

热载荷下热障涂层表-界面裂纹间的相互影响

吕 凯, 徐颖强, 孙 戡, 李 征, 赵 兴
(西北工业大学 机电学院, 西安 710072)

摘 要: 针对高温热载荷条件下 APS 制热障涂层裂纹失效问题, 基于涂层系统热弹、热弹塑性本构关系, 考虑陶瓷层/氧化层/粘结层界面凹凸形貌, 依据表、界面裂纹位置、性质不同, 分别运用断裂力学和损伤力学理论建立裂纹演化模型, 结合围线积分和内聚力单元法, 分析了热载荷下表、界面裂纹断裂参量及开裂状态, 研究了陶瓷层表面裂纹与粘结层/氧化层界面裂纹间的相互影响, 揭示了热、力、化多场耦合下的裂纹失效机理。结果表明, 表面裂纹大幅改变界面微区域的应力分布状态, 靠近界面时能使界面裂纹扩展程度整体增加 20%, 且相邻凸峰处开裂非均匀性可达 81%, 表面裂纹断裂参量主要受多层结构热失配及缺陷主导, 界面裂纹对其影响相对较小, 分析结果与试验结果一致。

关 键 词: 热障涂层; 表-界面裂纹; 内聚力单元; 界面应力; 断裂参量

中图分类号: TG174.442; TG113.25 **文献标志码:** A

Interaction between surface and interface cracks in thermal barrier coatings under thermal load

LÜ Kai, XU Yingqiang, SUN Jian, LI Zheng, ZHAO Xing
(School of Mechanical Engineering,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: In view of the problem of crack failure of thermal barrier coatings (TBCs) prepared by means of APS, based on the thermal elastic and elastoplastic constitutive relations of the coating system, and taking into consideration the concave and convex morphology of ceramic coat (TC)/oxide layer (TGO)/bond coat (BC) interface, the crack evolution model was established by fracture mechanics and damage mechanics theory respectively according to the difference of position and nature of surface and interface cracks. In combination with contour integral and cohesive element method, the fracture parameters and cracking state of the surface and interface cracks under the thermal load were analyzed, the interaction between the surface cracks of the thermal barrier coating and the interface cracks of the BC/TGO was studied, and the crack failure mechanism under the coupling of thermal, force and chemical fields was revealed. The results showed that the surface cracks greatly changed the stress distribution state in the interface microregion. When the surface crack was near the interface, the interface crack propagation increased by 20%, and the nonuniformity of the crack in the adjacent convex peak can reach 81%. The fracture parameters of the surface crack were mainly dominated by the thermal mismatch and the defects of the multi-

收稿日期: 2018-01-09
基金项目: 国家自然科学基金(11072196, 10672134, 51675427)
作者简介: 吕凯(1992—), 男, 硕士生, 主要从事热障涂层方向研究。

引用格式: 吕凯, 徐颖强, 孙戡, 等. 热载荷下热障涂层表-界面裂纹间的相互影响[J]. 航空动力学报, 2019, 34(1): 125-134. LÜ Kai, XU Yingqiang, SUN Jian, et al. Interaction between surface and interface cracks in thermal barrier coatings under thermal load[J]. Journal of Aerospace Power, 2019, 34(1): 125-134.

layer structure. The effect of interface crack on the surface crack was relatively small. The results of the analysis were in agreement with the test results.

Key words: thermal barrier coating; surface and interface cracks; cohesive element method; interface stress; fracture parameter

热障涂层(thermal barrier coatings, TBCs)具有良好的隔热性能,被广泛应用于航空发动机热端部件,以提高其热效率及热承载能力^[1-2]。然而,复杂多层结构与循环热载荷服役环境,带来热失配、氧化等诸多问题,引发大范围微裂纹萌生、扩展、连接,直至最终涂层剥落失效^[3]。因此,研究裂纹演化机理,尤其是裂纹间相互影响机制是深入理解涂层失效机理的绝佳途径。

国外 TBCs 技术发展较早,关于涂层裂纹失效机理研究相对较多,普遍认可的结论是:热障涂层受热、力、化多场耦合作用,营造了复杂的微区域应力应变场,驱动发生裂纹失效过程,其中氧化层(thermal growth oxide, TGO)增厚及材料热失配因素扮演着主要角色^[4]。具体而言,一方面制备形成的粘结层(bond coat, BC)表面粗糙,以及 TGO 的局域化氧化作用,使微裂纹易在陶瓷层(ceramic coat, TC)/粘结层界面微区域萌生、扩展^[5];另一方面,由于多层结构材料参数差异,在热循环载荷作用下不可避免地在界面产生热失配应力,驱动涂层裂纹失效过程^[6]。失效过程伴随着大量微裂纹在表、界面萌生、扩展,并且裂纹间存在着复杂的相互影响关系^[7]。国内 TBCs 技术发展起步晚,但同样开展了众多涉及裂纹失效的理论、数值和试验研究。主要采取三点弯曲、四点弯曲、单边切口梁等方式展开,结论与国外同类文献相吻合^[8-9]。但是,由于研究偏重不同,往往难以同时兼顾高温循环载荷、参数温度相关性、界面真实形貌等重要影响因素,且影响裂纹失效的因素众多,使得对于裂纹失效机理的认识还不够充分^[10-11]。基于此现状,文中以大气等离子喷涂(atmospheric plasma spraying, APS)方式制备的 TBCs 为基础,建立材料热弹性、热弹塑性应力应变增量关系,根据表、界面裂纹位置、性质等不同,分别建立断裂力学模型和内聚力损伤模型分析裂纹的演化进程。考虑陶瓷层/氧化层/粘结层凹凸形貌,引入了陶瓷层表面裂纹和 BC/TGO 界面裂纹,结合围线积分和内聚力单元法,分别以裂纹断裂参量和开裂状态表征表、界面裂纹状态,研究热载荷下裂纹间相互影响机制,从而进一步揭示涂层裂纹失效机理,为新型 TBCs 制备及寿命预测提供研究基础。

