

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20170705004

燃气轮机起动过程热障涂层的应力数值分析

刘建华¹, 刘永葆¹, 刘莉², 贺星¹

(1. 海军工程大学 动力工程学院, 武汉 430033; 2. 宜春学院 物理科学与工程技术学院, 江西 宜春 336000)

摘要: 考虑了热障涂层在服役过程中发生的陶瓷层烧结和氧化层增厚作用, 对燃气轮机起动过程中涂层热应力进行了数值研究。通过瞬态传热模拟获得起动过程温度场, 运用顺序热应力耦合求解起动过程热应力。其中起动初始的陶瓷层烧结和氧化层增厚状态, 通过预先模拟高温烧结和氧化层增厚过程来获得, 并通过 ABAQUS 子程序分别实现。结果表明, 起动过程中涂层瞬态温度场的变化主要受燃气温度的变化规律所影响。起动过程未见热应力激增现象, 陶瓷层烧结和氧化层增厚主要对起动初期, 尤其是起动过程的初始残余应力有重要影响, 对起动过程中后期的影响可忽略。烧结对陶瓷层和粘结层的热应力均有较大影响, 而氧化层增厚对陶瓷层热应力的影响很小, 但其对粘结层热应力的影响比烧结更大。

关键词: 燃气轮机; 热障涂层; 起动过程; 热应力; 烧结; 氧化层增厚

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2018)01-0045-14

Numerical Analysis of Thermal Stress on Thermal Barrier Coatings in Start-up Stage for Gas Turbines

LIU Jian-hua¹, LIU Yong-bao¹, LIU Li², HE Xing¹

(1. College of Power Engineering, Naval University of Engineering, Wuhan 430033; 2. College of Physics Science and Engineering Technology, Yichun University, Yichun 336000, Jiangxi)

Abstract: The thermal stress of thermal barrier coatings (TBCs) in the start-up stage of gas turbines was studied, considering the sintering of ceramic and the thickening of thermally growth oxidation (TGO). The temperature field of the coatings was obtained by a transient heat transfer modeling. Thermal stresses were then solved by sequential thermal stress coupling. The states of TBC resulted from ceramic sintering and TGO growing were achieved by modeling the processes of sintering and TGO growing with ABAQUS subroutine, respectively. These states were then used as the initiations of the start-up process. The heat transfer results show that the transient temperature field of the coatings is mainly dominated by the change of hot gas temperature. The thermal stress result shows that there is no steep growing of thermal stresses in the start-up stage. Thermal stresses of TBCs were affected by ceramic sintering and TGO growing mainly in the early of the start-up, especially at the initiations of the start-up process. However, there were neglectable effects on thermal stresses after a half of start-up time. Additionally, the thermal stress of ceramic and bonding coatings can both be affected by sintering. However, the thermal stress of BC can be affected more significantly than that in the ceramic layer resulted by TGO growing.

Keywords: gas turbine; thermal barrier coatings; start-up stage; thermal stress; sintering; thermally growth oxidation (TGO) growing

收稿日期: 2017-07-05; 修回日期: 2017-10-26

网络出版日期: 2018-01-05 13:05; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20180105.1305.012.html>

通讯作者: 刘永葆 (1967—), 男 (汉), 教授, 博士; 研究方向: 燃气轮机监测、控制与故障诊断; E-mail: yongbaoliu@aliyun.com

基金项目: 国家自然科学基金 (11305266)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (11305266)

引文格式: 刘建华, 刘永葆, 刘莉, 等. 燃气轮机起动过程热障涂层的应力数值分析[J]. 中国表面工程, 2018, 31(1): 45-58.

LIU J H, LIU Y B, LIU L, et al. Numerical analysis of thermal stress on thermal barrier coatings in start-up stage for gas turbines[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(1): 45-58.

0 引言

热障涂层 (TBCs) 作为涡轮叶片热防护材料, 其典型结构包括^[1-3]: 陶瓷面层 (TC)、粘结层 (BC)、氧化层 (TGO) 以及基体合金 (SUB), 其中氧化层的主要成分是粘结层氧化产物 Al_2O_3 。由于各层材料的热、力学性能差异较大, 当涂层冷却到室温时在界面附近会产生残余应力集中, 并诱发界面开裂^[4-5]。然而, 在燃气轮机起动过程中存在剧烈的燃气温度变化和叶片内部的非稳态传热, 如发电用燃气轮机的起动过程包括点火、升速、并网、部分加载、额定加载等一系列过程^[6]。由于起动过程时间短、供油量变化快以及燃烧组织不平稳等原因, 涡轮入口燃气温度急剧变化, 对涂层热冲击较大。但在该过程中涂层温度场如何变化, 热应力如何演化却尚不清楚。因此有必要对起动过程中涂层的温度场和热应力演化做较深入的研究。

热障涂层在高温运行过程中会发生高温烧结, 内部晶粒之间会发生晶界扩散, 微裂纹表面之间会发生表面扩散^[7]。烧结作用导致晶粒增大、微裂纹愈合和孔隙率降低^[8-10], 带来材料的致密化和杨氏模量的增大等。这些因素尤其是杨氏模量的变化直接影响涂层的应力^[7, 11-12]。因此, 研究起动过程中涂层热应力必须考虑前期运行时间内因烧结造成的杨氏模量变化。另外, 氧化层的初始厚度一般不超过 $1\text{ }\mu\text{m}$, 但随着燃气轮机运行时间的累积, 因粘结层的高温氧化会导致 TGO 厚度逐渐增大, 并对界面附近应力分布产生重要影响^[13-16]。因此, 研究起动过程中涂层热应力还要考虑前期运行时间内氧化层的增厚。

涂层内部的应力无损测量技术主要有 X 射线衍射 (XRD)、中子衍射 (ND)、压电光谱法 (PLPS) 等^[17-18]。XRD 受制于 X 射线穿透厚度限制, 只能测量表层应力状况; ND 可以测量厚度方向应力, 但在定位测量点、确定衍射体积质心、选择中子源、以及消除伪应变方面存在困难^[18]。PLPS 利用激光激发 TGO 层内部的微量 Cr^{3+} , 通过检测荧光频率来测量 TGO 层内部应力, 该技术对 EB-PVD 涂层有良好的应用价值^[19-20]。但是由于等离子喷涂热障涂层的内部孔隙、裂纹及层叠结构特点等, 反射回的荧光信号较弱, 通常认为 PLPS 并不适用于该类涂层。但 Lima 等^[21]近期的

研究表明, 对于覆盖等离子喷涂 TBC 的涂层系统, 该方法仍能有效测量 TGO 层应力。Chen 等^[22]还将 PLPS 扩展到测量 EB-PVD 陶瓷面层厚度方向应力。除此之外, 还有曲率膜法和聚焦离子束 (FIB) 释放法等, 但未得到广泛应用。

而作为一种辅助研究手段, 采用有限元方法对等离子喷涂的热障涂层进行应力分布的研究被认为是一种较合理的选择^[23]。文中建立典型的涡轮叶片热障涂层简化模型^[24-26], 通过瞬态传热分析模拟起动过程涂层温度场。然后通过顺序热应力耦合, 分析了起动过程中涂层界面附近的热应力演化规律。重点研究了陶瓷层烧结和氧化层增厚对起动过程中涂层应力的影响。

1 计算模型和方法

1.1 热障涂层模型

采用典型的热障涂层简化模型来模拟涡轮导叶涂层的温度场和热应力^[24, 27], 如图 1 所示。该模型从一长空心圆棒中抽取而来, 内外径分别为 3.80 mm 和 5.45 mm , 其中 TC 层 0.30 mm , BC 层 0.15 mm , TGO 层初始厚度为 $1\text{ }\mu\text{m}$ ^[26, 28], 轴向方向 (Z 轴方向) 厚度仅为 $0.1\text{ }\mu\text{m}$ 。假设 TC/BC 之间的界面形貌为理想正弦波^[13, 29-31], 波长为 $104\text{ }\mu\text{m}$, 波幅 $20\text{ }\mu\text{m}$ 。考虑到对称性, 该模型仅包含半个波长。

