

环境氧化物对 EB-PVD 热障涂层 残余应力的影响

陈 智, 贾文斌, 赵 凯, 黄红梅, 方 磊
(南京航空航天大学 能源与动力学院 江苏省航空动力系统重点实验室, 南京 210016)

摘 要: 通过建立 EB-PVD 涂层的柱状晶模型,系统地研究了 CMAS 沉积和渗透对残余应力的影响。结果表明:CMAS 的沉积和渗透产生了很大的面内、面外拉应力,导致垂直、水平裂纹的萌生;随着裂纹扩展,最终涂层发生剥落和分层失效。该失效主要发生在 TC 层表面下方、CMAS 渗透交界处、陶瓷/黏结(TC/BC)界面附近。

关 键 词: 电子束物理气相沉积(EB-PVD); 热障涂层(TBC); 残余应力; 环境氧化物(CMAS); 有限元法; 失效模式

中图分类号: V231.91 **文献标志码:** A

Influence of CMAS on residual stresses of EB-PVD thermal barrier coating system

CHEN Zhi, JIA Wenbin, ZHAO Kai, HUANG Hongmei, FANG Lei
(Jiangsu Province Key Laboratory of Aerospace Power System,
College of Energy and Power Engineering,
Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: A finite element model of electron beam-physical vapor deposition (EB-PVD) thermal barrier coating (TBC) considering crystalline columns was developed, the influence of CMAS deposition and penetration on residual stresses was systematically studied. The results showed that large in-plane and out-of-plane residual tensile stresses were induced by CMAS deposition and penetration, the vertical and horizontal cracks were easily initiated and propagated, finally TBC failed due to the spall off and delamination. These failure modes mainly happened at three regions: closely beneath the surface of TC, the interface between CMAS penetration and none penetration zone, and close to the top coating/bond coating (TC/BC) interface.

Key words: electron beam-physical vapor deposition (EB-PVD); thermal barrier coating (TBC) system; residual stresses; calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS); finite element method; failure mode

收稿日期:2018-06-21
作者简介:陈智(1994—),男,硕士生,主要从事航空发动机结构及强度研究。
通讯作者:方磊(1953—),男,教授,博士,主要从事航空发动机结构及强度研究。
引用格式:陈智,贾文斌,赵凯,等. 环境氧化物对 EB-PVD 热障涂层残余应力的影响[J]. 航空动力学报,2019,34(4):875-884.
CHEN Zhi, JIA Wenbin, ZHAO Kai, et al. Influence of CMAS on residual stresses of EB-PVD thermal barrier coating system[J]. Journal of Aerospace Power, 2019, 34(4): 875-884.

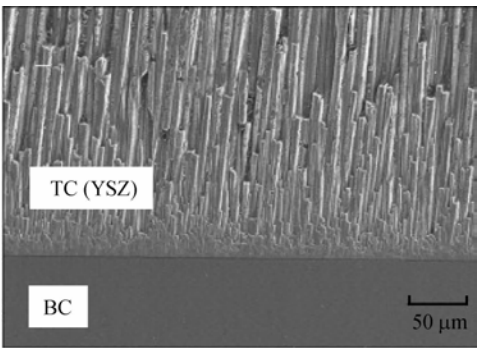
提高涡轮前进口温度是提高航空发动机单位推力,降低耗油率的必由之路。涡轮前温度的提高对发动机耐高温材料的使用更为严格。目前涡轮叶片材料镍基单晶合金的许用温度 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[1],已接近材料高温极限,使用热障涂层(TBC)技术,涡轮前进口温度能显著提高 $100\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ ^[2]。热障涂层涂覆在涡轮叶片表面,具有耐冲击、耐腐蚀、抗氧化和抗热震的优点^[3-5]。通常热障涂层由陶瓷层(TC)层、热生长氧化物层(thermal grown oxide, TGO)层、黏结层(BC)层和超合金基底(简称 Sub)组成。其主要制备方法为大气等离子喷涂(air plasma spraying, APS)和电子束物理气相沉积(EB-PVD),前者制备成的 TC 层为层状结构,层状结构之间存在大量裂纹及孔洞,热传导率较低,该制备方法制备效率高,成本低^[6];由图 1 中 EB-PVD 涂层扫描电镜图^[7-10]所示,后者制备的 TC 层为羽毛状的柱状晶体(图 1(a)、图 1(b))^[7-8],应变容限高,可有效缓解热循环过程中的热应力,抗热冲击能力强,但制备成本极高。发动机涡轮叶片上的热障涂层主要是 EB-PVD 法制备的。

热障涂层的服役环境恶劣,其失效机理非常复杂。引起热障涂层失效的主要原因有:热烧蚀、TGO 层高温氧化、冲蚀失效和热膨胀失配^[11-14]。郝勇等^[15]采用 Walker 黏塑性本构模型,讨论了 EB-PVD 涂层的界面形状和 TGO 层厚度的变化对热障涂层应力场的影响。胡晓安等^[16]基于美国航空航天局(NASA)的应力寿命建模方法,提出了与高温氧化关联的寿命模型,针对某涡轮叶片涂层进行了寿命预测,结果与实际吻合。Yu 等^[17-18]提出了氧化层粗糙度连续变化的热障涂层模型,并研究了材料的蠕变、塑性对涂层残余应力的影响。