1 力学模型

1.1 热障涂层热弹、热弹塑性本构

在高温热载荷服役条件下的 TBCs 界面通常呈凹凸不平形貌特征,扫描电镜(SEM)下某 APS 制 TBCs 热震试验后形貌如图 1 所示。由于等离子喷涂制备过程留下的孔隙类缺陷以及陶瓷层热膨胀系数相对较小,涂层失效初期在陶瓷层内易形成开放或封闭的垂直裂纹。另外失效过程中存在界面氧化增厚过程,该过程属于元素选择性氧化过程,产生以 Al_2O_3 为主的氧化物和尖晶石,过程中存在界面体积变化及材料强度退化过程,加上材料热失配及界面粗糙不平的综合作用,导致界面也存在裂纹失效过程。实际上,涂层剥落过程即为表、界面裂纹连接过程,文中研究落脚点在于涂层剥落前两型裂纹相互影响研究。

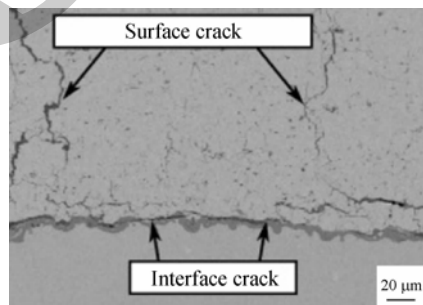


图1 某 APS 制 TBCs 热震试验后扫描电镜形貌^[12]

Fig.1 SEM morphology of a APS TBCs after thermal shock test^[12]

简化扫描电镜下微观结构图,以正弦结构来表征涂层界面凹凸形貌,表面裂纹选取开放性垂直裂纹,界面裂纹沿界面水平延伸,萌生位置具有不确定性,如图 2。在热载荷下,TC 和基体层(substrate, SUB)呈热弹性、BC 和 TGO 层呈热弹塑性,且材料参数具有温度相关性特性。

在常规弹塑性分析的基础上,增加热载荷带来的热变形,结构的应变增量可表示为

$$d\boldsymbol{\varepsilon} = d\boldsymbol{\varepsilon}^e + d\boldsymbol{\varepsilon}^T + d\boldsymbol{\varepsilon}^p \quad (1)$$

式中右端各项分别为弹性、热、塑性应变增量。弹性应力应变关系为

$$\boldsymbol{\sigma}_{ij} = D_{ij}^e \boldsymbol{\varepsilon}^e \quad (2)$$

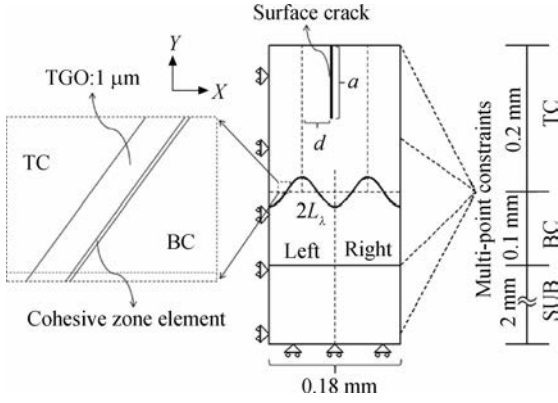


图 2 几何模型

Fig. 2 Geometric model

其中 σ_{ij} 为应力张量, ϵ^e 为弹性应变, D_{ij}^e 为弹性张量。考虑涂层材料的弹性模量 E 和泊松比 ν 随温度变化特性,由弹性应力应变关系可得到

$$d\sigma_{ij} = {}^{\tau}D_{ij}^e d\epsilon^e + dD_{ij}^e \epsilon^e \quad (3)$$

式中 ${}^{\tau}D_{ij}^e$ 为 τ 时刻的弹性张量,将式(1)代入式(3),得到以 D_{ij}^e 表示的增量应力应变关系为

$$d\sigma_{ij} = {}^{\tau}D_{ij}^e (d\epsilon - d\epsilon^T - d\epsilon^p) + dD_{ij}^e \epsilon^e \quad (4)$$

其中右端第一项为应变引起的应力变化,第二项为材料的温度相关性引起的应力变化。进而可导出以 τ 时刻弹塑性张量 D_{ij}^{ep} 表示的增量应力应变关系,即

$$d\sigma_{ij} = {}^{\tau}D_{ij}^{ep} (d\epsilon - d\epsilon^T) + dD_{ij}^e \epsilon^e \quad (5)$$

基于涂层系统材料的热弹性、热弹塑性本构关系,建立系统结构局部裂纹力学模型。由于表、界面裂纹所处位置、受力形式、材料性质不同,针对性的建立断裂和损伤两种力学模型,两种模型从不同角度阐释裂纹演化进程。

1.2 TC 层表面裂纹断裂力学模型

如图 2 所示,裂尖位于热弹性材料的 TC 层内,在平面应变问题中,其裂尖前方应力场可表示为

$$\sigma_{22} + i\sigma_{12} = K(2\pi r)^{-1/2} r^{i\beta} \quad (6)$$

式中 K 为应力强度因子, $r^{i\beta} = \cos(\beta \ln r) + i\sin(\beta \ln r)$ 表示应力场振荡奇异性。当振荡因子 β 消失时,裂纹尖端的应力场奇异性为 $r^{-1/2}$ 。有

$$\sigma_{22} = \frac{K_{\perp}}{\sqrt{2\pi r}}, \sigma_{12} = \frac{K_{\parallel}}{\sqrt{2\pi r}} \quad (7)$$

其中应力强度因子 $K_{\perp}$ 、 $K_{\parallel}$ 分别表示法向应力和切应力的幅值,分别对应张开型、滑移型裂纹。表征两型裂纹混合比例的混合度可表示为

$$\psi = \arctan\left(\frac{K_{\parallel}}{K_{\perp}}\right) \quad (8)$$

表征裂纹张开趋势的裂纹扩展角可表示为

$$\theta = \arccos\left(\frac{3K_{\parallel}^2 + \sqrt{K_{\perp}^4 + 8K_{\perp}^2 K_{\parallel}^2}}{K_{\perp}^2 + 9K_{\parallel}^2}\right) \quad (9)$$

其中,扩展角 θ 角度与裂尖附近裂纹线相对应,当 $K_{\parallel} > 0$ 时, $\theta < 0$; 当 $K_{\parallel} < 0$ 时, $\theta > 0$ 。