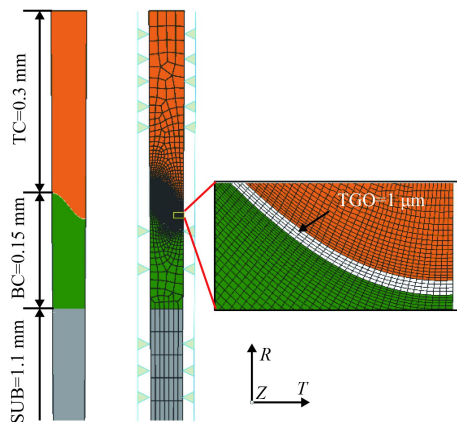


图 1 TBCs 模型及网格示意图

Fig.1 Schematic diagram of TBCs model and mesh

1.2 网格、边界条件及分析方法

采用六面体剖分网格, 在 TC/BC 界面附近进行网格加密, 并保证其正交性, 在 TGO 层内铺设 4 层网格, 见图 1。由于六面体网格在界面附

近均比较规则,而且检查变形后的网格也表明界面附近单元在TGO增厚条件下未见明显畸变。因此,从减少计算时间考虑,未采用四面体自适应网格重划技术。

此外,因该模型仍为三维模型,在进行瞬态热传导计算时采用ABAQUS中DC3D8热传导单元,在进行热应力计算时采用C3D8R位移应力单元,应力计算时,DC3D8单元中的时变节点温度作为预定义温度加载到应力计算单元C3D8R节点中,达到顺序模拟热应力的作用。需要注意的是,空心圆棒模型的几何和载荷特点决定了其中间截面基本处于平面应变状态。而且由于模型Z轴方向厚度很薄,因此Z轴方向的应变非常微小,后续结果分析中未讨论Z方向相关变量。

在瞬态热传导分析中:在TC层外表面和SUB内侧表面分别加载对流边界条件。根据叶片通常的冷却系数范围,将TC外表面和SUB内壁面的对流换热系数分别设为 $4\,500\text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ 和 $1\,800\text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ 。随时间变化的无因次燃气温度($T_{N,\text{gas}}$)和高压压气机出口无因次空气温度($T_{N,\text{air}}$)如图2所示^[6],其中横轴为无因次时间,纵轴为无因次温度。起动过程包含点火、并网、半功率运行、额定工况运行等阶段。由于点火燃烧速度极快,无因次燃气温度在点火后0.1时间内迅速达到0.75,而高压压气机出口温度此时仅有小幅上升,因此在点火初期,叶片经受的热冲击较大。高压涡轮冷却空气一般来源于高压压气机出口部位,且与高压涡轮出口温度成线性关系^[6],在此将冷却腔内冷气平均温度取为高压压气机出口温度的1.3倍。文中将无因次基准温度定为 $1\,250\text{ }^\circ\text{C}$,并假设对流换热系数在起动过程中保持恒定。起

动过程长300 s,迭代计算的初始步长取10~12 s,每个增量步温度变化小于 $6\text{ }^\circ\text{C}$,采用自动时间步长。在顺序热应力耦合分析中:将瞬态热传导分析得到的温度场导入热应力计算分析步,模拟瞬态温度条件下涂层热应力。由于涂层热应力主要由瞬态温度场决定,起动过程中应力计算采用准稳态分析,采用自动时间步长,最大时间增量步小于5 s。位移边界条件如图1所示,限制模型左右边界处的周向位移;径向可自由膨胀,轴向方向设定模型背面关于R-T平面对称,正面可自由膨胀,并取 $200\text{ }^\circ\text{C}$ 作为零应力状态点^[13,24,32]。

进行起动过程涂层热应力分析时,很重要的一点在于获取起动过程的初始状态,即前期TC层烧结和TGO层增厚的累积影响。为获得TC烧结条件下的初始状态,在进行起动过程热应力分析之前,先模拟稳定工况温度场作用下保温时间分别为5,50,150和350 h的TC层烧结过程,冷却至室温后即获得考虑TC层烧结时的初始状态。为获得TGO增厚条件下的初始状态,先模拟稳定工况温度场作用下保温时间分别为50,150,250和350 h的TGO增厚,冷却至室温后即获得考虑TGO增厚时的初始状态。需要注意的是无论烧结还是TGO增厚,均考虑了涂层的蠕变行为。

2 材料模型

TBCs各层材料在热、力性能方面均视为各向同性,不考虑与传热相关的材料参数随时间的变化。材料参数见表1,其中TC层的杨氏模量为不考虑烧结时的值。

在力学性能方面,BC层为粘弹塑性材料,具有蠕变和塑性变形能力,其塑性参数见表2。由于文中研究的是涡轮导叶涂层,不存在高强度的旋转离心应力,因此基体合金在热应力作用下发生塑性变形的几率很小,为减少计算时间,仅考虑其蠕变性能。

此外,虽然TGO层主要为 Al_2O_3 ,低温下几乎为纯弹性材料,但是若不考虑其高温蠕变性能会产生过高的应力结果^[5],考虑高温蠕变可以产生应力松弛作用,使应力结果与实际相符^[28,33-34]。除蠕变行为外,由于工况运行温度高于 $900\text{ }^\circ\text{C}$ ^[28,32],还应考虑其增厚的影响。BC、TGO、SUB的蠕变

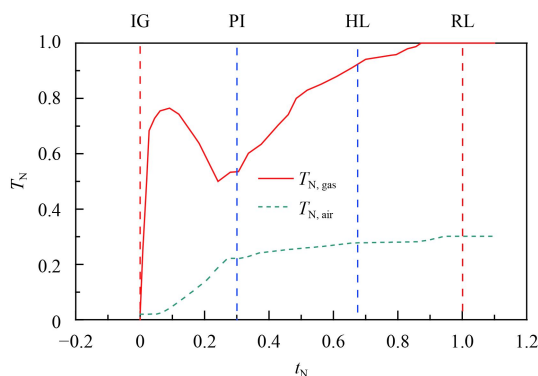


图2 起动过程温度变化^[6]

Fig.2 Temperature variation in start-up stage^[6]

表 1 TBCs 材料的性能参数
Table 1 Material properties of TBCs

Material	Temperature / ℃	Young's modulus / GPa	Poisson's ratio	Thermal conductivity / (W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	Specific heat / (J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)	Density / (kg·m ⁻³)	Thermal expansion / (10 ⁶ °C ⁻¹)
TC(8YSZ)	25	17.50	0.20	1.05	483	5 650	9.68
	800						9.88
	1 000	12.40					10.34
TGO(Al ₂ O ₃)	25	380	0.27	25.20	857	3 978	5.10
	800	338					
	1 000	312					9.80
BC(MCrAlY)	25	183	0.30	4.30	501	7 320	
	400	182		6.40	592		12.50
	800	109		10.20	781		14.30
	1 000			16.10	764		16.00
SUB(superalloy)	25	211	0.3	11.56	585.2	7 900	12.60
	400	188		18.38			14.00
	800	187		25.66			18.40
	1 000	139		29.30			16.30

表 2 BC 层的塑性参数
Table 2 Plastic parameters of BC layer

Equivalent stress / MPa	Plastic strain / 10 ⁻³	Temperature / °C
708.7	0	27
716.4	1.998	27
830.0	401.818	27
627.8	0	600
636.3	1.998	600
991.9	861.777	600
666.9	0	800
671.3	1.998	800
901.5	107.059	800
204.1	0	1 000
205.4	1.998	1 000
355.6	239.017	1 000

行为均服从 Norton 蠕变律，模型及参数见文献 [26, 28]。TGO 增厚率服从 Itoh 模型^[35-36]，通过转换为 TGO 层的法向体积膨胀率的方式参与有限元计算^[24, 26-37]，但不计侧向增厚的影响：

$$h = \lambda_0 t^{\lambda_1} \tag{1}$$

$$\lambda_0 = 10^{(\frac{a_0}{T} + b_0)} \tag{2}$$

$$\dot{h} = \frac{dh}{dt} = \lambda_0 \left(\frac{h}{\lambda_0}\right)^{1-1/\lambda_1} \tag{3}$$

$$\dot{\varepsilon}_{\perp} = \frac{\dot{h}}{h} \tag{4}$$

式中： h 、 $\dot{h}$ 分别为 TGO 层的厚度， μm 和增厚率， $\mu\text{m/s}$ ； $\dot{\varepsilon}_{\perp}$ 为垂直于 TGO/BC 界面方向的体积应变率，随着厚度 h 的增大而减小； t 为高温氧化时间，s； λ_0 为烧结因子， $\mu\text{m/s}^{0.5}$ ； T 为温度，K； $\lambda_1=0.5$ ， $a_0=-4\ 150$ ， $b_0=1.154$ 为常数。为减少模拟时间，同时也考虑到 TGO 厚度值一般在 $6\ \mu\text{m}$ 以内，文中采用了加速模拟，即将 λ_1 的取值由原模型的 0.45 增大到 0.5。通过 ABAQUS 的 CREEP 子程序实现 TGO 层法向方向的体积增厚 (Swelling)。需要注意的是，实际 TGO 层既包含致密层又包含疏松层，材料参数并不一致，而文中模拟所涉及的 TGO 层及对应的材料参数均指致密形态的 TGO 层，并未考虑疏松态的 TGO 层。