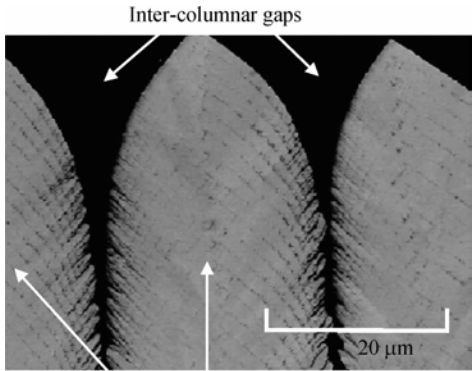
随着航空发动机涡轮前温度的提高,一种环境氧化物 CMAS(主要成分为 CaO 、 MgO 、 Al_2O_3 、 SiO_2)的危害越来越严重^[19-20]。发动机中的环境氧化物(CMAS)主要来源于火山灰、沙土、跑道扬尘和工业污染物排放等,CMAS 熔点为 $1230\sim 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$,低于发动机涡轮前温度,在高温燃气中呈熔融态,沉积在热障涂层表面,由于其低黏性,熔融的 CMAS 很容易渗透进柱状晶间隙里,如图 1(c),造成涂层相变、烧结,随着温度降低,渗透区的 CMAS 发生固化,使热障涂层的应变容限、绝热能力降低,各层之间的热膨胀失配将增强,产生很大的热应力,热障涂层极易失效,CMAS 问题

日益受到重视。

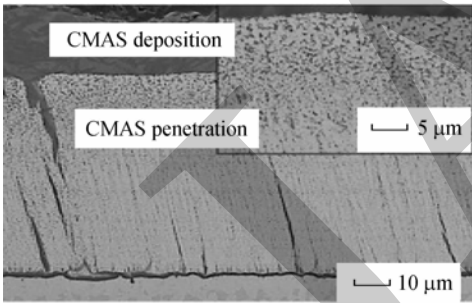
薛召露、苗文辉、杨姗洁等^[1,21-22]研究发现随着 CMAS 的渗透,TC 层的孔隙率急剧下降,热传导率降低,热障涂层隔热性能很快恶化;渗透的 CMAS 与柱状晶发生反应,形成致密层,加剧了热膨胀失配。实验研究了 EB-PVD 涂层在高温燃气和 CMAS 冲击作用下,热障涂层的寿命下降了 $60\%\sim 70\%$,涂层发生分层剥落。亢永霞等^[23]总结了近年来国内外专家的研究成果,在 CMAS 沉积与渗入情况下,引起 TBCs 失效的主要原因有:CMAS 和 YSZ(yttria-stabilized zirconia)发生热化学反应以及 CMAS 冷却后凝固成致密玻璃物引起的热膨胀失配,并总结了缓解 CMAS 渗入影响的最新举措。何箐等^[24-25]研究了不同结构的热障涂层对 CMAS 的防护作用,进行了耦合 CMAS 的热循环实验,结果表明在涂层表面制备一层封阻层,能有效提高涂层热冲击寿命。楼思余等^[26]研究了不同成分的 CMAS 阻抗层,提出了双层陶瓷层结构,该结构能有效地减缓 CMAS 的腐蚀。Liu 等^[27]在 EB-PVD 涂层上铺设了一层 Pt 层来提高抵抗 CMAS 的能力,然而随着高温时间的增长,实验发现 Pt 层很容易被 CMAS 破坏。Wu 等^[28]发现,当 CMAS 沉积在热障涂层上时,在 CMAS/TC 界面处,TC 层发生相变,孔隙率下降,热传导率增加。Su 等^[29]研究了 CMAS 渗透对 EB-PVD 热障涂层界面失效的影响,结果表明 CMAS 渗透改变了 TC 层面内模量,加快了界面分离。Zhang 等^[30]数值分析了 CMAS 渗透时热障涂层的瞬态热应力情况,在 CMAS 渗透区域,存在很大的面外和面内拉应力,容易导致水平和垂直裂纹的萌生和扩展。Yang 等^[31]使用数字图像相关法研究了 CMAS 沉积下热障涂层冷却后的应变场情况,表明 CMAS 沉积越厚,降温时越早出现界面裂纹。Chen^[32]使用数值方法模拟了 CMAS 影响下 TC/BC 界面裂纹的扩展过程,结果表明 CMAS 的沉积使得裂纹尖端的能量释放率增加,裂纹加速扩展,提出了使得 TC 层剥落的 CMAS 临界厚度, $20\sim 30\text{ }\mu\text{m}$,同时表明该厚度与 CMAS 的热膨胀系数有关。Mercer、Krämer 等^[10,33]实验观察了涡轮叶片上的热障涂层在 CMAS 沉积与渗透条件下的失效情况,如图 1(d),发现分层的裂纹主要出现在 3 处:①在 TC 层表面下且靠近 TC 的地方;②一些分层位于 BC 层上方且接近 BC 层的地方;③ CMAS 渗透区域与未渗透区域的分界



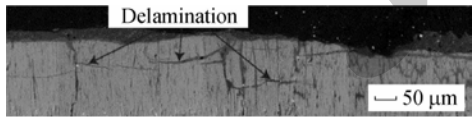
(a) 柱状晶结构的TC层和BC层^[7]



(b) 柱状晶微观结构: 羽毛状的柱状晶和晶间间隙^[8]



(c) CMAS沉积在TC层上, 部分渗透进TC层^[9]



(d) CMAS沉积、渗透导致的分层失效^[9]

图 1 EB-PVD 涂层扫描电镜图

Fig. 1 Scanning electron micrographs of EB-PVD coatings

力的影响,建立了 EB-PVD 涂层的柱状晶模型,在一个热循环载荷下,采用有限元法定量地分析了 EB-PVD 热障涂层残余应力随 CMAS 沉积与渗透的变化情况,并基于残余应力的分析结果,研究了 CMAS 引起的失效问题。

1 计算模型设计

如图 1(a),观察 EB-PVD 法制备的热障涂层微观结构,TC 层由细长柱状晶体组成,柱状晶呈羽毛状,之间间隙充满高孔隙率氧化物,如图 1(b)所示。建立 EB-PVD 涂层的平面应变模型,如图 2 所示,将柱状晶理想成平行排列的长方形,初始状态下在 y 方向是竖直的,由实际观测结果可知^[34-35],一般 EB-PVD 涂层 TC 层的孔隙率为 10%,因此取柱状晶宽度 D 为 $9\text{ }\mu\text{m}$,高孔隙率氧化物宽度 d 为 $1\text{ }\mu\text{m}$ 。TC 层厚度 h_{tc} 为 $100\text{ }\mu\text{m}$,CMAS 沉积厚度为 h_{dep} ,CMAS 渗透进柱状晶间隙的深度为 h_{pen} ,BC 层厚度 h_{bc} 取 $100\text{ }\mu\text{m}$,超合金基底厚度 h_{sub} 取 2 mm 。EB-PVD 制备的涂层 TC/BC 界面十分平坦,服役过程中该界面处生成化学反应产物 TGO 层,该层形状十分平滑,对研究 CMAS 产生的影响很小,为了简化计算,忽略 TGO 层的存在。