1.3 BC/TGO 界面裂纹内聚力损伤模型

BC/TGO 界面裂纹位于两层弹塑性材料界面之间,以内聚力单元(cohesive zone element)刚度损伤退化过程来表征界面裂纹萌生扩展过程^[13],内聚力损伤模型由牵引分离法则和 6 个特征参数确定,牵引-分离法则表征的是内聚力单元在裂纹面的断裂损伤过程中单元上、下表面之间的力与位移关系(用 T-S 曲线表示),6 个特征参数分别是:界面法向牵引力 σ_n^0 和剪切力 σ_s^0 、临界的张开位移 δ_n^0 和滑移位移 δ_s^0 、分别在 T-S 曲线下的面积 G_{nc} 和 G_{sc} ,另外界面的内聚力单元采用双线性牵引分离法则,如图 3。

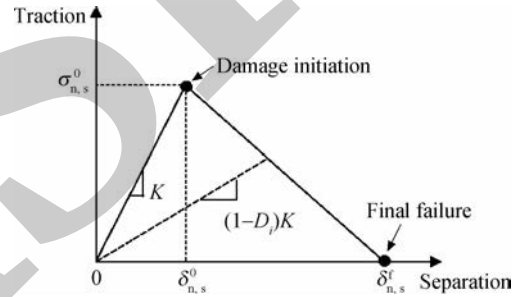


图 3 双线性牵引-分离法则

Fig. 3 The bilinear traction-separation law

牵引分离法则可以用以下公式表示

$$\sigma_i = \begin{cases} K\delta_i^{\max} & \delta_i^{\max} \leq \delta_i^0 \\ (1-d_i)K\delta_i^{\max} & \delta_i^0 < \delta_i^{\max} < \delta_i^f \\ 0 & \delta_i^{\max} \geq \delta_i^f \end{cases} \quad (10)$$

其中,

$$d_i = \begin{cases} 0 & \delta_i^{\max} \leq \delta_i^0 \\ \frac{\delta_i^f(\delta_i^{\max} - \delta_i^0)}{\delta_i^{\max}(\delta_i^f - \delta_i^0)} & \delta_i^0 < \delta_i^{\max} < \delta_i^f \\ 1 & \delta_i^{\max} \geq \delta_i^f \end{cases} \quad (11)$$

其中 $i = n, s$, σ 为应力, δ 为位移, d 为损伤变量, K 为未发生损伤阶段的界面刚度,下标 n 和 s 代表法向和切向方向,上标 0 和 f 分别表征产生初始损伤的临界位移和最终失效的断裂位移。位移的上标 $\max$ 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

$$G_{nc} = \frac{1}{2}\sigma_n^0\delta_n^f \text{ 和 } G_{sc} = \frac{1}{2}\sigma_s^0\delta_s^f \quad (12)$$

在混合模式的载荷下,当某一应力达到其损

伤容限时,损伤产生。内聚力单元选取二次名义应力准则来表征界面初始损伤,即

$$\left(\frac{\langle\sigma_n\rangle}{\sigma_n^0}\right)^2+\left(\frac{\sigma_s}{\sigma_s^0}\right)^2=1$$

(13)

其中符号 $\langle\rangle$ 的含义如下:

$$\langle\sigma_n\rangle=\begin{cases}\sigma_n & \sigma_n\geqslant 0 \\ 0 & \sigma_n<0\end{cases}$$

(14)

内聚力单元损伤演化规律满足

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

(15)

其中 G_n 和 G_s 是牵引力分别在法向和切向产生的能量, G_{nc} 和 G_{sc} 是界面断裂所要求的临界能量,能量指数 α 选择为1,则能量释放率 $G=G_n+G_s$ 。

1.4 模型求解

分析模型用有限元方式求解,模型(图2)除内聚力单元层外共有4层结构,具体尺寸如下:基体(SUB)为2mm,粘接层(BC)为0.1mm,陶瓷

层(TC)为0.2mm。TC/TGO/BC界面结构为两个连续正弦结构,取 $A=20\text{ }\mu\text{m}$, $\lambda=90\text{ }\mu\text{m}$ 进行构建,界面凹凸程度符合等离子喷涂形成的界面形貌粗糙度。BC/TGO间设置内聚力单元。表面裂纹的位置用长度 a 和距离左侧波峰水平距离 d 表征, a 取29、58、87、116、145、174 $\text{ }\mu\text{m}$, d 取0、22.5、45、67.5、90 $\text{ }\mu\text{m}$ 。涂层失效剥落时TGO厚度不超过8~10 $\text{ }\mu\text{m}$ ^[14],计算时取其厚度为1 $\text{ }\mu\text{m}$ 。

材料性能与热障涂层性能密切相关,分析考虑TC和SUB层的热弹性、BC和TGO层热弹塑性。BC层塑性参数见表1^[15],其他温度相关性参数见文献[15-17],材料为各向同性。根据已有的实验结果^[18],内聚力模型6个特征参数分别为:取应力 $\sigma_n^0=200\text{ MPa}$ 、 $\sigma_s^0=100\text{ MPa}$;断裂能 $G_{nc}=20\text{ J/m}^2$ 、 $G_{sc}=60\text{ J/m}^2$;取 $\delta_{\text{ratio}}=\delta_{n,s}^0/\delta_{n,s}^I=0.25$,根据 $K_{n,s}=\sigma_{n,s}^0/\delta_{n,s}^0$ 计算得到 K_n 、 K_s 分别为 4×10^6 、333333 MPa/mm。

表 1 BC 层塑性参数
Table 1 Plastic parameters of BC layer

塑性 参数	$t/^{\circ}\text{C}$									
	400		600		800		900		1000	
σ/MPa	1100	2500	1100	2200	300	380	45	60	10	15
ϵ_p	0	0.24	0	0.30	0	0.02	0	0.02	0	0.01

为了防止刚体位移,在基体的底部约束Y方向的位移,同时由于正弦界面结构对称且具有周期性,模型左边界设置为对称轴,模型(图2)右边界用ABAQUS软件中多点约束(multi-point constraints,MPC)技术中的SLIDER类型进行约束,从而保证在热载荷作用过程中右侧所有节点的水平位移协调变形。