TC 层为陶瓷材料，但在高温下通常仍需考虑其蠕变性能^[31, 38-39]，且假设蠕变性能与烧结作用无关，蠕变模型采用基于时间硬化的模型^[40]：

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot \sigma^n \cdot t^{-s} \tag{5}$$

式中： $\dot{\varepsilon}_{cr}$ 为等效蠕变率； $n=0.56$ 、 $s=0.67$ 为蠕变常数； $A=0.026\ \text{s}^s/\text{MPa}^n$ 为蠕变因子； $Q=104.5\ \text{kJ/mol}$ ，为蠕变激活能； $R=8.314\ \text{J/(mol K)}$ 为通用气体常数； T 为温度，K； σ 为 Mises 等效应力，MPa； t 为时间，s。TC 在烧结过程中杨氏模量根据温度和烧结时间更新，采用 Kyaw^[27]提出的模型：

$$E(T, T_{op}, t) = \frac{E_0(T)}{E_0} \times \left[\left(1 - \frac{1}{1 + \int_0^t Z \exp\left(-\frac{Q}{RT_{op}}\right) dt} \right) \times (E_f - E_0) + E_0 \right] \quad (6)$$

式中: E_0 和 $E_0(T)$ 为无烧结作用时 TC 层在室温和温度 T 时的杨氏模量, GPa; E_f 为长期烧结作用下最终的杨氏模量, GPa; T_{op} 为燃气轮机运行工况温度, K; $Q=93.58$ kJ/mol, 为烧结激活能; $Z=1\ 327.03$ 为烧结因子; $R=8.314$ J/(mol·K) 为通用气体常数。由于 TC 层内部温度梯度大, 内部材料点在烧结过程中处于不同的温度条件。则 T_{op} 不能简单取涡轮入口温度, 而应以稳定工况运行时各材料点的实际温度, 作为该材料点烧结演化时的工况温度。TC 层的烧结、蠕变过程模拟通过 ABAQUS 子程序 UMAT 来统一实现。

3 结果和讨论

3.1 起动过程瞬态温度场

涂层中 4 个典型位置点 (P1-P4) 在起动过程中

的温度变化如图 3 所示。对比图 2 可知, 各点温度随起动时间的变化规律大体与燃气温度的变化规律类似, 由于紧靠燃气, 位于 TC 层表面的 P1 温度变化最为剧烈。此外, 起动时间分别为 0.014、18.99、92.88、198.10 和 300 s 的热障涂层瞬时温度场如图 4 所示。可见, 起动过程中不同时刻的涂层温度场变化大, 而且由于陶瓷材料的低热导率特点, TC 层温度梯度明显大于 BC 层。

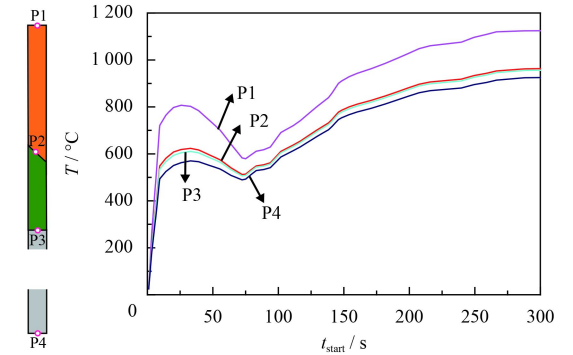


图 3 起动过程中各点温度变化

Fig.3 Temperature variation at different time point in start-up stage

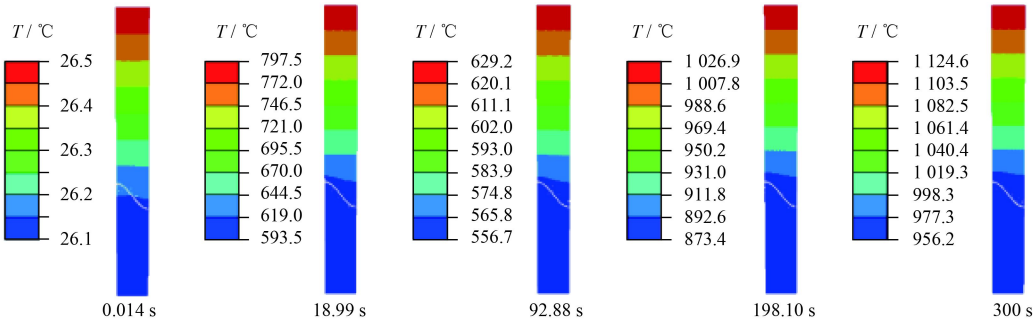


图 4 起动过程中不同时刻的涂层温度场

Fig.4 Temperature field of coatings at different time in start-up stage

3.2 起动过程热应力

涂层界面开裂属于复合模式开裂, 既包含法向开裂又有切向滑动开裂^[41-43]。因此对其应力场研究主要集中在界面附近的径向应力 S_{11} 和切应力 S_{12} , 并根据起动特点选定 0、19、92、198 和 300 s 作为考察起动初始、急速升温、并网、半功率运行、额定工况运行等阶段涂层应力的时间点。

烧结时间对杨氏模量的影响如图 5 所示。从图 5 可知, 烧结过程具有前快后慢的特点, 在前 50 h 的烧结过程中, 各材料点的杨氏模量增长迅速, 但在 150 h 之后, 杨氏模量增长较慢。此外, 温度越高烧结程度越大, 因此越靠近涂层表

面杨氏模量越大。

3.2.1 不同烧结时间下的应力分布

考虑涂层烧结作用时, 起动过程中涂层界面附近的径向应力 (S_{11}) 和切向应力 (S_{12}) 如图 6 和图 7 所示。从图 6 可知, 起动初始 ($t_{start}=0$ s) 的径向残余应力在 TC 层的波峰区域为拉应力, 波谷区域为压应力, BC 层则相反。径向残余应力集中的部位和数值范围与文献^[26, 28]结果较一致。涂层经历的烧结时间对残余应力有很大影响, 烧结时间从 5 h 到 350 h, 界面附近的径向残余应力值越大。当烧结时间大于 50 h 时, BC 层应力集中区域增大, 且 TC 层靠近波峰处也出现应力集中区。

启动开始后，不论是急速升温 ($t_{\text{start}}=19\text{ s}$)，还是并网运行 ($t_{\text{start}}=92\text{ s}$)，涂层内部的热应力水

