

文章编号: 1000-8055(2008)02-0270-06

等离子涂层热疲劳失效模式及失效机理研究

魏洪亮¹, 杨晓光¹, 齐红宇¹, 韩增祥²

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100083;

2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要: 开展了等离子涂层构件热疲劳实验研究, 对失效过程及失效模式进行考察, 分析了对失效起主导作用的应力分量. 针对陶瓷层材料引入粘塑性本构模型, 对涂层的热疲劳进行数值模拟研究. 分析表明, 氧化层厚度为 $2\text{ }\mu\text{m}$ 时, 陶瓷层波峰位置容易萌生 I 型横向裂纹, 界面中部偏上位置容易萌生 II 型横向裂纹; 氧化层厚度为 $8\text{ }\mu\text{m}$ 时, 陶瓷层内部法向应力主导横向裂纹的扩展; 不同厚度的氧化层内部将形成较高的应变能密度. 给出了等离子涂层内部裂纹形成过程及机理.

关 键 词: 航空、航天推进系统; 热障涂层; 热疲劳; 失效模式; 失效机理

中图分类号: V231.91; V231.95

文献标识码: A

Study of failure mode and failure mechanisms on thermal fatigue of plasma sprayed thermal barrier coatings

WEI Hong-liang¹, YANG Xiao-guang¹, QI Hong-yu¹, HAN Zeng-xiang²

(1. School of Jet Propulsion, Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, China;

2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Thermal fatigue test was conducted to study the failure process and failure mode of the plasma sprayed thermal barrier coating structures. The controlling factors for failure were also analyzed. A viscoplastic constitutive model was introduced for the ceramic coat. Moreover, the thermal fatigue behavior of the coating layer was studied numerically. The analysis indicates that: mode I crack is easily initiated at the peak position, and mode II crack at above middle position of interfaces when TGO (thermally grown oxides) thickness is $2\text{ }\mu\text{m}$; the extension of transverse crack is dominated by normal stress when TGO thickness is $8\text{ }\mu\text{m}$; high strain energy density is formed within TGO of different thickness. The process and mechanisms of crack coalescence within PS-TBC (plasma sprayed thermal grown oxides) were presented.

Key words: aerospace propulsion system; thermal barrier coatings; thermal fatigue; failure mode; failure mechanisms

热障涂层由陶瓷层、粘结层以及热生长氧化层组成, 主要用于航空发动机热端部件的热防护. 针对涂层热疲劳失效行为的研究, 以实验手段为主, 通过对涂层失效过程与失效模式的考察, 以及

对失效试样进行微观分析, 来推断涂层失效机理^[1-3]. 而在热障涂层的理论分析方面, 目前采用的方法包括解析法和有限元法, 解析法包括轴对称弹性分析模型^[4], 轴对称弹塑性分析模型^[5]等;

收稿日期: 2007-01-17; 修订日期: 2007-03-21

作者简介: 魏洪亮(1978-), 男, 辽宁阜新人, 博士生, 主要从事高温结构强度研究.

有限元法包括耦合氧化层增长的弹塑性模型^[6],耦合粘结层蠕变和氧化层增长的弹性模型^[7],以及基于有限元分析的断裂力学方法^[8]等。不过在这些研究当中,都没能考虑等离子涂层中陶瓷层材料的复杂变形特征,显然由此得到的有限元分析结果将是不够准确的。文献^[3]中强调,采用准确的材料本构模型对于明确涂层失效机理具有重要作用。Janosik^[9]以 William-Warnk 模型作为屈服函数,建立了针对陶瓷材料的粘塑性本构模型,能够体现拉压不对称、静水应力相关和应变率相关等各种复杂力学行为。Xie^[10]对上述模型进行了推广,将其用来描述热障涂层中陶瓷层材料的粘塑性性质,并且针对等离子涂层材料 PWA 264 (7% Y_2O_3 · ZrO_2),采用遗传算法得到了模型参数。