载荷谱如图4所示,为涂层所受循环热载荷简化后的单个热循环载荷谱^[19],包含300s升温、

3600s保温、300s降温过程,由于研究不侧重隔热性,各层结构间不设置温度梯度,求解只针对单个载荷周期内的裂纹间相互影响。

2 结果与讨论

结果显示除d45a174模型(即 $d=45\text{ }\mu\text{m}$, $a=174\text{ }\mu\text{m}$ 模型)外其他模型在升温过程界面均不开裂,在降温过程左右两侧波峰区域发生裂纹萌生。故将表-界面裂纹相互影响分析的时间段主要限制在降温阶段。鉴于正弦结构对称性和连续性, d 取0和90 $\text{ }\mu\text{m}$ 时,表面裂纹对左、右侧界面裂纹影响基本相反; d 取22.5和67.5 $\text{ }\mu\text{m}$ 时,表面裂纹对左、右侧界面裂纹影响也相反,边界条件对裂纹状态影响可忽略不计,故 d 只选取0、22.5、45 $\text{ }\mu\text{m}$ 三个变量展开分析。

结果讨论一方面分析预制表面裂纹对界面微区应力场的影响,探讨其对界面裂纹演化状态的影响,另一方面分析无界面裂纹时表面裂纹随热载荷状态变化,对比探讨界面裂纹扩展对表面裂纹断裂参量的影响。

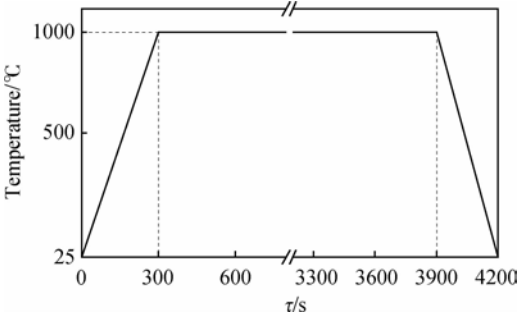


图 4 有限元模型中单个热循环载荷谱
Fig. 4 Single thermal cycle load spectrum in FEM

2.1 表面裂纹对界面微区域应力场影响

为对比分析表面裂纹对界面微区域应力场影响,先分析不含表面裂纹情况,即 $d0a0$ 模型。图 5~图 6 分别为不含表面裂纹的 $d0a0$ 模型应力云图及界面残余应力 S_{22} 分布图,云图放大因子为 5,从界面左侧初始节点到界面另一节点的长度 x 以单个正弦界面波长 L_λ 为基准做无量纲处理,有 $x/L_\lambda=0\sim 2$,界面应力统计处理之前对 TGO 及内聚力单元做删除处理。明显看出,左、右裂纹(LC、RC)开裂状态一致,室温下残余应力 S_{22} 左右对称,BC/TGO 界面 S_{22} 应力波动幅度较 TC/TGO 平缓,在波峰位置 TC 层内压应力显著。左裂纹尖端位置相对于界面用 LCT1 和 LCT2 表示,中间裂纹裂尖位置用 MCT1 和 MCT2 表示,右裂纹尖端用 RCT1 和 RCT2 表示,在裂纹尖端附近 TC/TGO、BC/TGO 界面节点残余拉应力集中,且幅值发生突变,尤其在 BC/TGO 界面上。另外,左、右裂纹均萌生于降温阶段,在波峰位置,随热载荷加载时间由波峰沿界面向波谷扩展,该结论与文献[5]所得结论相符,验证了界面凹凸形貌在界面裂纹萌生及扩展过程起到的重要作用。

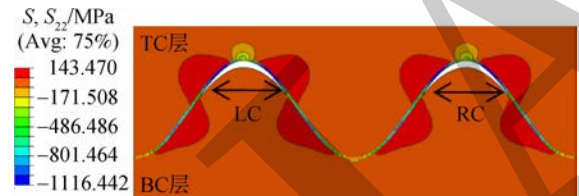


图 5 $d0a0$ 模型界面区域应力云图

Fig. 5 Stress cloud map at the interface region of $d0a0$ model

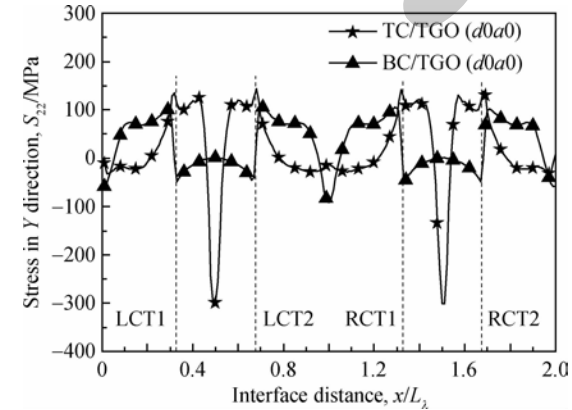
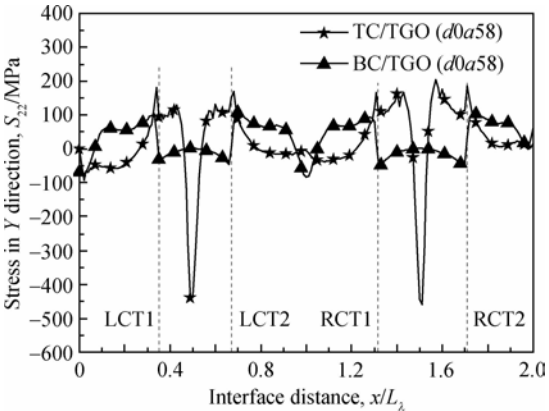