本文中,假设 EB-PVD 涂层各层材料是均匀的、各向同性的。TC 层和 Sub 层是黏弹性材料,BC 层是黏弹塑性材料,材料参数随温度变化,热力学材料参数见表 1^[32,36-38],BC 层塑性参数见表 2^[39]。

热障涂层在长时间的高温服役过程中,材料会发生蠕变,产生应力松弛。对于 TC 层、BC 层和 Sub 层,使用 Norton power-law^[37]蠕变方程描述其蠕变行为

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

式中 $\dot{\epsilon}_{cr}$ 为蠕变应变率 (s^{-1}), B 为前因子 ($\text{s}^{-1} \cdot \text{MPa}^{-n}$), σ 为应力 (MPa), n 为蠕变指数,材料参数见表 3^[40-41]。

如图 2,对模型右边施加周期性约束,所有节点在 x 方向变形一致,在 y 方向自由变形;模型左边施加对称约束,使 x 方向位移为 0, y 方向自由变形;模型下边约束 y 方向位移。如图 3,在 0 时刻,整个模型的初始温度为 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$,各层之间不存在温度梯度,随后施加一个热循环载荷,包括 3 个阶段:①升温阶段,在 300 s 内,TBC 最下面从 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 加热到 $870\text{ }^{\circ}\text{C}$,TBC 最上面从 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 加热到 $1425\text{ }^{\circ}\text{C}$;②保温阶段,TBC 最下面温度为

处。这些失效模式为 I 型断裂失效,且 CMAS 渗透到这些分层中。

CMAS 引起的热障涂层失效问题越来越受到重视,前人研究主要集中在 CMAS 材料实验、CMAS 阻抗层等方面,而研究 CMAS 沉积与渗透对热障涂层残余应力的影响较少。本文系统地研究了 CMAS 沉积与渗透对 EB-PVD 涂层残余应

870 ℃,最上面温度为 1 425 ℃,保持不变,保温为 2 h;③冷却阶段,在 300 s 内,TBCs 最下面从 870 ℃降温到室温 20 ℃,最上面从 1 425 ℃降温到 20 ℃。

为了定性分析 CMAS 的影响,同时节省计算时间,TC 层包含了 5 个柱状晶,起初,间隙内充满为高孔隙率的氧化物,随着服役时间的增加,CMAS 逐渐沉积、渗透,充满间隙。本文首先讨论的 CMAS 沉积厚度 h_{dep} 对 EB-PVD 涂层热力学性能的影响, h_{dep} 分别取 1、5、10、20、30 μm ;研究 CMAS 渗透的影响时, h_{dep} 保持 20 μm 不变, h_{pen} 取 5、10、25、50、75、100 μm 。该问题是热-结构耦合问题,使用 8 节点耦合场单元 PLANE223 直接求解温度场和应力场。TC/BC、CMAS/TC 界面以及 CMAS 渗透区域的网格进行了加密,最小网格尺寸为 0.1 μm ,整个模型总计 100 000 个网格。

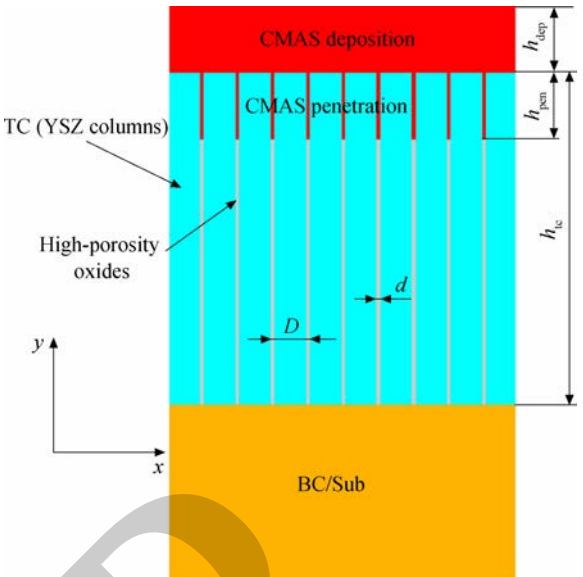


图 2 考虑 CMAS 沉积与渗透的 EB-PVD 涂层有限元模型
Fig. 2 Finite element model of EB-PVD TBC incorporating CMAS deposition and penetration

表 1 EB-PVD 涂层、CMAS 和高孔隙率氧化物的材料参数^[32,36-38]
Table 1 Material properties of EB-PVD TBC, CMAS and highly porous oxides^[32,36-38]

参数	TC	BC	Sub	CMAS	高孔隙率氧化物
温度范围/℃	20~1 200	20~1 200	20~1 200	20~1 200	20~1 200
弹性模量/GPa	48~22	200~110	220~120	84	2
泊松比	0.10~0.12	0.30~0.33	0.31~0.35	0.25	0.25
热膨胀系数/(10 ⁻⁶ /K)	9.0~12.2	13.6~17.6	14.8~18.0	8.1	11
热传导率/(W/(m·K))	2.0~1.7	5.8~17.0	88~69	1.78	0.2
密度/(kg/m ³)	3 610	7 380	8 500	2 540	1 000
比热容/(J/(kg·K))	483	450	440	875	483

表 2 BC 层塑性材料参数^[39]
Table 2 Plastic properties of BC layer^[39]

温度/℃	等效应力/MPa	塑性应变
25	1 000	0
400	2 500	0.23
600	2 200	0.3
800	375	0.022
900	60	0.02
1 000	19	0.01