针对某涡轮导向叶片在载荷与结构上的特点,本文首先开展了等离子涂层构件的热疲劳实验研究,对失效过程进行考察分析,结合涂层失效模式,简要分析了对失效起主导作用的应力分量,为进一步开展理论研究工作提供一定的实验支持。然后在引入了陶瓷层材料粘塑性本构模型的基础上,采用有限元法对等离子涂层构件的热疲劳进行数值模拟,考虑涂层界面存在粗糙度以及氧化层厚度变化的特点,获得了涂层内部的应力场,并由此从理论分析角度对裂纹形成过程及机理进行了分析和探讨。

1 涂层热疲劳实验及失效模式分析

某带涂层涡轮导向叶片在载荷上的特点为叶身局部温度较高,沿结构表面以及合金厚度方向存在温度梯度,并且加热和冷却速率较大等;在结构上的特点为前缘曲率半径较小,尾缘曲率半径大,前缘与尾缘间连续过渡。针对上述特点,开展了等离子涂层构件的热疲劳实验研究。采用圆管构件,内径为 11 mm,外径为 15 mm,长度为 85 mm。基材为定向凝固 DZ40M 合金。圆管表面沉积等离子涂层,其中粘结层材料成分为 Ni22Cr10Al1.0Y,厚度为 0.125 mm,陶瓷层材料成分为 6%~8% Y_2O_3 · ZrO_2 ,厚度为 0.25 mm。采用电感线圈对圆管中部进行集中加热,其中有效加热长度约为 50 mm,冷却过程中在圆管内部通压缩空气来进行强迫冷却。热疲劳实验最高温度为 1 050 °C,最低温度为 100 °C,加热时间为 120 s,冷却时间为 300 s。为了叙述方便,对于圆管构件,本文规定沿涂层厚度方向为法向,沿法向

扩展的裂纹为纵向裂纹,而在垂直于法向的平面内形成的裂纹为横向裂纹。图 1 为等离子涂层构件热疲劳失效过程及失效模式,其中图 1(a)表示涂层在加热段出现了明显的隆起现象,图 1(b)表示涂层沿轴向出现屈曲现象,图 1(c)表示涂层由于发生轴向屈曲而导致局部大面积剥落。剥落碎片呈白色,对其成分进行分析,结果表明,涂层的断裂部位位于陶瓷层与粘结层的界面附近。在涂层表面没有观察到可见裂纹及龟裂现象。

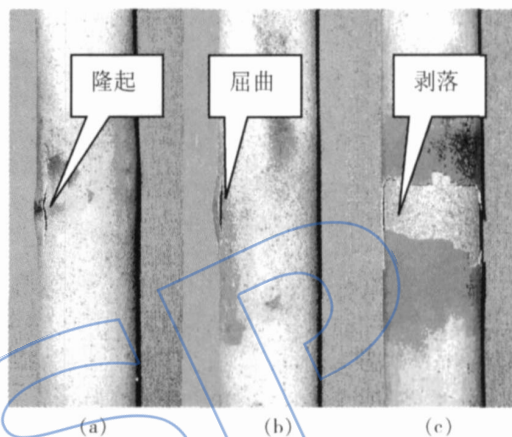


图1 等离子涂层构件热疲劳失效过程及失效模式

Fig. 1 Failure process and failure mode of PS-TBC structures

结合涂层上述失效模式,可以对失效过程及主导因素做简要分析:首先,在热循环载荷作用下,涂层内部在陶瓷层与粘结层的界面附近出现层间横向微裂纹。这种裂纹可能是 I型、II型或者 I型和 II型复合裂纹,而诱发裂纹萌生的主要机制为法向正应力,或者为垂直于法向的平面内剪切应力。当多条此类裂纹相互接合之后,并且伴随着压应力作用,构件表面陶瓷层会出现隆起现象,如图 1(a)所示。然后,由于加热段位于圆管中部位置,沿圆管轴向形成了温度梯度,温度较低的端部相对于温度较高的加热段来讲,类似于固定位移的边界条件。在最高温度时刻,涂层加热段受热膨胀,因此陶瓷层将承受沿轴向的压应力作用。随着热循环次数的进一步增加,构件表面陶瓷层会出现沿轴向的小规模屈曲现象,如图 1(b)所示。需要指出的是,沿圆管周向也可能存在压应力作用,但是对于本实验来讲,理论上沿圆管周向不存在温度梯度,并且涂层周向尺度小于轴向尺度,而屈曲现象的发生不仅与作用力的大小有关,还与作用距离有关。因此涂层失效表现为沿圆管轴向发生屈曲,而非周向屈曲。最后,当轴向屈曲的范