图 6 $d0a0$ 模型界面残余应力 S_{22} 分布

Fig. 6 Residual stress S_{22} distribution at the interface of $d0a0$ model

表面裂纹的存在使模型左右侧两个正弦界面微区域在热载荷作用下会产生不同的应力应变场分布,导致 BC/TGO 界面裂纹演化状态发生改变,包括裂纹萌生位置及最终扩展状态。如图 7 所示为 6 个含表面裂纹的模型 4200s 室温时界面残余 S_{22} 应力分布图,图中同时也给出了各界面裂纹裂尖位置。界面 S_{22} 应力体现出的普遍规律是:BC/TGO 界面 S_{22} 应力波动较 TC/TGO 小;相比于 $d0a0$ 模型左右边界应力呈连续性, $d0$ (不含 $d0a0$ 模型,下同)和 $d22.5$ 模型左右边界应力场连续性差,主要原因是表面裂纹的位置相对与模型结构不对称;应力场沿裂尖区域集中、突变规律与 $d0a0$ 模型类似,仅幅值上存在差异;界面最大压应力出现在波峰的 TC/TGO 界面。不同之处有: $d0a174$ 应力状态明显区别于其他模型,应力集中幅值显著; $d0$ 、 $d22.5$ 模型界面应力左右区域对称性差, $a174$ 比 $a58$ 对称性差异更大,说明表面裂纹长度越长,对界面应力影响越大; $d45$ 模型左右应力对称性较好,但由于 $d45a174$ 模型波谷位置开裂,中间位置界面应力分布存在明显区别。

从各模型裂纹分布状态看,由于表面裂纹相对于界面结构的不对称, $d0$ 、 $d22.5$ 模型左右区域界面裂纹开裂程度存在明显差异,且表面裂纹长度 a 越大,开裂差异越大,另外裂纹沿各自波峰分布也存在不均匀性, a 较小时,不均匀性体现在远端(右侧)波峰; a 较大时,体现在近端波峰(左侧)。而 $d45$ 模型左右侧开裂状态对称,表面裂纹促进界面裂纹沿波峰向更远处分布, a 越大体现越明显,且 a 较大并接近界面时,波谷位置可能在升温过程发生开裂。综上,表面裂纹对界面微区域应力场分布影响巨大, a 越大时影响越明显。



(a) $d0a58$

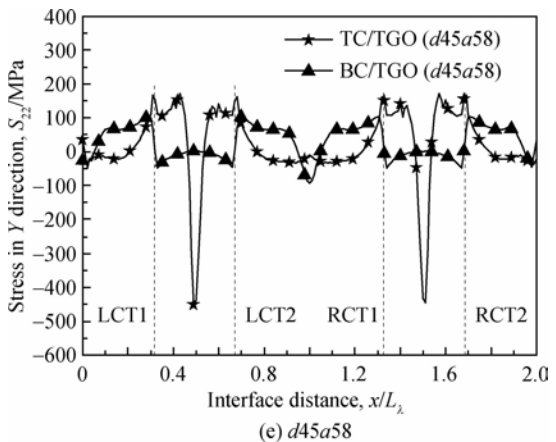
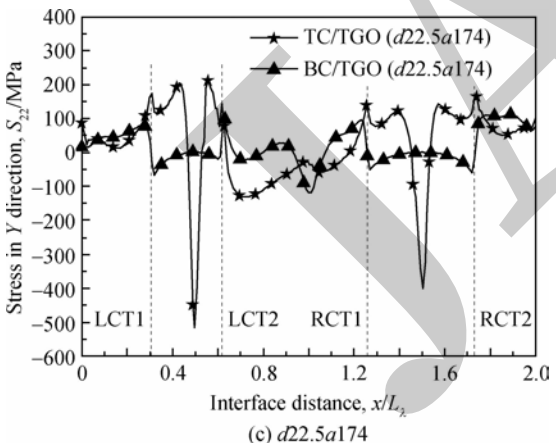
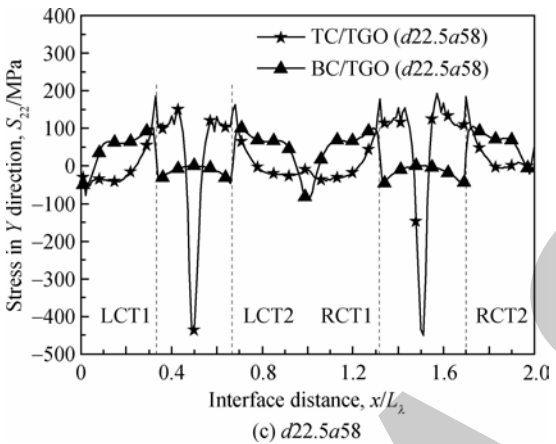
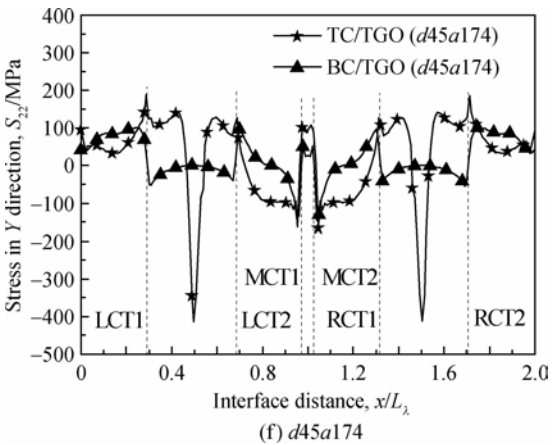
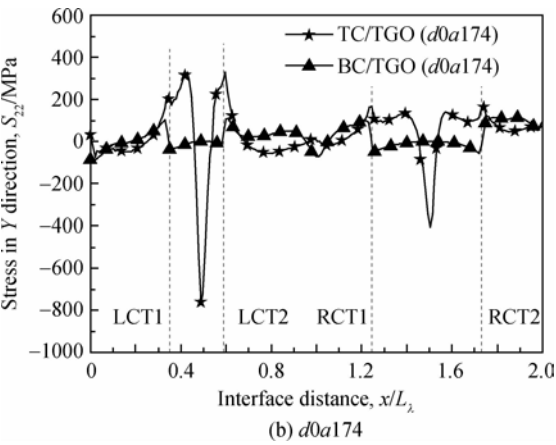


图 7 表面裂纹对界面微区域残余 S_{22} 应力场影响
Fig. 7 Effect of surface crack on residual S_{22} stress field in interface microregion

