HAWA H A E, BHATTACHARYYA A, MAURICE D. Modeling of thermal and lattice misfit stresses within a thermal barrier coating[J]. Mechanics of Materials, 2018, 122: 159-170.

[13] TORKASHVAND K, POURSAEIDI E, MOHAMMADI M. Effect of TGO thickness on the thermal barrier coatings life under thermal shock and thermal cycle loading[J]. Ceramics International, 2018, 44(8): 9283-9293.

[14] ZHU W, ZHANG Z B, YANG L, et al. Spallation of thermal barrier coatings with real thermally grown oxide morphology under thermal stress[J]. Materials and Design, 2018, 146: 180-193.

[15] JIANG J, JIANG L, CAI Z, et al. Numerical stress analysis of the TBC-film cooling system under operating conditions considering the effects of thermal gradient and TGO growth[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 357: 433-444.

[16] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al.

Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(5): 505-553.

[17] CHE Chang, WU Guoqing, QI Honguy, et al. Uneven growth of thermally grown oxide and stress distribution in plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2009, 203(20): 3088-3091.

[18] ABBAS A, GUO H, SHAHID M R. Comparative study on effect of oxide thickness on stress distribution of traditional and nanostructured zirconia coating systems[J]. Ceramics International, 2013, 39: 475-481.

[19] SHEN Q, YANG L, ZHOU Y C, et al. Models for predicting TGO growth to rough interface in TBCs[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 325: 219-228.

[20] EVANS A G, MUMM D R, HUTCHINSON J W, et al. Mechanisms controlling the durability of thermal barrier coatings[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(5): 505-553.

[21] BEDNARZ P. Finite element simulation of stress evolution in thermal barrier coating system[D]. Aachen, Germany: Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule (RWTH) Aachen University, 2007.

[22] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Simulation of the effect of material properties and interface roughness on the stress distribution in thermal barrier coatings using finite element method[J]. Materials and Design, 2010, 31(2): 772-781.

[23] RÖSLER J, BÄKER M, AUFZUG K. A parametric study of the stress state of thermal barrier coatings; Part I creep relaxation[J]. Acta Materialia, 2004, 52(16): 4809-4817.

[24] BIAŁAS M. Finite element analysis of stress distribution in thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2008, 202(24): 6002-6010.

[25] AKTAA J, SFAR K, MUNZ D. Assessment of TBC systems failure mechanisms using a fracture mechanics approach[J]. Acta Materialia, 2005, 53(16): 4399-4413.

[26] BUMGARDNER C, CROOM R, LI X. High-temperature delamination mechanisms of thermal barrier coating; in-situ digital image correlation and finite element analyses[J]. Acta Materialia, 2017, 128: 54-63.

[27] XU T, HE M Y, EVANS A G, et al. A numerical assessment of the durability of thermal barrier systems that fail by ratcheting of the thermally grown oxide[J]. Acta Materialia, 2003, 51(13): 3807-3820.

[28] HE M Y, EVANS A G, HUTCHINSON J W, et al. The ratcheting of compressed thermally grown thin films on ductile sub-strates [J]. Acta Materialia, 2000, 48(10): 2593-2601.

[29] BECKER W J, ROBY R J, O'BRIEN W F, et al. Dynamic turbine blade temperature measurements[J]. Journal of Propulsion and Power, 2015, 10(1): 69-78.

(编辑: 叶 青、王碧琚)