围比较大时,加热段的陶瓷层发生大面积剥落现象,如图1(c)所示.一般来讲,若等离子涂层内部在较大的轴向或周向拉伸应力作用下,会产生纵向裂纹.裂纹将沿涂层厚度方向扩展,并且可以在涂层表面观察到这种裂纹.但是由实验结果可知,等离子涂层表面没有出现可见裂纹及发生龟裂现象,说明轴向和周向拉伸应力对涂层热疲劳失效不起主导作用.以上从实验观察角度分析了对等离子涂层构件失效起主导作用的应力分量,不过准确的失效机理还需要结合有限元计算来进一步加以研究.

2 涂层热疲劳失效机理研究

2.1 分析模型

采用有限元法对等离子涂层构件的热疲劳进行数值模拟.根据涂层截面形貌的SEM观测结果,考虑氧化层厚度及界面粗糙度的影响,用余弦曲线近似涂层界面形状,其中波长为0.04 mm,幅值为0.01 mm.建立了轴对称分析模型,并且定义了波峰、波谷及余弦型界面中部等特殊位置,如图2所示.图中1方向为法向,2方向为轴向,3方向为周向,规定沿图2中1方向形成的裂纹为纵向裂纹,而沿2方向形成的裂纹为横向裂纹.等离子涂层体系中各层材料成分及厚度与上节实验中真实构件的相同.

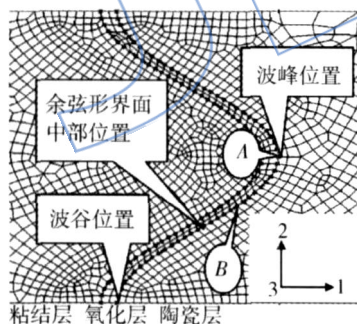


图2 等离子涂层轴对称模型的有限元网格

Fig. 2 Axisymmetric elements mesh of PS-TBC

利用ABAQUS对热障涂层体系进行有限元分析.针对陶瓷层材料引入了粘塑性本构模型,关于该模型的详细理论见文献[9-10],本文通过ABAQUS的用户子程序UMAT实现了上述模型.文献[10]中针对的陶瓷层材料与本文中的材料完全相同,因此上述模型能够反映本文中材料的变形特征.参考文献[10]中的相关模型参数,计算了陶瓷层材料在1204℃下的单轴拉伸、附加不同静水应力的单轴压缩曲线.由图3可见,粘塑

性本构模型能够较好地反映材料拉压不对称特性,其中压缩屈服应力明显高于拉伸屈服应力.模型能够体现材料的静水应力相关特性,当附加拉伸静水应力时,材料的屈服强度降低,当附加压缩静水应力时,材料屈服强度升高.粘结层材料采用理想弹性模型,氧化层材料采用线弹性模型.两者的热、力学性能参数参见文献[11].定向凝固基体合金采用弹塑性模型,材料数据来源于材料手册.

热循环载荷大小及加热冷却时间和上节实验条件保持一致,进行瞬态温度载荷下的应力计算,温度在1050℃与100℃之间线性变化,整个模型内部不存在温度梯度,并且认为400℃为涂层初始无应力状态温度^[11].考虑到模型的轴向尺度(0.04 mm)和圆管的有效加热长度(~50 mm)相比非常小,施加如下的边界条件:垂直于圆管轴向的一侧边上,所有结点轴向位移为零,另一侧边上所有结点的轴向位移相等,以保证位移协调条件^[11].计算了两个热循环,认为涂层内部应力场在两个循环之后即达到稳定状态.