2.2 表面裂纹对界面裂纹演化影响

统计各模型界面裂纹的开裂程度 R (R = 左侧或右侧界面裂纹长度/单个波长界面长度), 从更直观的角度分析表面裂纹带来的影响。如图 8 所示为各模型界面左右两侧裂纹扩展状态随表面裂纹位置变化的关系图, 明显看出, $d0a0$ 模型裂纹扩展程度 R 左右均为 35%。其他模型右侧裂纹 R 均大于等于 35%, 左侧裂纹 R 均小于 35%。对于 $d0$ 、 $d22.5$ 模型左侧界面裂纹, a 越大, 即越靠近波峰位置, R 越小, a 相同时, $d0$ 左侧裂纹 R 小于 $d22.5$; 对于右侧界面裂纹, a 越大, R 越大。而 $d45$ 模型, 两侧界面裂纹开裂程度相同, 且表面裂纹长度较短时, 对于两侧界面裂纹的扩展程度没有影响, 当表面裂纹较长, 接近波谷时, 会使界面裂纹扩展程度增大。分析可知, 除波谷上方位置外, 表面裂纹会抑制其下方处正弦界面形貌波峰附近的裂纹扩展, 而促进相邻正弦界面波峰

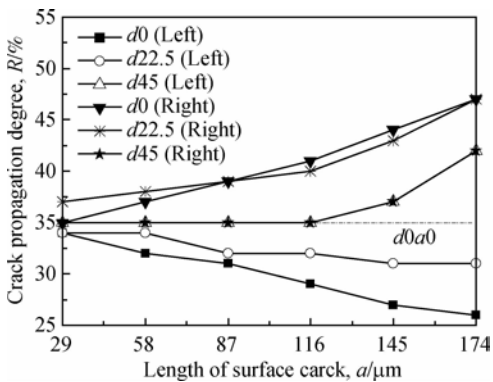


图 8 表面裂纹对界面裂纹开裂程度的影响
Fig. 8 Effect of surface crack on the crack propagation degree of interface crack

附近的裂纹扩展,造成相邻凸峰处开裂非均匀性可达 81%($d0a174$ 模型);表面裂纹越靠近正弦界面,对于界面裂纹的萌生扩展影响越大。总体来说表面裂纹造成了界面裂纹更大范围的扩展,使界面裂纹扩展程度增加 20%($d45a174$ 模型)。因而,在 TBCs 的工程应用中,TC 陶瓷层含垂直裂纹或为柱状晶结构,虽然能够增加 TBCs 的应变容限,但其对于 TC/BC 界面缺陷演化带来的恶化影响也不容忽视。

2.3 无界面裂纹演化时表面裂纹状态分析

为了对比分析界面裂纹对表面裂纹的影响,首先需要理解不含界面裂纹时表面裂纹断裂参量随载荷的变化情况。如图 9 所示为不含界面裂纹的 $a87$ 模型应变能释放率 G 随时间变化关系图, G 随时间呈上升、下降、平稳、上升、下降走势,开始上升是由于升温过程,SUB 和 BC 层膨胀速度快,TC 层受牵引,下降是由于 BC 层和 TGO 层达到屈服条件,产生系统局部塑性变形,释放了部分表面裂纹裂尖扩展驱动力。保温阶段由于忽略蠕变效应, G 保持不变。降温初期,由于 SUB 和 BC 层快速收缩牵引 TC 层,且界面呈起伏结构,表面裂纹在 TC 层上部,形成“杠杆”效应,使表面裂纹裂纹扩展驱动力短暂增大。当系统整体随温度大幅收缩到一定程度后,表面裂纹裂纹面呈闭合趋势, G 迅速下降。在室温时呈较低水平。

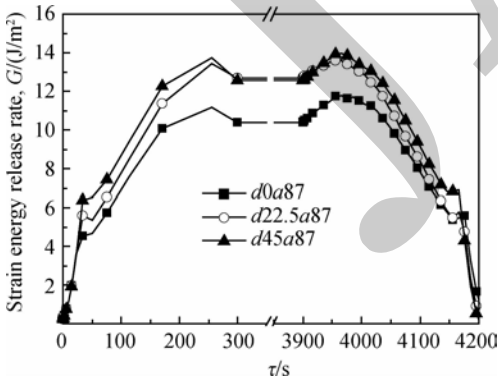
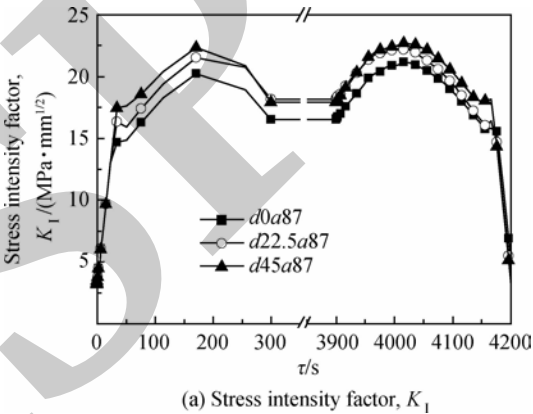


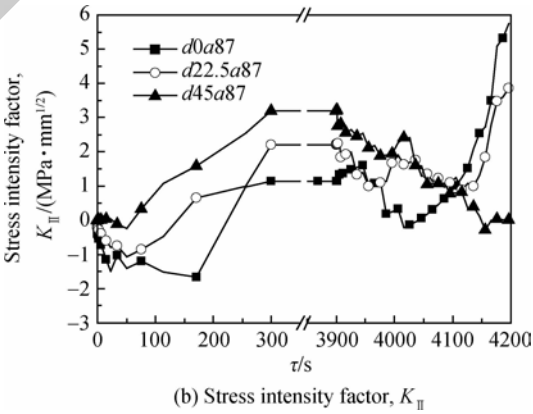
图 9 热载荷下不含界面裂纹模型应变能释放率变化
Fig. 9 Change of strain energy release rate in models without interface crack under thermal load

如图 10(a)和图 10(b)所示为不含界面裂纹 $a87$ 模型预制表面裂纹应力强度因子 K_I 、 K_{II} 随热载荷变化关系图,可以看出, K_I 值变化趋势基本与应变能释放率类似,室温时值处于较低水平,且各时间点 $d0$ 模型相对于 $d22.5$ 和 $d45$ 模型稍偏低。 K_{II} 值的整体数值波动幅度较 K_I 小,受水