表 3 EB-PVD 涂层蠕变参数^[40-41]
Table 3 Creep properties of EB-PVD TBC^[40-41]

涂层	温度/℃	$B/(\text{s}^{-1} \cdot \text{MPa}^{-n})$	n
TC	1 000	1.8×10^{-7}	1
	≤ 600	6.54×10^{-19}	4.57
BC	700	2.20×10^{-12}	2.99
	800	1.84×10^{-7}	1.55
	≥ 850	2.15×10^{-8}	2.45
Sub	10	4.85×10^{-36}	1
	1 200	2.25×10^{-9}	3

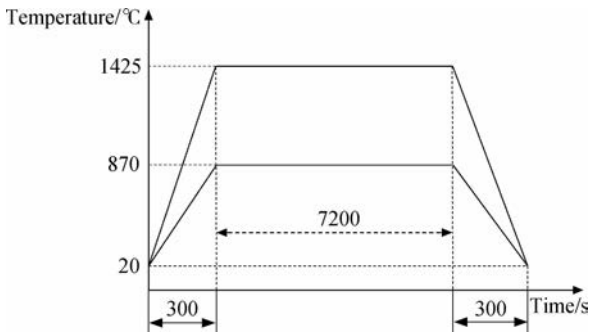


图 3 热循环载荷
Fig. 3 Thermal cycle load

2 结果与讨论

CMAS 的沉积与渗透主要发生在 TC 层,对 TC 层失效及整个涂层寿命产生重要影响,对 BC 层和 Sub 层影响很小。因此以下只讨论 CMAS 对 TC 层残余应力的影响。

2.1 CMAS 沉积对残余应力的影响

本节研究 CMAS 沉积对 TC 层残余应力的影响。首先计算了不考虑 CMAS 影响的模型,其次计算了不同 CMAS 沉积厚度 h_{dep} 的模型,比较分析结果,如图 4 和图 5 所示。

如图 4(a)所示,当不考虑 CMAS 沉积时,TC 层中 x 方向应力 σ_x 呈层状梯度分布:最大拉应力位于 TC 层表面,远离 TC 层表面,应力值逐渐减小至 0,随后变为压应力分布,在 TC 层底部达到最大压应力。整个拉应力区位于 TC 层表面,且只有压应力分布大小的一半。因此可以看出,TC 层表面容易萌生垂直方向的裂纹。当 CMAS 沉积厚度为 $20\mu\text{m}$ 时,TC 层表面附近应力分布发生明显变化。TC 层表面拉应力相对无 CMAS 情况时明显变大,如图灰色部分,同时拉应力分布区域明显减少。通过比较可知,CMAS 沉积使得 TC 层应力集中增强,垂直裂纹更容易形成,但裂纹的深度有限。

如图 4(b)所示,当 CMAS 沉积厚度为零时,TC 层中 y 方向应力 σ_y 分布情况为:最大拉应力与最大压应力位于 TC/BC 界面附近,界面上方附近为拉应力分布区域,压应力分布位于 TC 层的上半部分。因此分析可以得出,TC/BC 界面附近容易萌生水平方向的裂纹,且随着服役时间的增长,水平裂纹逐渐扩展,导致涂层分层失效。当 CMAS 沉积厚度为 $20\mu\text{m}$ 时,可以看出 TC 层表面附近应力分布发生明显变化。TC 层表面下方产生了部分拉应力区,且最大拉应力位于此,TC

层上半部分的压应力区域相对减小,而下半部分的应力分布基本无变化。通过比较有无 CMAS 沉积的情况,发现 CMAS 沉积使得应力分布发生明显变化,分析可知 CMAS 使得 TC 表面及 TC/BC 界面附近容易产生水平方向的裂纹,使得 TC 层表面容易发生分层失效。

比较不同 CMAS 沉积厚度对残余应力的影响,分析得出 CMAS 沉积厚度的变化并不改变拉应力、压应力的分布,与图 4(a)和图 4(b)中沉积厚度 $20\mu\text{m}$ 时应力分布情况保持一致,仅最大残余应力值发生变化,如图 5。对于 x 方向应力 σ_x ,如图 5(a),最大压应力值随着沉积厚度的增加逐渐减小,最大拉应力值先增加后降低,最大值在 $1\sim5\mu\text{m}$ 附近。对于 y 方向应力 σ_y ,如图 5(b),最大压应力值随着 CMAS 沉积厚度的增加逐渐减小,最大拉应力值先增加后降低,最大值在 $5\sim10\mu\text{m}$ 附近。由于 CMAS 的热膨胀系数较低,当沉积厚度很小时,CMAS 加剧了 TC 层与 Sub 层热

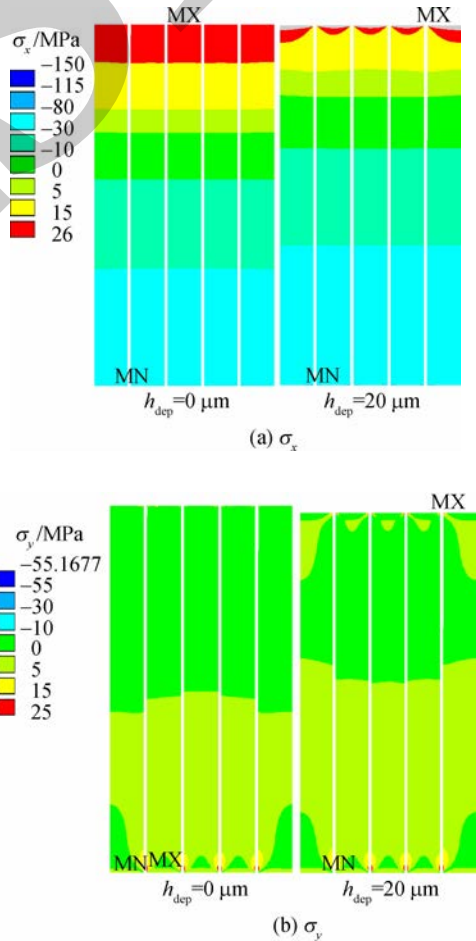


图 4 CMAS 沉积对 TC 层残余应力分布的影响
Fig. 4 Effect of CMAS deposition on distributions of residual stress in TC layer