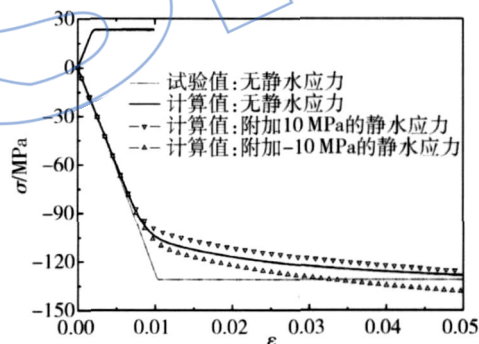


图3 陶瓷层材料实验数据与计算曲线

Fig. 3 Test data and calculating curves for YSZ

2.2 陶瓷层内部裂纹萌生机理分析

需要指出的是,对于新制备的热障涂层,其内部通常不存在氧化层,引起涂层发生剥落的微裂纹首先在界面附近的陶瓷层中萌生.考虑到等离子涂层在初始阶段的氧化速率较大^[11],下面以氧化层厚度为2 μm时的热障涂层作为对象,分析陶瓷层内部应力分布情况,并由此得到微裂纹萌生机理. Berndt^[12]的研究表明,涂层内部主要在热循环的低温阶段形成裂纹,所以在以下分析中,均选取热循环最低温度时刻的应力场来进行分析.

由本文中涂层热疲劳失效模式的分析可知,促使陶瓷层发生剥落失效主导因素是界面附近横

向微裂纹的出现,而法向应力和剪切应力能够诱发生产生这种裂纹,因此下面重点分析陶瓷层内部上述两种应力的分布情况.图 4 和图 5 分别为带 $2\text{ }\mu\text{m}$ 氧化层的陶瓷层内部法向应力与剪切应力分布图,图中数字分别表示应力的最大值和最小值,单位为 MPa,并且只给出了陶瓷层部分的应力云图.由图 4 可见,由于模型、载荷以及边界条件的对称性,法向应力分布具有关于波峰(图 2 中 A 点)位置对称的性质.法向应力为最大的点出现在波峰位置,并且该位置剪切应力很小,因此在这个位置将容易萌生法向应力主导的 I 型裂纹.由图 5 可见,剪切应力分布具有关于波峰位置反对称的性质.剪切应力绝对值为最大的点出现在余弦型界面中部偏上(图 2 中 B 点)位置,并且该位置法向承受压应力作用,因此在这个位置将容易萌生剪切应力主导的 I 型裂纹.另外,计算结果表明,界面附近的陶瓷层沿周向和轴向均承受压应力作用,由于二者与涂层内部横向裂纹出现的关系不大,这里就不再做详细讨论.通过以上分析可见,当氧化层厚度为 $2\text{ }\mu\text{m}$ 时,陶瓷层内部法向应力与剪切应力为最大的点均出现在界面附近.图 2 中 A 点和 B 点都有可能是横向裂纹萌生的危险位置,但微裂纹的萌生机理却不相同.

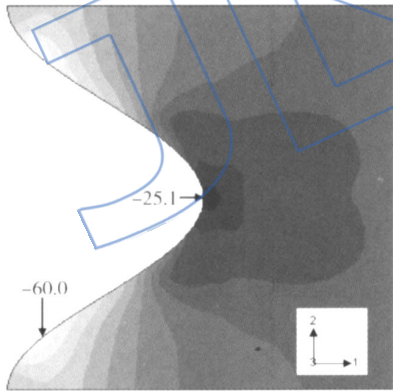


图 4 陶瓷层内部法向应力分布图

Fig.4 Contour of normal stress in ceramic coat

2.3 氧化层厚度对陶瓷层内部裂纹形成的影响

随着热循环次数的增加,涂层内部氧化层厚度会逐渐增大,同时涂层中裂纹也将经历从萌生到扩展这个过程.为了反映热疲劳不同阶段涂层内部应力的分布特点,在保持载荷和边界条件不变的前提下,计算了不带氧化层和氧化层厚度分别为 $2, 4, 6, 8\text{ }\mu\text{m}$ 时,等离子涂层构件内部的应力应变场.图 6 和图 7 分别为氧化层厚度为 $0, 2, 4, 6, 8\text{ }\mu\text{m}$ 时,最靠近氧化层的一层陶瓷层单元内