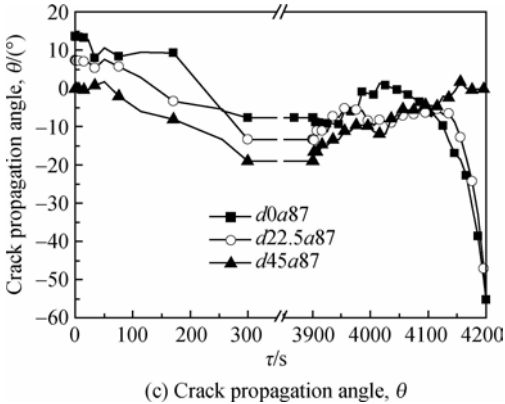
平方向的材料热失配影响较小,4 200 s 室温时 K_{II} 值大小主要受所处位置影响,越靠近波峰,受滑移型裂纹模式影响越大。在波谷上方表面裂纹基本不含滑移成分。如图 10(c)和图 10(d)为不含界面裂纹 $a87$ 模型表面裂纹扩展角 θ 和混合度 ψ 随时间变化关系图,可以看出,4 200 s 室温时 $d0$ 和 $d22.5$ 模型 θ 值相近, $d22.5$ 模型 θ 偏向临近波峰一侧,而 $d45$ 模型 θ 始末时间段保持在 0° 附近,在载荷加载中间过程向负向轻微波动,主要是受边界条件影响。混合度 ψ 方面,各模型大部分时间均保持在 $-10\sim10^\circ$ 之间,即裂纹主要受张开型裂纹主导,降温末期, $d0$ 和 $d22.5$ 模型 K_I 大幅下降, K_{II} 增加,导致室温时裂纹中滑移成分大



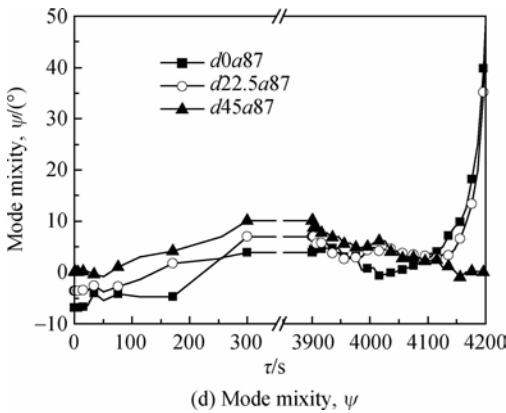
(a) Stress intensity factor, K_I



(b) Stress intensity factor, K_{II}



(c) Crack propagation angle, θ



(d) Mode mixity, ψ

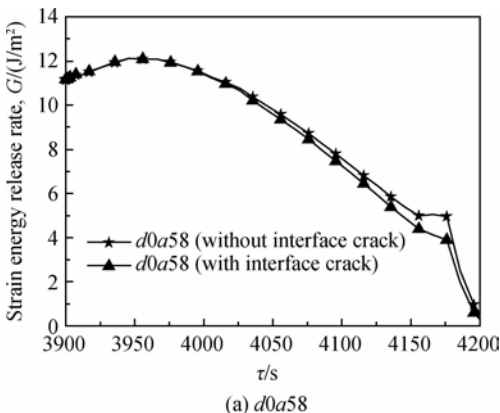
图 10 热载荷下不含界面裂纹模型除 G 外断裂参量变化
Fig. 10 Change of fracture parameters except G in models without interface crack under thermal load

大增加。而 $d45$ 模型表面裂纹由于处于波谷上方,位置对称,基本不含滑移成分。

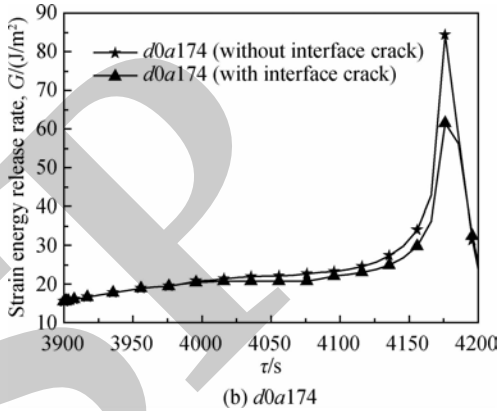
综上表明,表面裂纹的断裂参量变化主要受热载荷作用及裂纹相对于界面形貌所处位置关系影响,降温过程出现最大应变能释放率,室温时处于较低水平。表面裂纹大部分时间受张开型裂纹主导,该结论与文献[20]试验结论相吻合,热载荷作用下,涂层系统产生横向应变,诱导 TBCs 陶瓷层内发生垂直裂纹演化。

2.4 界面裂纹演化对表面裂纹影响

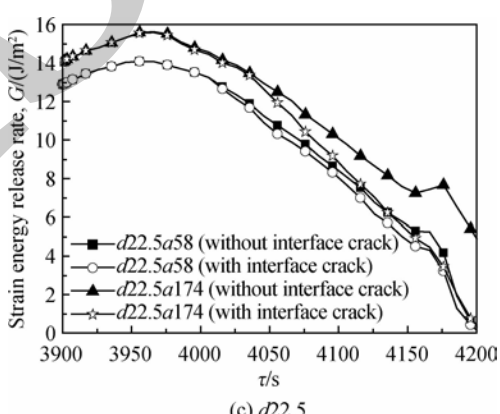
由于表-界面相互影响模型中,界面裂纹基本在降温阶段萌生扩展,因此考察界面裂纹对表面裂纹断裂参量影响时,关注时间段放在降温阶段。如图 11(a)和图 11(b)所示为界面裂纹演化对 $d0$ 两个模型应变能释放率 G 的历程影响,总体上界面裂纹萌生扩展对表面裂纹的影响较小,基本遵循的规律是:界面裂纹波峰附近开裂后,在一定程度上降低了系统 BC/TC 微区域内应力,致使界面微区域热失配应力对 TC 层影响能力降低,从而降低了 TC 层内表面裂纹扩展驱动力。但是,对于 $d0a174$ 模型,由于表面裂纹长,裂尖与界面波峰最近位置仅为 $6\mu\text{m}$,因此,其断裂参量变化及界面裂纹带来的影响相对复杂,降温过程会出现更加剧烈的“杠杆”效应,且时间相对滞后,晚于裂纹开裂时间点,因此界面裂纹扩展对此模型表面裂纹影响较大,大幅降低了表面裂纹的最大应变能释放率。另外,有无界面裂纹时 $d0a174$ 模型 G 值波动范围远大于其他模型。如图 11(c)和图 11(d)所示为界面扩展对 $d22.5$ 和 $d45$ 部分模型应变能释放率 G 的历程影响图,表面裂纹应变能释放率最大值出现在界面裂纹萌生扩展之前,