膨胀失配;随着沉积厚度的增加,CMAS 的进一步沉积缓解了热膨胀失配,因此 TC 层表面的最大拉应力值呈下降趋势。

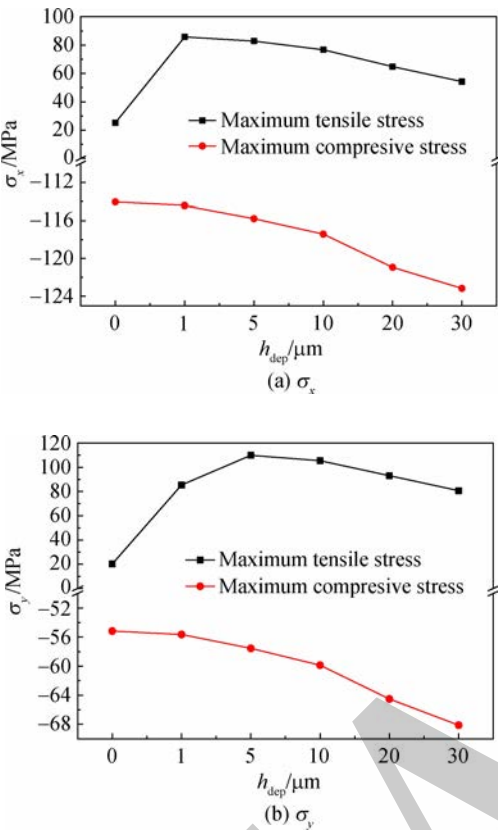


图 5 TC 层最大残余应力值随 CMAS 沉积的变化情况
Fig. 5 The maximum residual stress of TC layer varied with CMAS deposition

2.2 CMAS 渗透对残余应力的影响

当 CMAS 沉积在热障涂层上时,由于其低黏性,CMAS 将渗透进柱状晶之间。本节研究 CMAS 渗透对 TC 层残余应力的影响,保持 CMAS 沉积厚度 20 μm 不变。首先计算了 CMAS 不发生渗透的模型,其次计算了不同渗透深度 h_{dep} 的模型,比较分析结果,如图 6 和图 7 所示。

如图 6(a)所示,TC 层中 x 方向应力变化情况。当 CMAS 不发生渗透时,TC 层表面应力集中较强,应力梯度较大,最大拉应力位于表面,TC 层中从表面往下,应力减小,转变为压应力分布,应力主要以层状分布为主,在底部达到最大压应力。当渗透深度为 5 μm 时,TC 层表面拉应力区域开始出现压应力分布,表面拉应力明显增强,渗透区下方附近存在部分压应力区,而再往下的压应力分布区域基本保持不变。当渗透深度达到

25 μm 时,TC 层应力分布发生明显变化,仅表面两侧存在少部分拉应力分布,大部分主要为压应力分布,CMAS 渗透区交界处应力集中较为明显。当渗透深度达到 50 μm 时,拉应力分布完全消失,全部为压应力分布,最大压应力位于 CMAS 渗透交界处。当 CMAS 充满柱状晶间隙时,TC 层内 x 方向应力全为压应力。综合分析可见,CMAS 的渗透改变了 TC 层的 x 方向应力分布,当渗透深度较小时,TC 表面应力集中增强,驱动垂直裂纹的扩展。随着 CMAS 的继续渗透,表面拉应力分布消失,因此当渗透深度较大时,垂直裂纹将停止扩展。

如图 6(b)所示,TC 层中 y 向应力随 CMAS 渗透的变化情况。当 CMAS 渗透深度为零时,TC 层表面下方附近存在部分拉应力区,TC 层上半部分主要为压应力分布,下半部分主要为拉应力分布,只要底边上方附近存在部分压应力分布;当渗透深度为 5 μm 时,TC 层下半部分的应力分布基本保持不变,上半部分的压应力分布显著减小,而表面 CMAS 渗透区域为拉应力分布,在渗透交界处,应力集中明显增强。当渗透深度达到 25 μm 时,TC 层底部附近的应力分布仍无明显变化,TC 层表面出现部分压应力,应力集中主要位于渗透与为渗透区域的交界处,渗透区下方的压应力分布进一步减小。当渗透深度达到 50 μm 时,TC 层表面的压应力分布明显扩大,占据了渗透区的一半多,渗透区交界处应力集中明显,上方为拉应力分布,下方的压应力分布进一步减小。当 CMAS 充满柱状晶间隙时,压应力分布占据了大部分 TC 层,只有底部附近存在部分拉应力区,整体应力值显著减小。综合分析可见,随着 CMAS 的渗透,TC 层的 y 向应力分布变化很大,渗透区的交界处的拉应力集中较大,容易萌生水平方向的裂纹,裂纹扩展导致分层失效。

研究 CMAS 渗透时,TC 层最大残余应力的变化情况,如图 7 所示。对于 x 方向应力 σ_x ,如图 7(a),最大压应力值随着渗透深度的增加逐渐减小,最大拉应力值先增加,最大值在 1~5 μm 附近,随后降低,变为压应力。对于 y 方向应力 σ_y ,如图 7(b),最大压应力值随着渗透深度的增加逐渐减小,在 25 μm 附近达到最小值,随后逐渐增加,最大拉应力值先增加后降低,最大值在 1~5 μm 附近。CMAS 的热膨胀系数较低,同样在较小的渗透深度时,起加剧 TC 层与 Sub 层热膨胀