平均有显著降低，应力集中区域逐渐缩小。当启动时间达到半功率运行时 ($t_{\text{start}}=198\text{ s}$)，应力分布

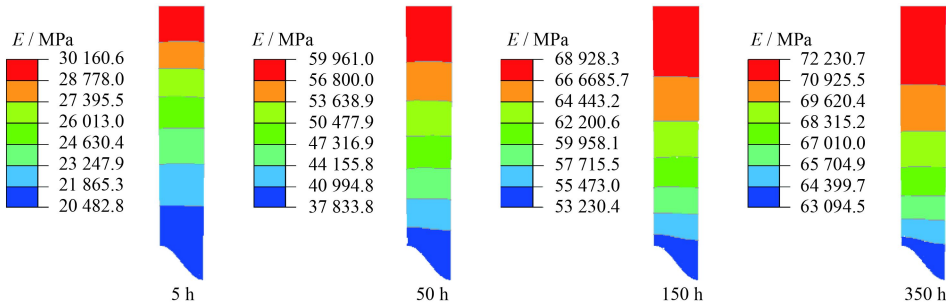


图 5 TC 层在不同烧结时间的杨氏模量

Fig.5 Young's modulus of TC layers at different sintering time

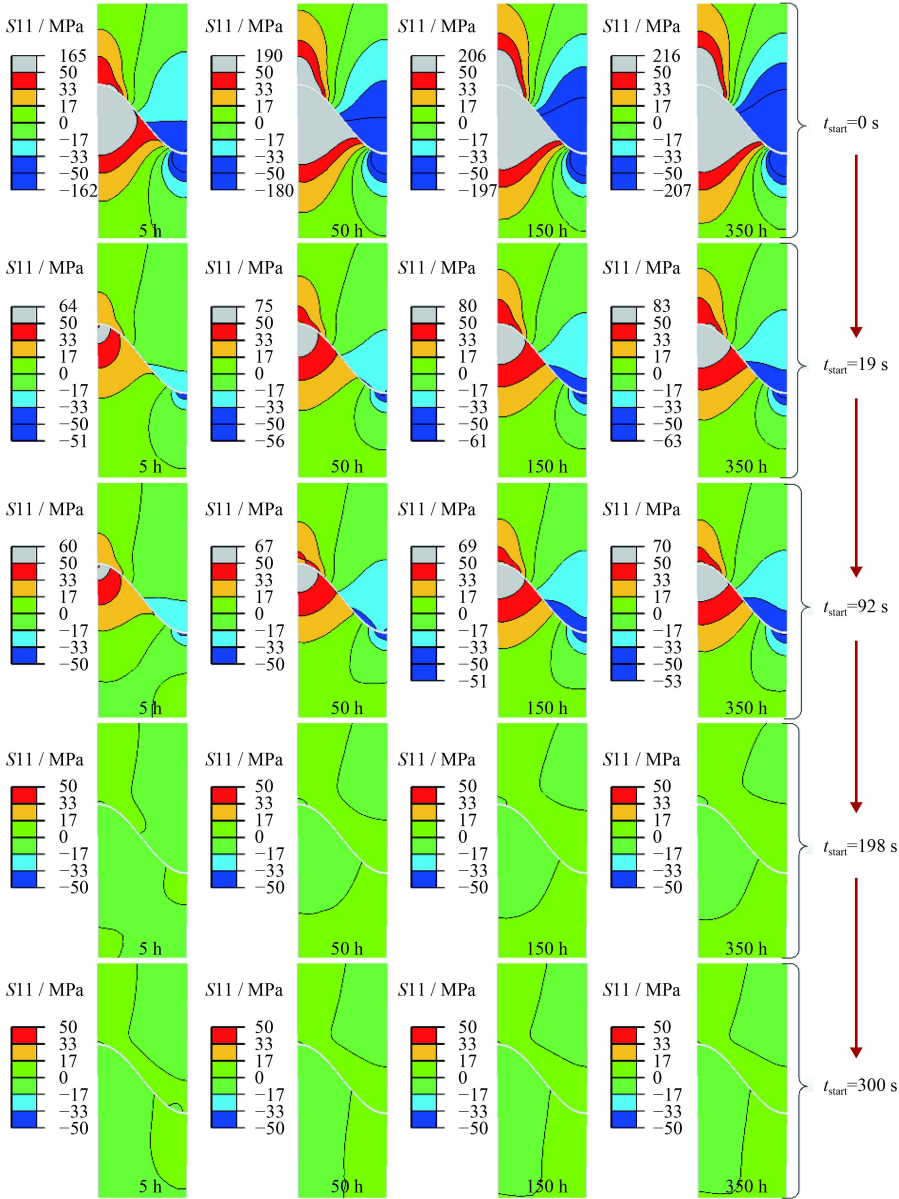


图 6 经历不同烧结时间的涂层在启动过程中的径向应力

Fig.6 Radial stress of coatings in start-up stage considering different sintering time

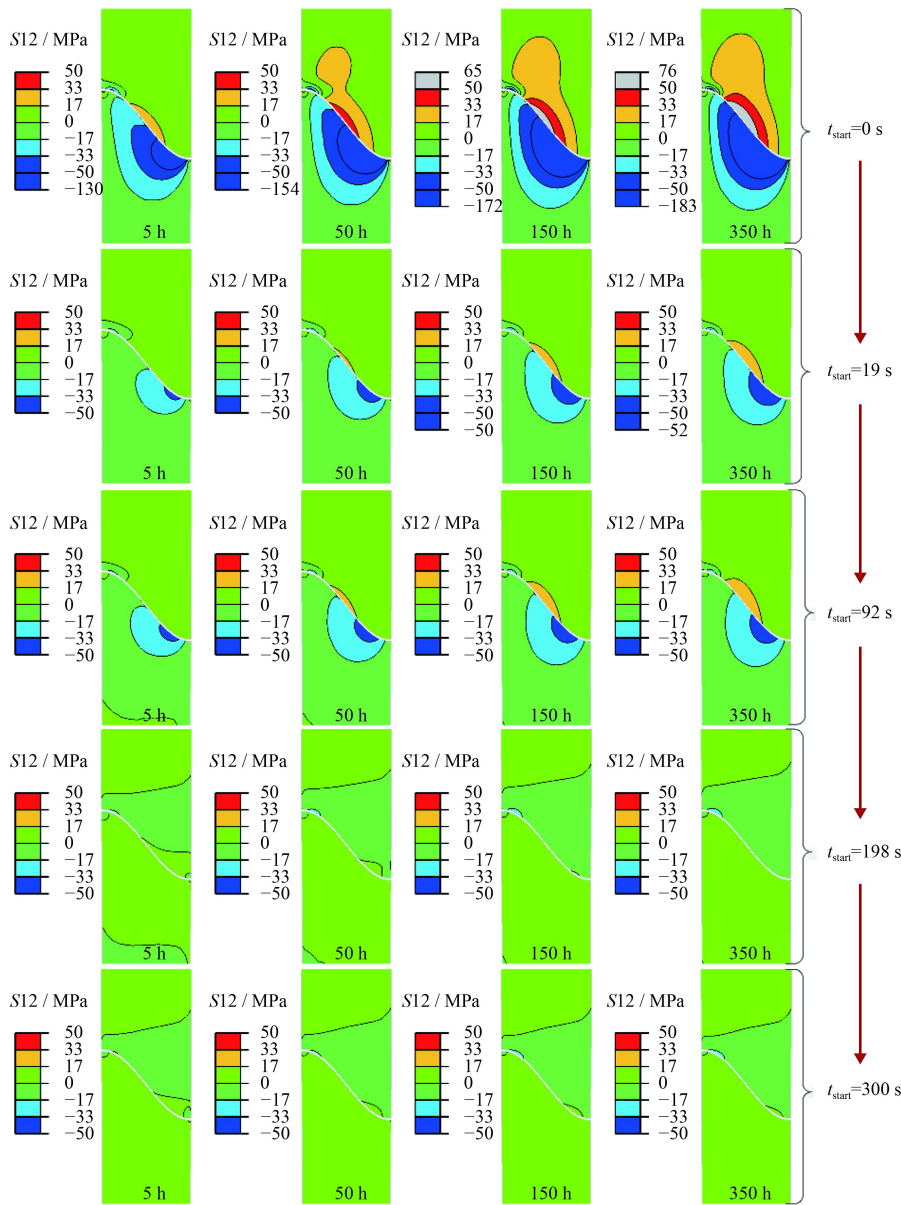


图 7 不同烧结时间时涂层在起动过程中的切应力

Fig.7 Shear stress of coatings in start-up stage considering different sintering time

趋于均匀, 降低到 ± 17 MPa 以内。起动完成后 ($t_{\text{start}}=300$ s), 应力分布更趋均匀, TC 层在界面附近几乎全为拉应力区; BC 层在波峰区为压应力, 波谷处为拉应力。且烧结时间对于涂层径向应力的影响在半功率运行前较显著, 之后可以忽略。

从图 7 可知, 起动初始时刻, 界面附近的切向残余应力主要集中在界面波形的中间偏向波谷部位, 且 BC 层内的应力值远大于 TC 层内的应力值。随着烧结时间增加, 涂层界面附近的切向残余应力值和应力集中区域也增大。起动过程开始后, 随着起动时间的推移, 界面附近切应力水平

和集中区域下降迅速。但半功率运行之后, 涂层内部的应力分布逐渐趋同。起动完成后 TC 层在界面附近的切应力几乎均为压应力, BC 层则相反。

同样当起动时间在半功率运行之后, 烧结时间的影响可以忽略。需要说明的是, 热障涂层的烧结会导致涂层微孔隙和微裂纹的愈合, 也会导致晶粒粒度的增大, 由于孔隙和微裂纹的愈合, 又会导致涂层体积的收缩 (Shrinkage), 这些微观变化在造成涂层刚度硬化的同时, 还造成附加的体积应变。而且由于局部微结构的改变, 使得在微观尺度上涂层应力变化更加复杂。这些方面在

数值模拟中暂未考虑。

3.2.2 不同 TGO 厚度下的应力分布

在高温工作过程中，由于离子扩散作用，从外界或 YSZ 中向 TC/BC 界面扩散的氧离子与从合金中向 TC/BC 界面扩散的铝离子在界面附近发生氧化反应，首先生成疏松的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\delta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、 $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$ 等中间相，随后中间相在一定温度和时间作用下大多转变为致密的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。一般认为其氧化增重(厚)初期按抛物线规律发展，初期很快，后期逐渐减弱。文中由于采用了加速模拟，平均增厚率比实际要大，在 50、150、250 和 350 h 氧