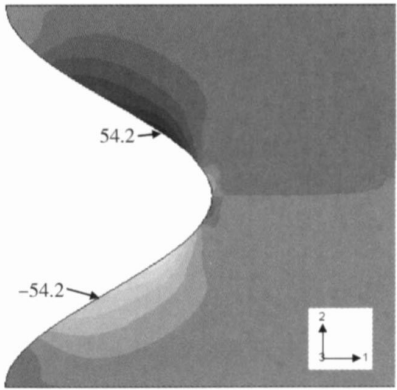


图 5 陶瓷层内部剪切应力分布图

Fig.5 Contour of shear stress in ceramic coat

部,法向应力和剪切应力随积分点位置的变化曲线.横坐标 d 表示陶瓷层单元积分点沿轴向的位置,其中 $d = 0\text{ }\mu\text{m}$ 对应于图 2 中的波谷位置, $d = 20\text{ }\mu\text{m}$ 对应于图 2 中的波峰位置.由图 6 可见,当氧化层厚度小于 $4\text{ }\mu\text{m}$ 时,法向应力为最大的点总是位于波峰位置.而当氧化层厚度大于 $6\text{ }\mu\text{m}$ 时,波峰位置法向承受压应力作用.由图 7 可见,当氧化层厚度小于 $4\text{ }\mu\text{m}$ 时,剪切应力绝对值为最大的点,总是位于余弦型界面中部偏上(图 2 中 B 点)位置附近,该剪切应力为负值.而当氧化层厚度大于 $6\text{ }\mu\text{m}$ 时,剪切应力绝对值为最大的点出现在偏离波峰处,但该剪切应力变为正值.由此可见,当氧化层厚度介于 $4\text{ }\mu\text{m}$ 与 $6\text{ }\mu\text{m}$ 之间时,界面附近的应力场发生了显著变化.

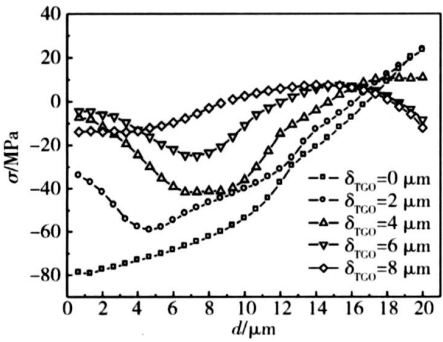


图 6 陶瓷层内部法向应力随积分点位置的变化

Fig.6 Normal stress varying with integral points in ceramic coat

图 8 和图 9 分别为带 $8\text{ }\mu\text{m}$ 氧化层的陶瓷层内部法向应力与剪切应力分布图,图中数字分别表示应力的最大值和最小值,单位为 MPa.由图 8 可见,并与图 4 相比较发现,当氧化层厚度由 $2\text{ }\mu\text{m}$ 变为 $8\text{ }\mu\text{m}$ 时,法向拉伸应力为最大的位置由

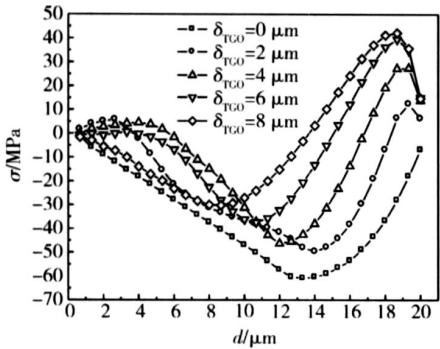


图 7 陶瓷层内部剪切应力随积分点位置的变化
Fig.7 Shear stress varying with integral points in ceramic coat

陶瓷层波峰转移到了陶瓷层内部,即当氧化层厚度增加时,裂纹将在陶瓷层内部发生扩展.由图 9 可见,并与图 5 相比较发现,当氧化层厚度由 2 μm 变为 8 μm 时,剪切应力为最大的位置随氧化层厚度的变化而发生变化,但其最大值总是出现在界面附近,并不会出现在陶瓷层内部.由此可见,剪切应力只对陶瓷层内部裂纹的萌生起作用,而对裂纹扩展不起作用.上述计算结果能够反映随着热循环次数的增加,横向裂纹在陶瓷层内部的扩展情况.