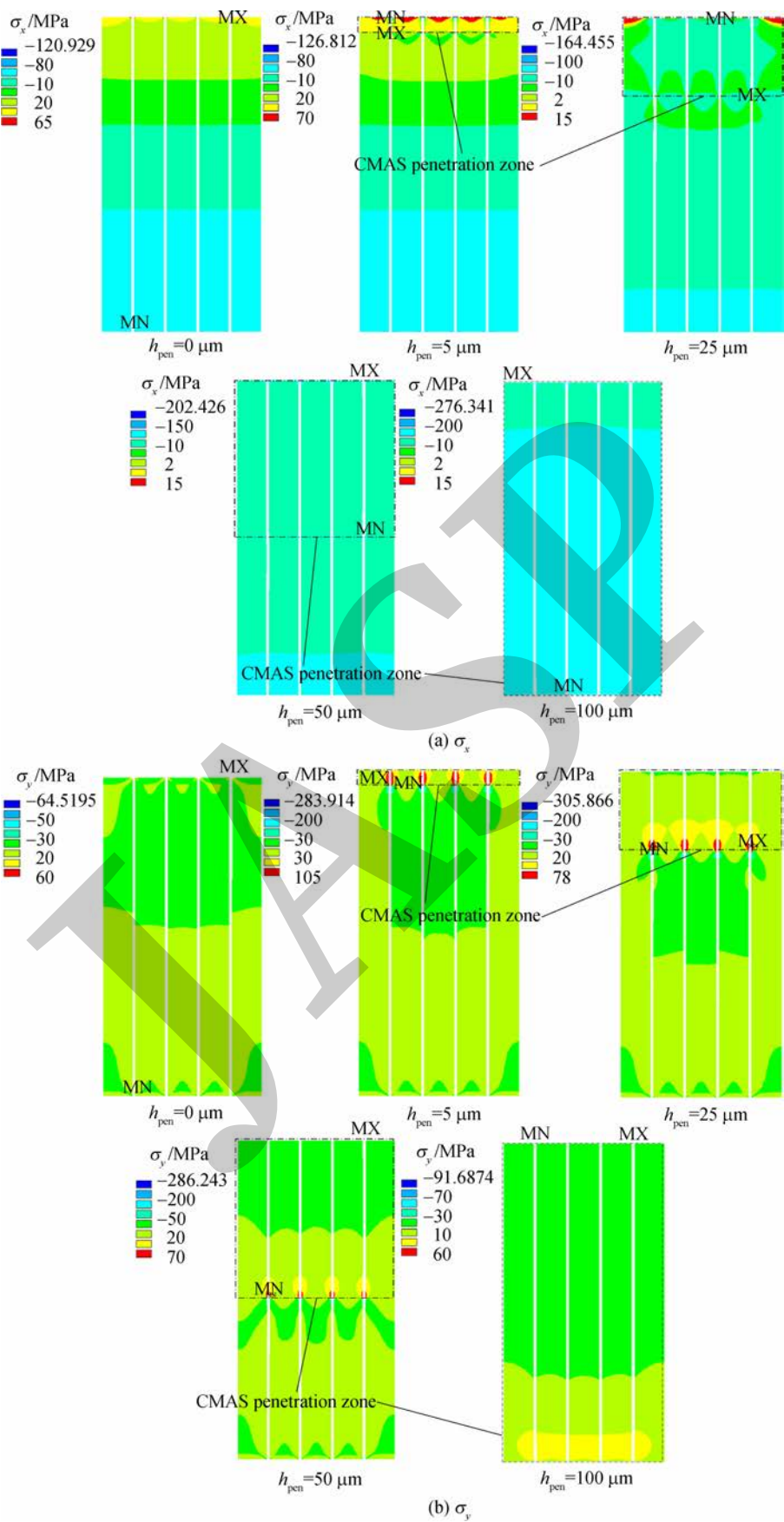


图 6 CMAS 渗透对 TC 层残余应力分布的影响

Fig. 6 Effect of CMAS penetration on distributions of residual stress in TC layer

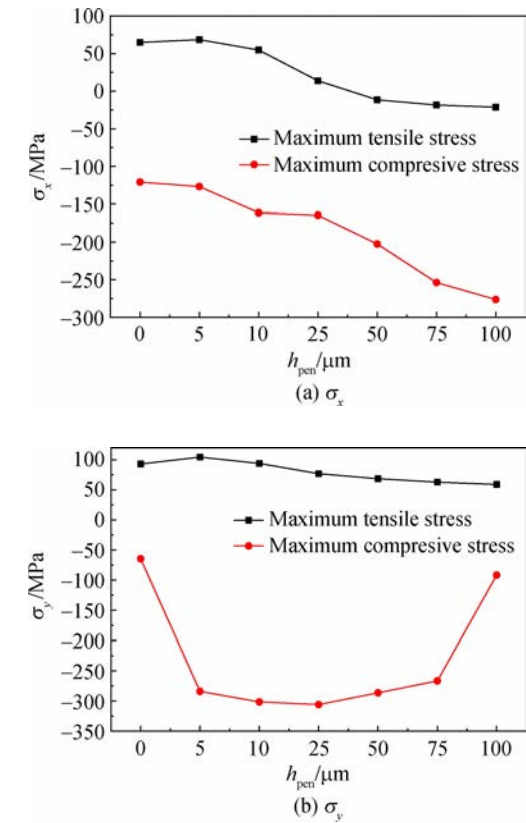


图 7 TC 层最大残余应力值随 CMAS 渗透的变化情况
Fig. 7 The maximum residual stress of TC layer varied with CMAS penetration

失配的作用;随着渗透深度的增加,CMAS 的进一步沉积缓解了热膨胀失配,因此 TC 层最大应力值呈下降趋势。

2.3 CMAS 引起的失效

综合以上 CMAS 沉积与渗透对残余应力的影响,本节讨论 CMAS 引起的失效问题。表 4 列出了 CMAS 诱发的垂直、水平裂纹的萌生位置。垂直裂纹从 TC 层表面萌生、扩展,与下方附近的水平裂纹接合,如图 8 中(I)处,两者容易使得涂层发生剥落(spall off)失效。当垂直裂纹继续向下扩展时,遇到渗透区交界处的水平裂纹,容易发生剥落失效,图 8 中(II)处。此外,渗透区交界处的水平裂纹将会一直扩展,引发分层(delamination)失效。在 TC/BC 界面处,水平裂纹将萌生、