化时间下，氧化层分别达到 2、3、4 和 5 μm 。

在 TGO 的热生长过程中，TGO 厚度不断增加，对陶瓷面层和粘结层产生压迫作用，即形成热生长氧化应力，因各层材料的热膨胀系数不同，冷却至室温过程中又形成更大的热失配残余应力。在 TGO 热生长过程中，TGO 的表面逐渐隆起或凹陷形成褶皱，褶皱作用易使 TGO 产生裂纹，并会导致 TC/BC 界面处径向拉应力的增大，引发界面开裂风险^[44]。

图 8 和图 9 为起动过程中涂层界面附近的径向应力 (S_{11}) 和切向应力 (S_{12})。从图 8 可知，初

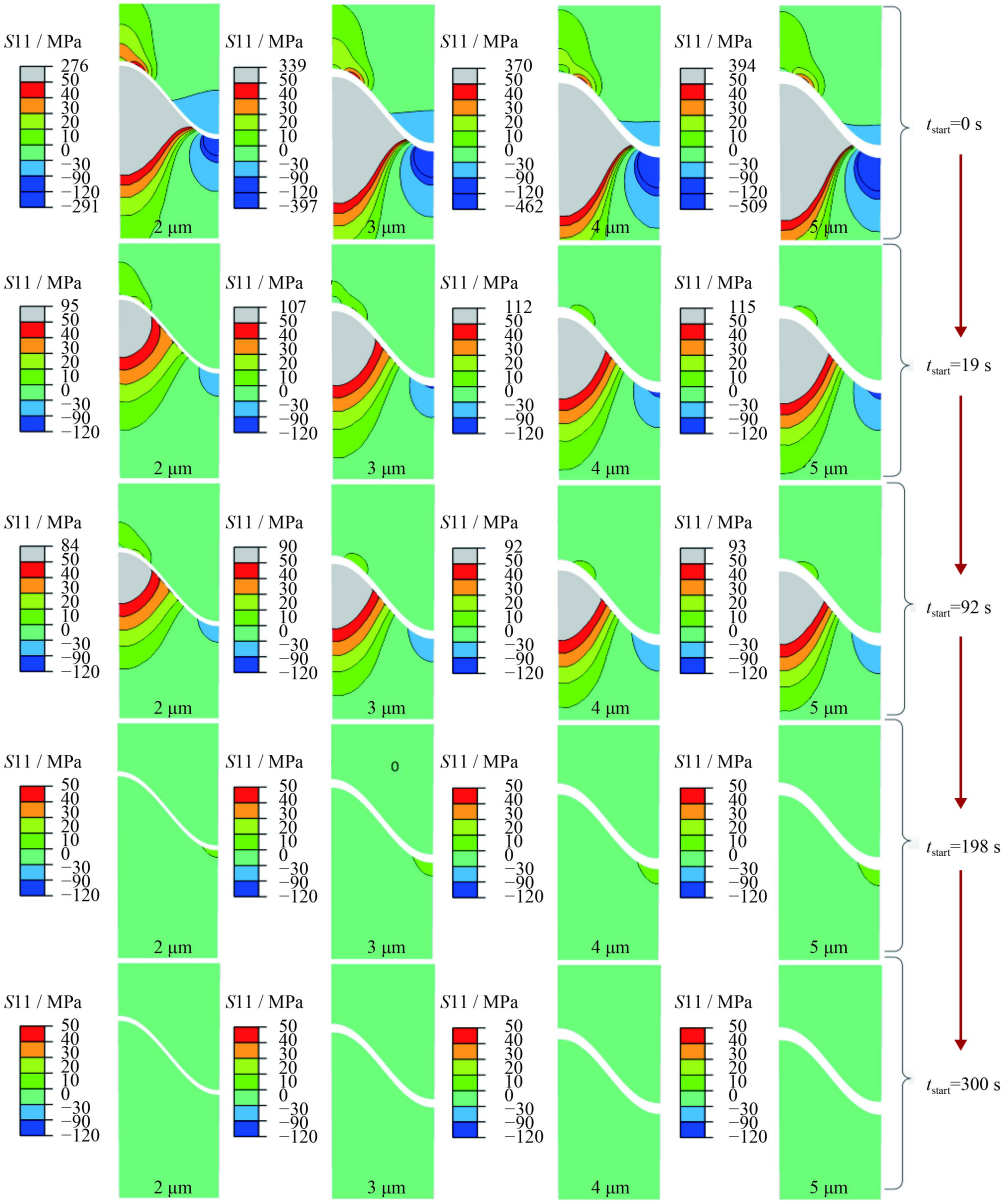


图 8 不同 TGO 厚度时涂层在起动过程中的径向应力

Fig.8 Radial stress of coatings in start-up stage considering different thickness of TGO

始涂层径向残余应力 ($t_{\text{start}}=0\text{ s}$) 在靠近波峰区域为拉应力, 靠近波谷区域为压应力。TGO 越厚 BC 层界面附近的径向残余应力值越大, 但是对 TC 层界面附近的初始残余应力影响不大, 径向残余应力值的范围和集中区域也与文献较一致^[26, 28]。

起动过程开始后 ($t_{\text{start}}=0\sim 92\text{ s}$), BC 层内的径向热应力值和应力集中区域都迅速减小, 不同 TGO 厚度条件下的应力场差异也迅速减小。当起动时间达到半功率运行时 ($t_{\text{start}}=198\text{ s}$), TC 和 BC 层内的热应力水平进一步降低, 界面附近的应

力集中现象几乎消失, TC 和 BC 内几乎均为压应力, 但在波谷底部附近 BC 应力由压应力转变为拉应力 (10~20 MPa), 此时 TGO 厚度对应力场几乎没有影响。起动过程结束时 ($t_{\text{start}}=300\text{ s}$), TC 和 BC 层内的应力分布趋于一致。整个起动过程中, TGO 厚度的影响在半功率运行之后同样可以忽略。

从图 9 可知, 在初始时刻 ($t_{\text{start}}=0\text{ s}$), TC 层界面附近的切向残余应力主要集中在波形的中间部位, 局部应力值大于 30 MPa, 而 BC 层的切向

