

氧化铝涂层垂直裂纹对热载荷下界面失效的影响

江五贵, 邹航, 夏宇锋, 周宇

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 南昌 330063)

摘 要: **目的** 探索氧化铝/铝在热载荷作用下的界面失效机理。**方法** 基于内聚力有限元模型, 预测热载荷下铝基氧化铝涂层材料界面处的残余热应力, 并系统研究其失效过程。重点考虑涂层厚度、热载荷大小、预制涂层垂直裂纹密度对界面处应力场和界面损伤失效的影响, 并同实验进行对比。**结果** 试验和模拟结果都发现, 加热到 300 °C 冷却后, 界面未产生平行裂纹, 而加热到 400 °C 冷却后, 界面出现平行裂纹。涂层无裂纹缺陷时, 界面处剪应力呈单曲线余弦分布, 而有预制裂纹时, 界面处的剪应力呈双曲线余弦分布。随着热载荷的增大, 界面最大剪应力值由两端向界面中心处迁移。相比涂层有裂纹的情况, 界面在涂层无裂纹时平均正应力最小。实际制备的氧化铝涂层不可能完美无裂纹缺陷, 在考虑涂层有裂纹缺陷时, 涂层裂纹密度为 4 mm^{-1} 时平均所受正应力较小, 且界面只有拉应力作用, 不容易产生脱层缺陷。**结论** 存在特定的最佳临界预制垂直裂纹密度值, 使得热载荷下界面损伤最小。有限元模拟结果也显示, 相同热载荷和相同裂纹密度下, 涂层越厚, 对界面的防护力也越强。

关键词: 氧化铝涂层; 内聚力模型; 热载荷; 有限元; 界面失效; 裂纹密度

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)01-0030-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.01.004

Effect of Vertical Cracks of Alumina Coating on Interface Failure under Thermal Load

JIANG Wu-gui, ZOU Hang, XIA Yu-feng, ZHOU Yu

(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

ABSTRACT: To investigate the interface failure mechanism of alumina-coating/aluminum under thermal loads. The residual thermal stress at the interface under thermal loads was predicted, and the interface failure of the alumina-coating/aluminum was systematically studied by the finite element model with a cohesive zone. The effects of the coating thickness, the thermal load magnitude, and the vertical crack density of the coating on the stress field at the interface and the interface damage failure were considered and compared with experiments. Experimental and simulation results showed that, as the interface was cooled after heated to 300 °C, no parallel cracks was observed at the interface. However, as the interface was heated to 400 °C and then cooled, parallel cracks were observed at the interface. The shear stresses at the interface showed a single-curve cosine distribution when there was no crack defect in the coating, while the shear stresses showed a hyperbolic cosine distribution when there was vertical cracks in the coating. With the increase of thermal load, the maximum shear stress at the interface migrated from both ends to the center. Coatings without vertical cracks had a minimum average normal stress compared to coatings with verti-

收稿日期: 2018-06-25; 修订日期: 2018-08-24

Received: 2018-06-25; Revised: 2018-08-24

基金项目: 国家自然科学基金项目(11772145, 11372126)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (11772145 and 11372126)

作者简介: 江五贵 (1975—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为计算材料学。邮箱: jiangwugui@nchu.edu.cn

Biography: JIANG Wu-gui (1975—), Male, Doctor, Professor, Research focus: computational material science. E-mail: jiangwugui@nchu.edu.cn

cal cracks. However, the actually prepared alumina coating was unlikely to be free of defects. When the coating crack density was 4 mm^{-1} , the average residual normal stress was small, and the interface had only tensile stress, which caused the interface to be less likely to delaminate. There is a specific optimum critical pre-fabricated vertical crack density value, which minimizes interface failure under thermal loading. The finite element results also indicate that, the thicker the coating is, the stronger the thermal protection of interface is under the same thermal load and the same density.

KEY WORDS: alumina coating; cohesive zone model; thermal load; finite element; interface failure; crack density