表 4 CMAS 诱发的裂纹萌生位置
Table 4 CMAS induced crack initiation location

裂纹	CMAS 沉积	CMAS 渗透
垂直	紧靠 TC 层表面附近	紧靠 TC 层表面附近
水平	紧靠 TC 层表面附近、TC 层底部	渗透区交界处、TC 层底部

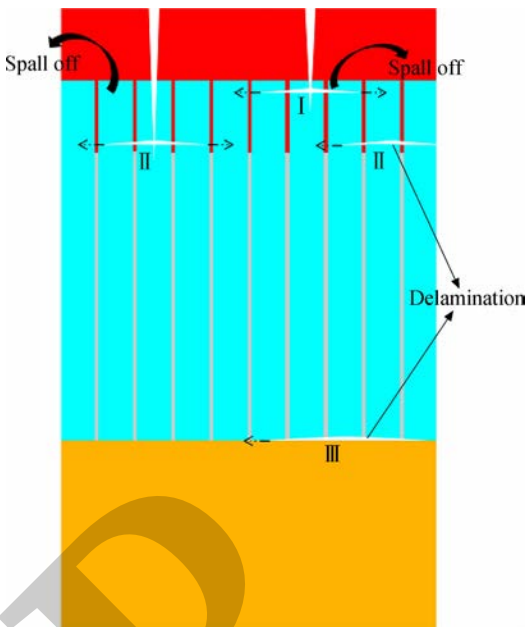


图 8 CMAS 诱发的失效模式
Fig. 8 CMAS deposition and penetration induced failure mode

扩展,引发分层失效。该预测结果与 Mercer、Kramer 等^[10,33]的实验观测结果保持一致,如图 1(d)所示。

3 结 论

本文使用 EB-PVD 柱状晶模型,分别讨论了 CMAS 沉积与渗透对热障涂层残余应力的影响,并基于此研究了 CMAS 诱发的失效模式。主要结论如下:

- 1) 随着 CMAS 的沉积,TC 层内应力值明显增加,且沉积厚度较小时,应力值最大。CMAS 沉积使得 TC 层表面容易萌生垂直裂纹,而远离 TC 层表面及 TC/BC 界面容易萌生水平裂纹。
- 2) 当 CMAS 渗透深度较小时,TC 层表面附近产生很大的拉应力区,易产生垂直、水平裂纹。随着 CMAS 的渗透,应力有所缓和。渗透区交界处及 TC/BC 界面容易萌生水平裂纹。
- 3) 随着 CMAS 的沉积与渗透,垂直、水平裂纹扩展、接合。两者互相影响,TC 层表面和 CMAS 交界处发生剥落失效,CMAS 交界处和 TC/BC 界面发生分层失效。

参考文献:

[1] 薛召露,郭洪波,宫声凯,等. 新型热障涂层陶瓷隔热层材料[J]. 航空材料学报,2018,38(2):10-20.
XUE Zhaolu, GUO Hongbo, GONG Shengkai, et al. Novel ceramic materials for thermal barrier coatings[J]. Journal