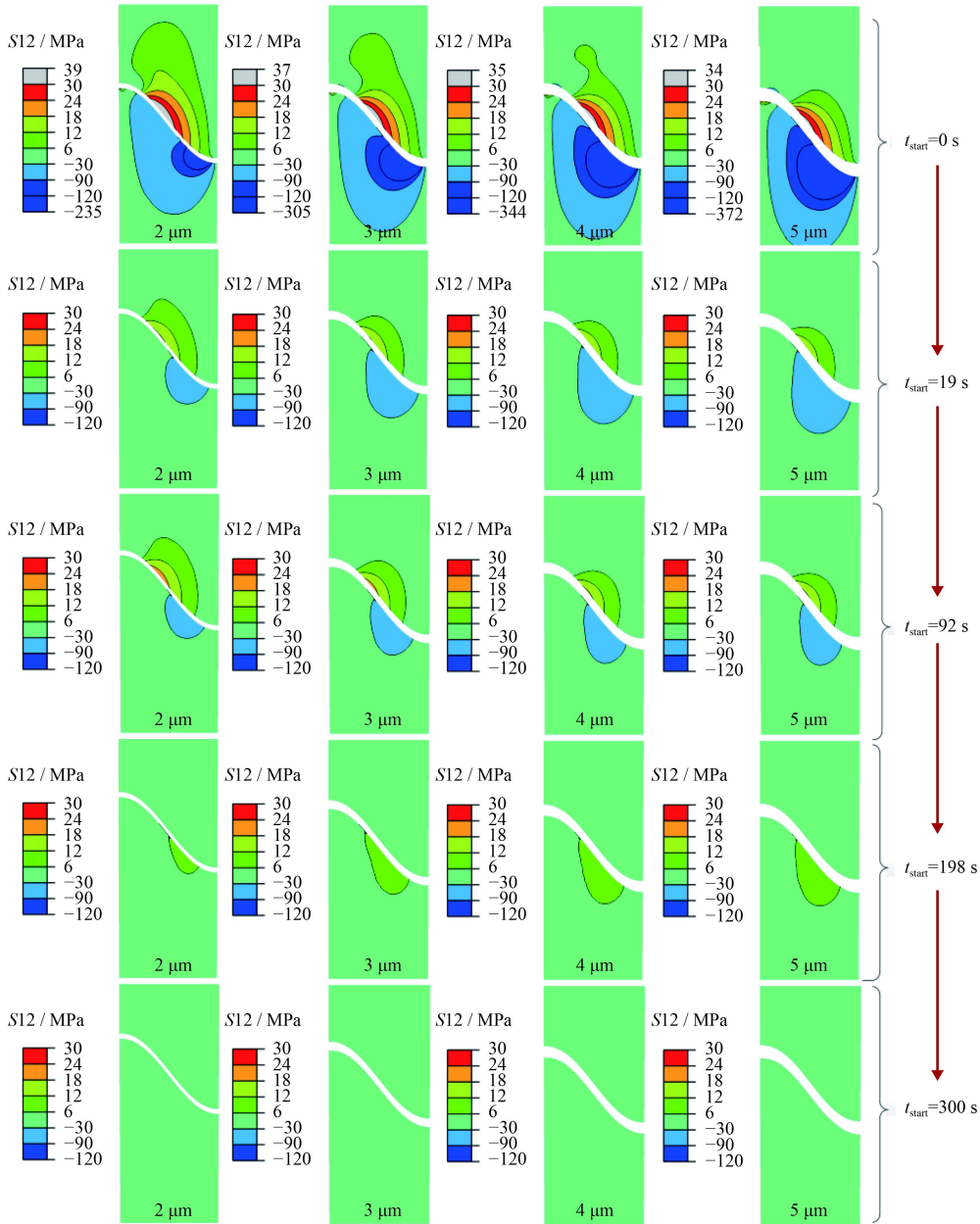


图 9 不同 TGO 厚度时涂层在起动过程中的切应力
Fig.9 Shear stress of coatings in start-up stage considering different thickness of TGO

应主要集中在中间偏波谷位置, 应力值达 230~370 MPa。TGO 越厚 BC 层内残余应力水平越高, 应力集中区域也显著增大, 但对 TC 层的切应力值和集中区域却有一定的减弱效果。启动过程开始之后 ($t_{\text{start}}=0\sim 19$ s), 切应力水平和应力集中区域下降迅速, 尤其是 BC 层内压应力水平下降达 110~250 MPa。半功率运行时 ($t_{\text{start}}=198$ s) TC 层内部的切应力已趋于均匀, BC 层只在波形中部出现小范围低强度的应力集中。启动结束后 ($t_{\text{start}}=300$ s), TC、BC 层在邻近界面的区域内应力分布均匀。整个启动过程中, 从快速升温段往后 ($t_{\text{start}}=19\sim 300$ s), TGO 厚度对涂层切应力的影响几乎可以忽略。

综上, 随着启动过程中热障涂层系统温度的升高, 热膨胀不匹配逐渐减弱, 涂层界面附近径向和法向应力值分布趋于均匀并减弱。烧结时间和 TGO 厚度对涂层残余应力的影响只在启动初期较为显著, 而半工况运行 ($t_{\text{start}}=198$ s) 之后几乎可以忽略。此外, 由图 6~图 9 可知, 在启动过程早期, TC 层烧结对 TC 层和 BC 层内的应力均有影响; 而 TGO 增厚主要影响界面附近 BC 层内的应力, 而对 TC 层内的应力影响很小。相比而言, TGO 增厚对 BC 层应力的影响比 TC 烧结对 BC 层应力的影响要大。

3.2.3 极值应力的变化

以经历 350 h 烧结和 TGO 增厚到 5 μm 后的启动过程作为典型案例考察 TC、BC 层内极值应力, 如图 10 所示。可见, 初始状态时各极值的应力水平最高, 启动开始之后的前 40 s 内应力水平迅速下降, 然后小幅上升, 75 s 后应力水平又开始下降, 约 150 s 后应力水平已处于较低水平。大体上应力水平的变化趋势与图 4 中温度的变化趋势相反。从图 8 还可看出, 无论是在 TC 层还是 BC 层, 径向极值应力在启动过程中都相对处于较高水平, 而且 BC 层内的极值应力水平整体高于 TC 层。

从图 10(a) 中可知, TC 层内极值应力水平要低于 BC 层内的极值应力水平, 但两者基本处于同一数量级。对比图 10(a) 和图 10(b) 中 TC 层的极值应力可知, 经历 350 h 烧结的 TC 层, 其启动过程的各极值应力水平, 几乎是不考虑烧结但 TGO 增厚到 5 μm 时 TC 层相应极值应力值的

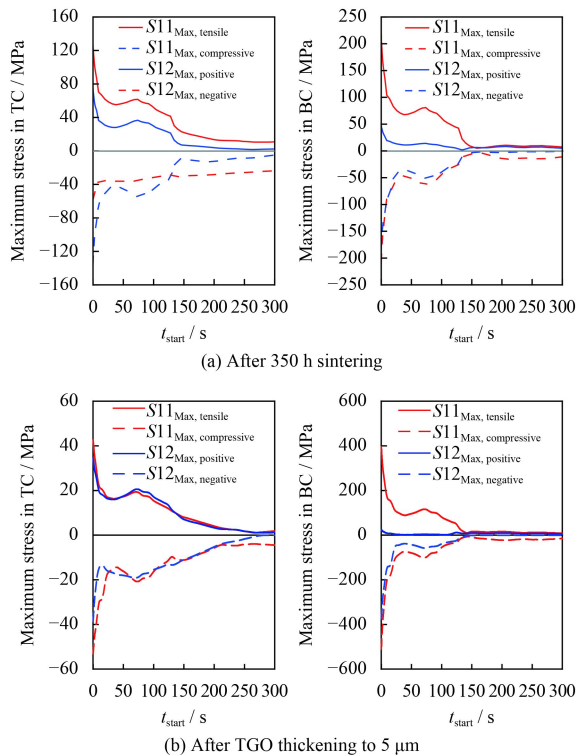


图 10 TC 和 BC 启动过程极值应力

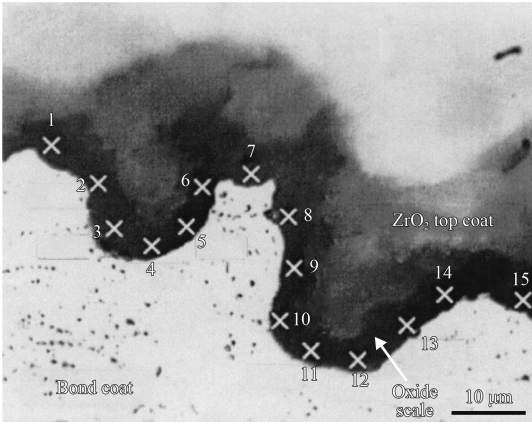
Fig.10 Extreme stress of TC and BC in start-up stage

3 倍, 可见烧结对 TC 层应力影响远大于 TGO 增厚。考虑到 TC 层比 BC 层更加脆弱, 可以推知烧结将更易导致 TC 层开裂。

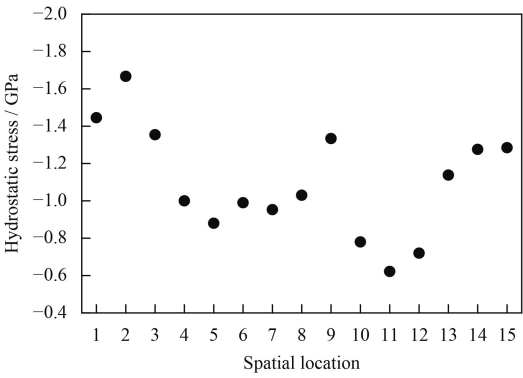
对比图 10(a) 和 (b) 中 BC 层极值应力, 可见 TGO 增厚到 5 μm 时, BC 层内启动过程极值应力水平是 350 h 烧结后启动过程极值应力水平的 2 倍左右。可见 TGO 增厚对 BC 层内极值应力的影响要高于陶瓷层烧结。此外, 对比图 10(b) 中 TC 和 BC 层内的极值应力, 可见 BC 层内的极值应力几乎是 TC 层内的 10 倍左右。可见, TGO 增厚对 BC 层内应力产生很大的放大作用, 甚至可能导致 TGO/BC 界面附近的开裂, 但其对 TC 层应力的影响却微小得多。