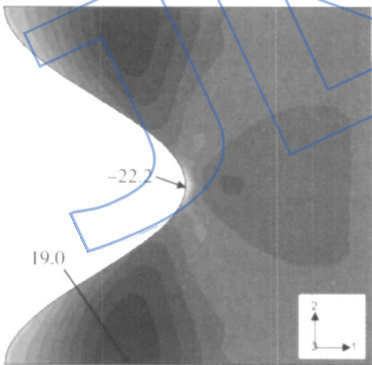


图 8 陶瓷层内部法向应力分布图
Fig.8 Contour of normal stress in ceramic coat

2.4 氧化层内部裂纹形成机理分析

实验研究^[1]表明,由于界面粗糙度的存在,裂纹在氧化层内部的扩展并不是沿着横向或纵向进行的,因此这里选取 Mises 等效应力来进行分析,而没有选取法向拉伸应力或剪切应力.图 10 为不同厚度氧化层内部 Mises 等效应力分布图,其中 (a), (b), (c), (d) 分别对应厚度为 2, 4, 6, 8 μm 的氧化层.由图可见,随着氧化层厚度的变化,内部 Mises 等效应力的最大值在 1.2~1.7 GPa 之

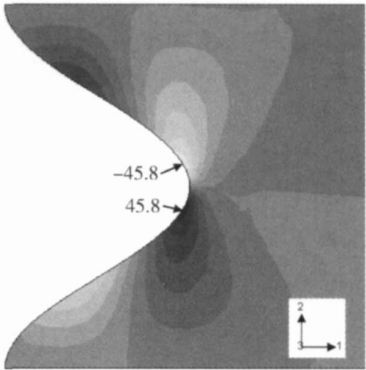


图 9 陶瓷层内部剪切应力分布图
Fig.9 Contour of shear stress in ceramic coat

间变化,表明在热循环过程中,不同厚度氧化层内部均存在较高的 Mises 等效应力,因此将形成较高的应变能密度.当应变能释放率大于氧化层材料的断裂韧性时,氧化层内部就会出现裂纹.作为对比,计算结果表明,陶瓷层内部 Mises 等效应力最大值为 160 MPa,可见,远小于氧化层内部的 Mises 等效应力.因此,虽然氧化层材料的断裂韧性大于陶瓷层材料的断裂韧性^[1],但是氧化层内部所存储的较高的应变能密度将促使裂纹穿透氧化层,即氧化层内部仍然会产生裂纹.由图 10 还可以看出,Mises 等效应力为最大的点始终位于余弦型界面中部附近或波峰位置,且均靠近粘结层.由此可以推断出裂纹在氧化层内部的大致分布情况,即裂纹将出现在氧化层与粘结层之间的界面附近,并且可以扩展到波峰位置,但不会出现在波谷位置.以上计算结果可以说明裂纹穿透氧化层以及在氧化层内部的扩展情况,与文献^[1]中观察到的裂纹分布形式相一致.

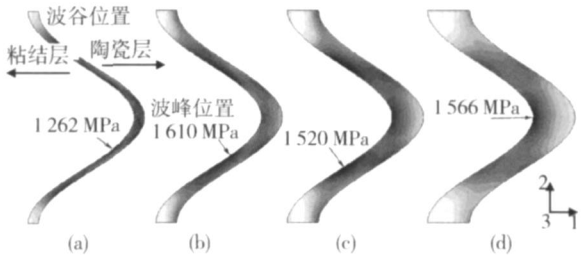


图 10 不同厚度氧化层内部 Mises 等效应力分布图
Fig.10 Contour of Mises stress in TGO with different thickness

2.5 等离子涂层内部裂纹形成过程及机理

综合有限元计算分析结果,本文给出等离子热障涂层内部裂纹形成过程及机理:首先,在热疲劳初始阶段,氧化层厚度较小,在余弦形界面中部

偏上位置附近,由于剪切应力的作用,在该位置容易萌生剪切应力主导的 I 型横向微裂纹,如图 11(a)所示.随着热循环次数的增加,氧化层厚度也相应增大,其内部所存储的应变能密度能够促使陶瓷层中的微裂纹穿透氧化层;另一方面,在法向拉伸应力的作用下,界面附近的微裂纹可以向陶瓷层内部横向扩展,如图 11(b)所示.随着热循环次数的进一步增加,氧化层厚度变得更大,其内部所存储的应变能密度促使裂纹沿着氧化层与粘结层的边界扩展,并向波峰方向延伸,直至两侧的微裂纹相互接合,如图 11(c)所示.当界面附近多条微裂纹相互接合之后,陶瓷层与粘结层之间会出现分离现象,并将最终引起陶瓷层的剥落失效.