- of Aeronautical Materials, 2018, 38(2): 10-20. (in Chinese)
- [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] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines [J]. MRS Bulletin, 2012, 37(10): 891-898.
- [4] SCHULZ U, LEYENS C, FRITSCHER K, et al. Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings[J]. Aerospace Science and Technology, 2003, 7(1): 73-80.
- [5] 曹学强. 热障涂层新材料和新结构[M]. 北京: 科学出版社, 2016.
- [6] 王铁军, 范学领. 热障涂层强度理论与检测技术[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 2016.
- [7] KIM S S, LIU Y F, KAGAWA Y. Evaluation of interfacial mechanical properties under shear loading in EB-PVD TBCs by the pushout method[J]. Acta Materialia, 2007, 55(11): 3771-3781.
- [8] RENTERIA A F, SARUHAN B, SCHULZ U, et al. Effect of morphology on thermal conductivity of EB-PVD PYSZ TBCs[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(6): 2611-2620.
- [9] PENG Hui, WANG Lu, GUO Lei, et al. Degradation of EB-PVD thermal barrier coatings caused by CMAS deposits[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2012, 22(5): 461-467.
- [10] MERCER C, FAULHABER S, EVANS A G, et al. A delamination mechanism for thermal barrier coatings subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) infiltration[J]. Acta Materialia, 2005, 53(4): 1029-1039.
- [11] 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.
- [12] YU Q M, CEN L. Residual stress distribution along interfaces in thermal barrier coating system under thermal cycles[J]. Ceramics International, 2017, 43(3): 3089-3100.
- [13] YANG L, LI H L, ZHOU Y C, et al. Erosion failure mechanism of EB-PVD thermal barrier coatings with real morphology[J]. Wear, 2017, 392-393(1): 99-108.
- [14] KARLSSON A M, HUTCHINSON J W, EVANS A G. A fundamental model of cyclic instabilities in thermal barrier systems[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2002, 50(8): 1565-1589.
- [15] 郝勇, 齐红宇, 马立强. 高温氧化对 EB-PVD 热障涂层内部应力场分布影响的数值模拟[J]. 航空动力学报, 2014, 29(7): 1520-1526.
- HAO Yong, QI Hongyu, MA Liqiang. Numerical simulation of effect of high temperature oxidation stress field distribution of EB-PVD thermal barrier coating[J]. Journal of Aerospace Power, 2014, 29(7): 1520-1526. (in Chinese)
- [16] 胡晓安, 石多奇, 庞学佳, 等. 某涡轮叶片热障涂层的寿命预测方法[J]. 航空动力学报, 2018, 33(1): 48-53.
- HU Xiaolan, SHI Duoqi, PANG Xuejia, et al. Thermal barrier coating life prediction method for a turbine blade[J]. Journal of Aerospace Power, 2018, 33(1): 48-53. (in Chinese)
- [17] YU Q M, ZHOU H L, WANG L B. Influences of interface morphology and thermally grown oxide thickness on residual stress distribution in thermal barrier coating system [J]. Ceramics International, 2016, 42(7): 8338-8350.
- [18] YU Q M, HE Q. Effect of material properties on residual stress distribution in thermal barrier coatings[J]. Ceramics International, 2018, 44(3): 3371-3380.
- [19] KUMAR R, JORDAN E, GELL M, et al. CMAS behavior of yttrium aluminum garnet (YAG) and yttria-stabilized zirconia (YSZ) thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 327(1): 126-128.
- [20] KRÄMER S, YANG J, LEVI C G. Infiltration-inhibiting reaction of gadolinium zirconate thermal barrier coatings with CMAS melts[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2008, 91(2): 576-583.
- [21] 苗文辉, 王璐, 郭洪波, 等. CMAS 环境下电子束物理气相沉积热障涂层的热循环行为及失效机制[J]. 复合材料学报, 2012, 29(5): 76-82.
- MIAO Wenhui, WANG Lu, GUO Hongbo, et al. Thermal cycling behavior and associated failure mechanism of EB-PVD thermal barrier coatings with CMAS deposits[J]. Acta Materialia Composita Sinica, 2012, 29(5): 76-82. (in Chinese)
- [22] 杨姗洁, 彭徽, 郭洪波. 热障涂层在 CMAS 环境下的失效与防护[J]. 航空材料学报, 2018, 38(2): 43-51.
- YANG Shanjie, PENG Hui, GUO Hongbo. Failure and protection of thermal barrier coating under CMAS attack [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2018, 38(2): 43-51. (in Chinese)
- [23] 亢永霞, 白宇, 刘琨, 等. 热障涂层的 CMAS 腐蚀失效及对策研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(1): 282-288.
- KANG Yongxia, BAI Yu, LIU Kun, et al. Corrosion failure mechanism of thermal barrier coatings after infiltration of CMAS deposits and countermeasure study[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(1): 282-288. (in Chinese)
- [24] 何箭, 汪瑞军, 邹晗, 等. 不同结构 8YSZ 热障涂层对 CMAS 沉积物的防护作用[J]. 中国表面工程, 2016, 29(4): 86-95.
- HE Qing, WANG Ruijun, ZOU Han, et al. Protective effects of 8YSZ TBCs with different microstructures against CMAS deposits[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(4): 86-95. (in Chinese)
- [25] 何箭, 吴鹏, 屈轶, 等. 一种新型 CMAS 耦合条件下热障涂层热循环实验方法[J]. 材料工程, 2014(12): 92-98.
- HE Qing, WU Peng, QU Yi, et al. A novel thermal cycling test method for thermal barrier coating under CMAS cou-

pled condition[J]. Journal of Materials Engineering, 2014 (12): 92-98. (in Chinese)

[26] 楼思余, 单萧, 赵晓峰. 大气等离子喷涂热障涂层 CMAS 防护层成分及厚度优化[J]. 表面技术, 2018, 47(2): 208-217.

LOU Siyu, SHAN Xiao, ZHAO Xiaofeng. Composition and thickness optimization of anti-CMAS layer on air plasma sprayed thermal barrier coatings[J]. Surface Technology, 2018, 47(2): 208-217. (in Chinese)

[27] LIU H, CAI J, ZHU J. CMAS (CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂) resistance of Y₂O₃-stabilized ZrO₂ thermal barrier coatings with Pt layers[J]. Ceramics International, 2018, 44(1): 452-458.

[28] WU J, GUO H, GAO Y, et al. Microstructure and thermo-physical properties of yttria stabilized zirconia coatings with CMAS deposits[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2011, 31(10): 1881-1888.

[29] SU L, CHEN X, WANG T J. Numerical analysis of CMAS penetration induced interfacial delamination of transversely isotropic ceramic coat in thermal barrier coating system [J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 280(1): 100-109.

[30] ZHANG G, FAN X, XU R, et al. Transient thermal stress due to the penetration of calcium-magnesium-alumino-silicate in EB-PVD thermal barrier coating system[J]. Ceramics International, 2018, 44(11): 12655-12663.

[31] YANG L, YANG J, XIA J, et al. Characterization of the strain in the thermal barrier coatings caused by molten CaO-MgO-Al₂O₃-SiO₂ using a digital image correlation technique[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 322(1): 1-9.

[32] CHEN X. Calcium-magnesium-alumina-silicate (CMAS) delamination mechanisms in EB-PVD thermal barrier coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(11): 3418-3427.

[33] KRÄMER S, FAULHABER S, CHAMBERS M, et al. Mechanisms of cracking and delamination within thick thermal barrier systems in aero-engines subject to calcium-magnesium-alumino-silicate (CMAS) penetration[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 490(1/2): 26-35.

[34] CHEN X, WANG R, YAO N, et al. Foreign object damage in a thermal barrier system: mechanisms and simulations [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 352(1/2): 221-231.

[35] CHEN X, HUTCHINSON J W, EVANS A G. Simulation of the high temperature impression of thermal barrier coatings with columnar microstructure[J]. Acta Materialia, 2004, 52(3): 565-571.

[36] SFAR K, AKTAA J, MUNZ D. Numerical investigation of residual stress fields and crack behavior in TBC systems [J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 333(1/2): 351-360.

[37] 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.

[38] RANJBAR-FAR M, ABSI J, SHAHIDI S, et al. Impact of the non-homogenous temperature distribution and the coatings process modeling on the thermal barrier coatings system[J]. Materials and Design, 2011, 32(2): 728-735.

[39] 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.

[40] 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.

[41] BEDNARZ P. Finite element simulation of stress evolution in thermal barrier coating systems[M]. Aachen, Germany: Rwth Aachen, 2007.

(编辑: 叶 青)