3.2.4 关于结果验证的说明

首先, 如引言所述, 在涂层应力无损检测的几种方法中, PLPS 方法可以深入涂层界面附近的 TGO 层进行应力测量。文献[45]采用荧光光谱法测得的 TGO 层应力如图 11 所示, 该结果是 1150 $^{\circ}\text{C}$, 经历 75 h 高温保温以及 10 次热循环后的测量结果, 其 TGO 厚度约 3.8 μm , 可见 TGO 应力水平基本上在 -1.7~-0.6 GPa 之间。当 TGO 厚度为 4 μm 时, 文中得到 TGO 层面内压应力云



(a) Monitoring location



(b) Monitoring results

图 11 试验测量得到的 TGO 残余应力^[45]
Fig.11 Experimental residual stress in TGO^[45]

图如图 12 所示, 应力水平在-1.9~-0.9 GPa, 基本上符合文献^[45]测量结果。虽然数值计算的界面波形与实际界面形貌并不相同, 但数值计算得到的界面波形中部压应力较大, 与图 11(a) 中试验测点 2 和 9 压应力较大有一定的对应关系。因此, 有一定理由相信文中数值计算结果的可靠性。

其次, 为验证数值方法的准确性, 以起动初始状态的残余应力场与文献进行对比。如图 13 所示, A、B、C 均为 TGO 厚度为 5 μm 时涂层界面附近径向残余应力云图, 其中 A、B 界面形貌波幅分别为 5 μm 和 30 μm, 来自文献^[26]; C 为文中结果, 波幅为 20 μm。因坐标选取不同, A、B 中 S_{22} 为径向残余应力, C 中 S_{11} 为径向残余应力。通过对比可知, 拉应力集中部位 (>50 MPa) 主要在波峰附近, 压应力主要集中在波谷附近, 文中结果与文献数值结果基本一致。此外, C 中拉应力最大值为 394 MPa, 大于 A 中的 222 MPa, 小于 B 中的 511 MPa。由于 C 中界面波幅处于 A、B 两者之间, 该结果符合波幅越大残余应力值

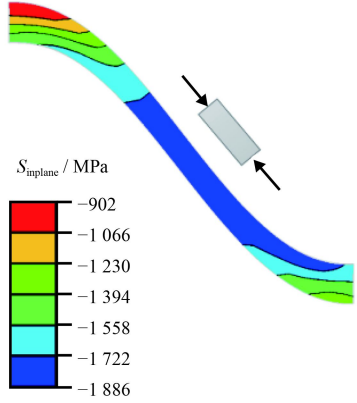


图 12 数值模拟得到的氧化层残余应力 (TGO thickness=4 μm)
Fig.12 Numerical residual stress of TGO layer (TGO thickness=4 μm)

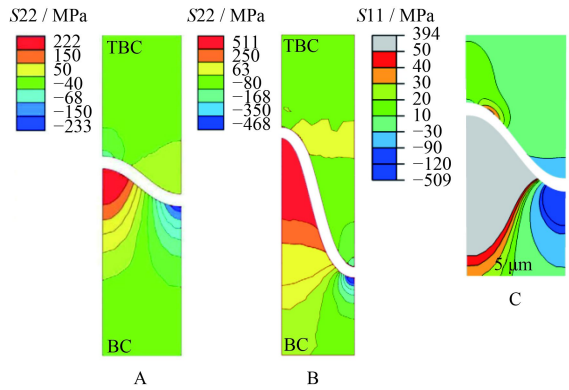


图 13 界面附近径向应力对比
Fig.13 Comparison of radial stress near the interface

越大的结论^[26]。上述结果在一定程度上佐证了热应力计算时数值方法的正确性。

最后, 将文中模拟烧结过程预测得到的杨氏模量与涂层烧结试验^[8]结果进行对比, 见图 14。图中试验拟合结果是在 1 316 °C、500 h 烧结条件下获得的。文中预测结果为稳态工况时, 涂层表

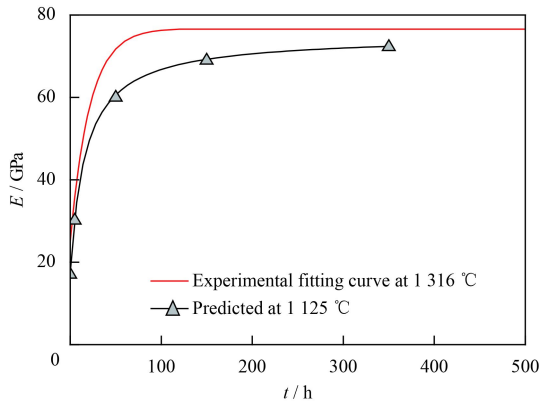


图 14 试验与预测杨氏模量对比
Fig.14 Comparison of experimental and predicted Young's modulus

面材料点在温度 1 125 ℃、350 h 烧结模拟得到的。总体而言,预测和试验得到的杨氏模量变化趋势比较接近;预测曲线低于试验拟合曲线,这符合保持温度越低烧结速率和终态值越小的规律。因此,在一定程度上可以认为文中采用的杨氏模量演化模型,可较好地预测烧结过程中材料点杨氏模量的变化,也间接佐证了基于该烧结模型得到的热应力结果的可信度。

4 结 论

(1) 起动过程中涂层温度场的变化剧烈,但与燃气温度的变化趋势相仿,TC 层内的温度梯度最大。

(2) 烧结时间和 TGO 厚度主要影响起动过程早期的涂层热应力,特别是对初始残余应力有重要影响,对起动过程中期以后热应力的影响可以忽略。在整个起动过程未见热应力激增而超过室温下残余应力现象。

(3) 烧结对 TC 和 BC 层内应力均有较大影响,且 TC 层和 BC 层内的极值应力水平数量级相当,但 TC 层内极值应力是 TGO 增厚时对应极值应力的近 3 倍,更易导致 TC 层界面附近开裂失效,而 TGO 增厚对 TC 层界面附近应力分布的影响却并不显著。

(4) TGO 增厚主要对 BC 层界面附近的应力分布产生显著影响,BC 层极值应力几乎达到 TC 层的近 10 倍,其对 BC 层应力的影响比烧结更大。

参考文献

- [1] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications[J]. *Science*, 2002, 296(5566): 280-284.
- [2] 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.
- [3] 徐惠彬, 宫声凯, 刘福顺. 航空发动机热障涂层材料体系的研究[J]. *航空学报*, 2000, 21(1): 8-13.
XU H B, GONG S K, LIU F S. Recent development in materials design of thermal barrier coatings for gas turbine[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2000, 21(1): 8-13 (in Chinese).
- [4] 周益春, 刘奇星, 杨丽, 等. 热障涂层的破坏机理与寿命预测[J]. *固体力学学报*, 2010, 31(5): 504-531.
ZHOU Y C, LIU Q X, YANG L, et al. Failure mechanisms and life prediction of thermal barrier coatings[J]. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, 2010, 31(5): 504-531 (in Chinese).
- [5] 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.
- [6] TAKAHASHI T, WATANABE K, TAKAHASHI T. Transient analyses of conjugate heat transfer of a first stage rotor blade in start-up and shut-down[C]. *Proceedings of the ASME Turbo Expo*, 2001, New Orleans: ASME, 2001-GT-0171.
- [7] SHINOZAKI M. The effect of sintering and CMAS on the stability of plasma-sprayed zirconia thermal barrier coatings[D]. *Department Of Materials Science And Metallurgy*, London: University of Cambridge, 2013.
- [8] CHOI S R, ZHU D M, MILLER R A, et al. Effect of sintering on mechanical and physical properties of plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2004, 88(10): 2859-2867.
- [9] CIPITRIA A, GOLOSNOY I O, CLYNE T W. A sintering model for plasma-sprayed zirconia thermal barrier coatings. Part II: Coatings bonded to a rigid substrate[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(4): 993-1003.
- [10] THOMPSON J A, CLYNE T W. The effect of heat treatment on the stiffness of zirconia top coats in plasma-sprayed TBCs[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(9): 1565-1575.
- [11] WANG K, PENG H, GUO H, et al. Effect of sintering on thermal conductivity and thermal barrier effects of thermal barrier coatings[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2012, 25(5): 811-816.
- [12] LV B, XIE H, XU R, et al. Effects of sintering and mixed oxide growth on the interface cracking of air-plasma-sprayed thermal barrier coating system at high temperature[J]. *Applied Surface Science*, 2016, 360: 461-469.
- [13] FREBORG A M, FERGUSON B L, BRINDLEY W J, et al. Modeling oxidation induced stresses in thermal barrier coatings[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 245(2): 182-190.
- [14] BUSSO E P, LIN J, SAKURAI S, et al. A mechanistic study of oxidation-induced degradation in a plasma-sprayed thermal barrier coating system. Part I: Model formulation[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(9): 1515-1528.
- [15] SUN Y, LI J, ZHANG W, et al. Local stress evolution in thermal barrier coating system during isothermal growth of irregular oxide layer[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 216: 237-250.
- [16] 孙戡, 徐颖强, 李万钟, 等. 热生长下热障涂层残余应力及失效分析[J]. *中国表面工程*, 2016, 29(1): 25-31.