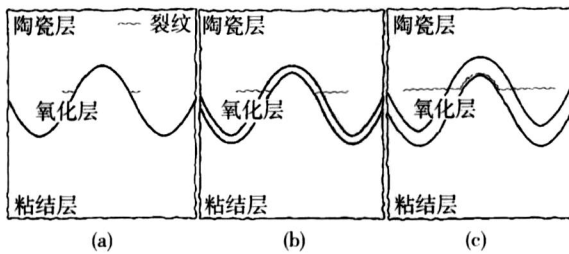


图 11 等离子涂层内部裂纹形成过程示意图

Fig. 11 Illustration of crack coalescence in PS-TBC

3 结 论

(1) 实验结果表明,在热循环载荷作用下,圆管构件表面涂层表现出隆起、屈曲和大面积剥落的失效模式.

(2) 计算结果表明,当氧化层厚度为 $2\text{ }\mu\text{m}$ 时,在陶瓷层波峰位置容易萌生法向应力主导的 I 型横向裂纹,在余弦型界面中部偏上位置容易萌生剪切应力主导的 II 型横向裂纹;氧化层厚度变为 $8\text{ }\mu\text{m}$ 时,陶瓷层内部法向应力对于裂纹的扩展起主导作用,而剪切应力对于裂纹扩展不起作用;不同厚度氧化层内部均存在较高的 Mises 等效应力,从而形成较高的应变能密度,将引起氧化层中裂纹扩展与接合现象的发生.

(3) 在引入了陶瓷层材料粘塑性本构模型的基础上,考虑等离子涂层界面存在粗糙度以及氧化层厚度变化的特点,对带涂层圆管构件的热疲劳进行了数值模拟.综合有限元计算结果,从理论

分析角度给出了等离子涂层内部裂纹的形成过程及机理.

参考文献:

- [1] Rabiei A, Evans A G. Failure mechanisms associated with the thermally grown oxide in plasma-sprayed thermal barrier coatings[J]. Acta Mater., 2000, 48: 3963-3976.
- [2] 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 II: Life prediction model[J]. Acta materialia, 2001, 49: 1529-1536.
- [3] 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: 505-553.
- [4] Evans A G, He M Y, Hutchinson J W. Effect of interface undulations on the thermal fatigue of thin films and scales on metal substrates[J]. Acta Mater., 1997, 45: 3543-3554.
- [5] 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: 1565-1589.
- [6] Karlsson A M, Hutchinson J W, Evans A G. The displacement of the thermally grown oxide in thermal barrier systems upon temperature cycling[J]. Materials Science and Engineering, 2003, A351: 244-257.
- [7] Freborg A M, Ferguson B L, Brindley W J, et al. Modeling oxidation induced stresses in thermal barrier coatings[J]. Mater. Sci. Eng. A, 1998, A245(3): 182-190.
- [8] Aktaa J, Sfar K, Munz D. Assessment of TBC systems failure mechanisms using a fracture mechanics approach[J]. Acta Materialia, 2005, 53: 4399-4413.
- [9] Janosik L A, Duffy S F. A viscoplastic constitutive theory for monolithic ceramics- I[J]. ASME J. Eng. Gas Turbines Power, 1998, 120: 155-161.
- [10] Xie Wangang, Walker K P, Jordan E H, et al. Implementation of a viscoplastic model for a plasma sprayed ceramic thermal barrier coating[J]. J. Eng. Mater. Technol., 2003, 125: 200-207.
- [11] 耿瑞. 热障涂层强度分析及寿命预测研究[D]. 北京: 北京航空航天大学, 2001.
GENG Rui. Strength analysis and life prediction study on thermal barrier coatings[D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2001. (in Chinese).
- [12] Berndt C C, Miller R A. Failure analysis of plasma-sprayed thermal barrier coatings[R]. NASA Technical Memorandum No. 83777, 1984.