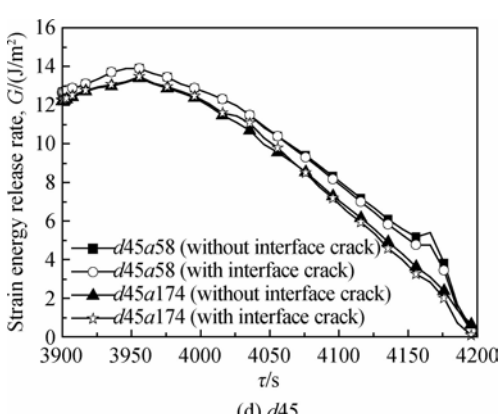
(a) $d0a58$



(b) $d0a174$



(c) $d22.5$



(d) $d45$

图 11 界面裂纹演化对表面裂纹断裂参量的影响
Fig. 11 Effect of interfacial crack evolution on fracture parameters of surface cracks

界面裂纹带来的影响与 d_{0a58} 类似,均小幅降低了表面裂纹扩展驱动力,其中 $d_{22.5a174}$ 中界面裂纹扩展带来的影响相对较大。综上所述,BC/TGO 界面裂纹扩展对表面裂纹影响相对较小。结论符合实际涂层裂纹萌生顺序:表面裂纹萌生较早,界面裂纹在热失配及 TGO 增厚等作用下较晚萌生。符合涂层剥落失效前的裂纹连接过程,与文献[21]关于 TBCs 损伤演化试验相吻合。

3 结 论

通过模型结果对比,分析了 APS 制 TBCs 预制表面裂纹和 BC/TGO 界面扩展裂纹间相互影响,得出以下结论:

1) 表面裂纹存在对于界面裂纹萌生扩展影响巨大,主要体现在:表面裂纹大幅改变界面微区域应力分布状态,抑制其下方处正弦界面形貌凸峰附近的裂纹扩展,而促进相邻正弦界面凸峰附近的裂纹扩展,使相邻凸峰处开裂非均匀性可达 81%。整体上促进界面裂纹扩展,使界面裂纹扩展程度能增加 20%。另外表面裂纹会影响界面裂纹分布状态,促进正弦结构形貌凸峰附近裂纹向更远侧分布,造成凸峰两侧裂纹分布不均。

2) 界面裂纹演化对于表面裂纹参量影响相对较小,表面裂纹参量主要受热载荷及相对于界面结构所处位置影响,界面裂纹扩展仅小幅度降低了表面裂纹扩展驱动力,只有在表面裂纹较长,接近 TC/TGO 界面时,界面裂纹对其影响相对较大。

参考文献:

[1] KUMAR V, KANDASUBRAMANIAN B. Processing and design methodologies for advanced and novel thermal barrier coatings for engineering applications[J]. Particuology, 2016, 27(4): 1-28.

[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] 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 Yichun, LIU Qixing, YANG Li, et al. Failure mechanisms and life prediction of thermal barrier coatings[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2010, 31(5): 504-531. (in Chinese)

[4] KUMAR V, BALASUBRAMANIAN A. Progress update on failure mechanisms of advanced thermal barrier coatings: a review[J]. Progress in Organic Coatings, 2016, 90: 54-82.

[5] HUTCHINSON J W, HE M Y, EVANS A G. The influ-

ence of imperfections on the nucleation and propagation of buckling driven delaminations[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2000, 48(4): 709-734.

[6] CHEN X, HUTCHINSON J W, EVANS A G, et al. On the propagation and coalescence of delamination cracks in compressed coatings with application to thermal barrier systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(7): 2017-2030.

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

[8] ZHU W, YANG L, ZHOU Y C, 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(7): 76-87.

[9] ZHANG W X, FAN X L, WANG T J. The surface cracking behavior in air plasma sprayed thermal barrier coating system incorporating interface roughness effect[J]. Applied Surface Science, 2011, 258(2): 811-817.

[10] 王铁军, 范学领, 孙永乐, 等. 重型燃气轮机高温透平叶片热障涂层系统中的应力和裂纹问题研究进展[J]. 固体力学学报, 2016, 37(6): 477-517.

WANG Tiejun, FAN Xueling, SUN Yongle, et al. Research progress on stress and crack in a thermal barrier coating system of high temperature turbine blade for heavy gas turbine[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2016, 37(6): 477-517. (in Chinese)

[11] 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.

[12] SEILER P, BAKER M, ROSLER J. Multi-scale failure mechanisms of thermal barrier coating systems[J]. Computational Materials Science, 2013, 80(12): 27-34.

[13] LEO C V D, LUK-CYR J, LIU H W, et al. A new methodology for characterizing traction-separation relations for interfacial delamination of thermal barrier coatings[J]. Acta Materialia, 2014, 71(1): 306-318.

[14] EVANS A G, HE M Y, HUTCHINSON J W. Mechanics-based scaling laws for the durability of thermal barrier coatings[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(3/4): 249-271.

[15] 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.

[16] 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.

[17] ZHOU C G, WANG N, XU H B. Comparison of thermal cycling behavior of plasma-sprayed nanostructured and traditional thermal barrier coatings[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 452/453(24): 569-574.

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

[19] 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.
SUN Jian, XU Yingqiang, LI Wanzhong, 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)

[20] LI R G, YANG G J, LI C X, et al. Strain-induced multi-scale structural changes in lamellar thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2016, 43(2): 2252-2266.

[21] HEEG B, TOLPYGO V K, CLARKE D R. Damage evolution in thermal barrier coatings with thermal cycling[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2011, 94(1): S112-S119.

(编辑:李岩梅)