- XU J, XU Y Q, LI W Z, et al. Residual stress and failure analysis of thermal barrier coatings with thermal growth[J]. *China Surface Engineering*, 2016, 29(1): 25-31 (in Chinese).
- [17] 汪伊丽, 梁天权, 沈晓明, 等. 热障涂层界面应力测试研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(28): 495-498.
- WANG Y L, LIANG T Q, SHEN X M, et al. Research progress of interfacial stress measurement in thermal barrier coatings[J]. *Materials Review*, 2016, 30(28): 495-498 (in Chinese).
- [18] 朱建国, 谢惠民, 刘战伟. 热障涂层力学性能的实验测试方法研究进展[J]. *力学学报*, 2013, 45(1): 45-60.
- ZHU J G, XIE H M, LIU Z W. Research progress on the experimental measurement methods of mechanical properties of thermal barrier coatings[J]. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2013, 45(1): 45-60 (in Chinese).
- [19] MA Q, Clarke D R. Stress measurement in single - crystal and polycrystalline ceramics using their optical fluorescence[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1993, 76(6): 1433-1440.
- [20] SHILLINGTON E A G, CLARKE D R. Spalling failure of a thermal barrier coating associated with aluminum depletion in the bond-coat[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(4): 1297-1305.
- [21] LIMA C R C, DOSTA S, GUILMANY J M, et al. The application of photoluminescence piezospectroscopy for residual stresses measurement in thermally sprayed TBCs[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 318: 147-156.
- [22] CHEN C, GUO H B, Shapiro I P, et al. Residual stress trend in thermal barrier coatings in through thickness direction measured by photoluminescence piezospectroscopy[J]. *Advances in Applied Ceramics*, 2013, 109(2): 95-100.
- [23] WANG L, LI D C, YANG J S, et al. Modeling of thermal properties and failure of thermal barrier coatings with the use of finite element methods: A review[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, 36(6): 1313-1331.
- [24] BIAŁAS M. Finite element analysis of stress distribution in thermal barrier coatings[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2008, 202(24): 6002-6010.
- [25] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G. Finite element modeling of the different failure mechanisms of a plasma sprayed thermal barrier coatings system[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2012, 21(6): 1234-1244.
- [26] 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 & Design*, 2010, 31(2): 772-781.
- [27] KYAW S, JONES A, HYDE T. Predicting failure within TBC system: Finite element simulation of stress within TBC system as affected by sintering of APS TBC, geometry of substrate and creep of TGO[J]. *Engineering Failure Analysis*, 2013, 27: 150-164.
- [28] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Effect of residual stresses and prediction of possible failure mechanisms on thermal barrier coating system by finite element method[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2010, 19(5): 1054-1061.
- [29] BUSO E P, LIN J, SAKURAI S. A mechanistic study of oxidation-induced degradation in a plasma-sprayed thermal barrier coating system. Part II: Life prediction model[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(9): 1529-1536.
- [30] WANG L, YANG J S, NI J X, et al. Influence of cracks in APS-TBCs on stress around TGO during thermal cycling: A numerical simulation study[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 285: 98-112.
- [31] 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 & Coatings Technology*, 2015, 276: 160-167.
- [32] BEDNARZ P. Finite element simulation of stress evolution in thermal barrier coating systems[D]. *Rwth Aachen: Schriften des Forschungszentrums Jülich*, 2006.
- [33] SCHWARZER J, LÖHE D, VÖHRINGER O. Influence of the TGO creep behavior on delamination stress development in thermal barrier coating systems[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2004, 387-389(49): 692-695.
- [34] RANJBAR-FAR M, ABSI J, MARIAUX G, et al. Crack propagation modeling on the interfaces of thermal barrier coating system with different thickness of the oxide layer and different interface morphologies[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(10): 4961-4969.
- [35] ITOH Y, TAKAHASHI M, ISHIWATA Y, et al. Basic study of oxidation behavior of zirconia thermal barrier Coating at high temperature[J]. *Journal of the Society of Materials Science Japan*, 1998, 47(7): 665-671.
- [36] ZHOU Y C, Hashida T. Coupled effects of temperature gradient and oxidation on thermal stress in thermal barrier coating system[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 2001, 38(24-25): 4235-4264.
- [37] 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.
- [38] AHRENS M, VABEN R, STÖVER D, et al. Sintering and creep processes in plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2004, 13(3): 432-442.
- [39] ZHU D, Miller R A. Sintering and creep behavior of plasma-

sprayed zirconia and HfO₂-based thermal barrier coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 1998, 108(1): 114-120.

[40] ZHU D, MILLER R A. Determination of creep behavior of thermal barrier coatings under laser imposed high thermal and stress gradient conditions[J]. Journal of Materials Research, 1999, 14(1): 146-161.

[41] ARAI M, OKAJIMA Y, KISHIMOTO K. Mixed-mode interfacial fracture toughness for thermal barrier coating[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2007, 74(13): 2055-2069.

[42] CHOI S R, ZHU D, MILLER R A. Fracture behavior under mixed-mode loading of ceramic plasma-sprayed thermal barrier coatings at ambient and elevated temperatures[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2005, 72(13): 2144-2158.

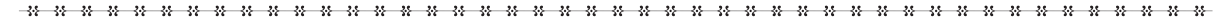
[43] ZHU W, YANG L, GUO J W, et al. Determination of interfacial adhesion energies of thermal barrier coatings by compression test combined with a cohesive zone finite element model[J]. International Journal of Plasticity, 2015, 64: 76-87.

[44] 曹雪强. 热障涂层新材料和新结构 [M]. 北京: 科学出版社, 2016: 559-560.

CAO X Q. New materials and structures for thermal barrier coatings[M]. Beijing: Science Press, 2016: 559-560 (in Chinese).

[45] SINGH J P, NAIR B G, RENUSCH D P, et al. Damage evolution and stress analysis in zirconia thermal barrier coatings during cyclic and isothermal oxidation[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2001, 84(10): 2385-2393.

(责任编辑: 王文宇)



• 本刊讯 •

《中国表面工程》关于参考文献著录的要求

本刊参考文献符合国标 GB/T7714—2015, 采用顺序编码著录, 依照其在文中出现的先后顺序用阿拉伯数字标出, 并将序号至于方括号内, 排列于文后。参考文献应尽量引用国内外正式公开发表的引文且各项信息齐全, 作者的英文名采用姓前名后格式, 姓用全称且全部字母大写, 名用缩写且保留首字母大写, 作者在 3 名以上只列前 3 名, 后加“等”; 题名后应标注文献标识类型; 期刊名称 (包括英文期刊) 采用全称; 著录期刊的年、卷、期信息应齐全。具体格式如下:

- ① 期刊: [序号]作者. 文名[J]. 刊名, 出版年, 卷 (期): 起止页码.
- ② 论文集: [序号]作者. 题名[C]. 编者. 文集名, 出版地: 出版者, 出版年.
- ③ 学位论文: [序号]作者. 题名[D]. 保存地: 学位授予单位, 授予年份.
- ④ 专著: [序号]著者. 书名[M]. 版本. 出版地: 出版者, 出版年: 起止页码.
- ⑤ 报告: [序号]作者. 报告题名[R]. 出版地: 出版者, 出版年.
- ⑥ 标准: [序号]著者. 标准名: 标准顺序号-发布年[S]. 出版地: 出版者, 出版年, 起止页码.
- ⑦ 专利: [序号]专利所有者. 专利题名: 专利号[P]. 公告日期或公开日期.
- ⑧ 报纸: [序号]作者. 题名[N]. 报纸名, 出版日期 (版次).
- ⑨ 电子文献: [序号]作者名. 题名[J/OL] ([EB/OL]或[DB/OL]). 发表或更新日期[引用日期]. 获取和访问路径.

另为适应国际数据库的要求, 从 2014(6) 期开始, 本刊要求原属中文的参考文献需同时标出其对应的英文格式。例如:

[1] 何家文. 追溯历史评表面形变纳米化[J]. 中国表面工程, 2014, 27(5): 1-13.

HE J W. Comments on nano-treatment of surface attrition via historical review[J]. China Surface Engineering, 2014, 27(5): 113 (in Chinese).

(本刊编辑部 供稿)