在铝基氧化铝涂层材料实际工程使用过程中,由于服役环境恶劣复杂,不可避免地会受到热力等耦合场的作用。由于铝基体与涂层材料的热膨胀系数相差较大,以及涂层结构和涂层界面形貌等因素,涂层易发生破坏。研究表明^[1],铝基阳极氧化膜在 300°C 热循环下有良好的耐热性能,对铝基体防护良好,但并未进一步探究极限热力载荷下涂层和界面的失效机理。在复合材料分析中,界面分析是关键^[2]。工业上随着对铝合金性能要求的不断提高,工作温度越来越高,工作环境越来越苛刻,一些场合要求铝合金构件在承受室温到 300°C 左右高温的循环往复热载荷的作用下仍然具有良好的综合力学性能,可以制备具有较高耐热性能的氧化膜来实现铝合金的这些使用要求^[3]。尽管有学者利用试验及解析法来分析研究金属基复合材料的界面性能,但试验方法和解析法不能全面反映涂层及界面的应力场及应力演变,解析法更是不能体现“边界效应”的影响^[4]。覆有涂层的复合结构在冷热交替环境中,由于热膨胀系数的差异而引起残余应力,过大的残余应力可能导致涂层的损伤,甚至失效。国内外对涂层的残余应力进行了广泛的研究^[5-8],最近夏宇锋等^[8]采用实验和解析的方法测试了氧化铝涂层在热载荷下的残余应力。内聚力模型是研究复合材料界面问题的一种有效方法,江五贵等^[9-10]基于内聚力模型分析了界面对复合材料等效性能的影响。在通过阳极氧化技术制备氧化铝涂层的过程中,不可避免会引入一定数量的垂直裂纹,但目前关于具有初始缺陷的铝基陶瓷涂层复合材料在热力极限载荷下涂层和界面的破坏失效机理的研究仍然较少,并且缺乏系统的机理研究。

基于内聚力模型,本文建立了预制不同垂直裂纹密度的氧化铝/铝基底有限元模型,模拟其不同热载荷下的界面失效过程,并进行相应地实验验证。重点研究热载荷幅值、涂层厚度和预制垂直裂纹密度对界面性能的影响。

1 有限元模型

1.1 内聚力模型

界面的本构模型最早由 D. Dugdale^[11]在 1960 年提出,并用屈服应力来限制材料应力的变化。G. Barenblatt^[12]为解决含有裂纹的平衡问题,在多尺

度上引入了内聚力。Hillerborga 等^[13]在 Barenblatt 模型的基础上,加入了拉伸强度,并首次应用在有限元中,模拟了脆性材料的断裂失效过程。内聚力模型将材料的断裂看作是复合材料之间内聚牵引力引起界面分离的一个渐变过程^[14]。与传统的断裂力学理论模型对比,它的优势在于内聚力模型减缓了界面裂纹尖端处的应力奇异性,更适合分析几何非线性问题^[15]。同连续损伤力学模型对比,内聚力模型能够很好地模拟不同性质材料间界面的裂纹生长过程。内聚力单元只要达到相对应的应力准则,单元损伤就开始发生,随后的损伤过程依照损伤演化准则进行。

裂纹法向与切向的界面内聚力-位移的关系分别为^[16]:

$$T_n = \begin{cases} \frac{\sigma_{\max}}{\delta_c} \Delta_n & (\Delta_n \leq \delta_c) \\ \frac{\sigma_{\max}}{\delta} \frac{\delta - \delta_f}{\delta_c - \delta_f} \Delta_n & (\delta_c < \Delta_n \leq \delta_f) \\ 0 & (\Delta_n > \delta_f) \end{cases} \quad (1)$$

$$T_t = \begin{cases} \frac{\tau_{\max}}{\delta_c} \Delta_t & (\Delta_t \leq \delta_c) \\ \frac{\tau_{\max}}{\delta} \frac{\delta - \delta_f}{\delta_c - \delta_f} \Delta_t & (\delta_c < \Delta_t \leq \delta_f) \\ 0 & (\Delta_t > \delta_f) \end{cases} \quad (2)$$

式中: T_n 和 T_t 为法向和切向的界面应力; Δ_n 和 Δ_t 为法向和切向的分离位移; σ_{\max} (τ_{\max}) 为界面强度; δ_c 为界面应力达到 σ_{\max} (τ_{\max}) 时对应的界面分离位移; δ_f 是当界面完全失效时的界面分离位移; δ 为等效分离位移, $\delta = \sqrt{\delta_n^2 + \delta_t^2}$ 。

Xie 和 Tong^[17]通过试验测得 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}$ 复合材料界面处的剪切断裂强度为 140 MPa,简单起见,假设界面的 σ_{\max} 等于 τ_{\max} 。界面处的分离功可以通过式(3)计算得到^[18]:

$$\begin{cases} G_n^C = 0.5 \sigma_{\max} \delta_c \\ G_t^C = 0.5 \tau_{\max} \delta_c \end{cases} \quad (3)$$

式中: G_n^C 和 G_t^C 是断裂过程中的拉伸分离功和剪切分离功。

本文用到的材料参数和内聚力损伤模型参数见表 1,其中 $E_{\text{Interface}}$ 为界面模量。

表 1 有限元模型所用材料参数^[19-21]
Tab.1 Materials parameters in finite element simulations^[19-21]

Materials	Elastic modulus E/MPa	Poisson ratio ν	Thermal expansion coefficient/K	Interface parameters		
				$E_{\text{Interface}}/\text{MPa}$	$G_n^C \text{ \& } G_t^C / (\text{N} \cdot \text{mm}^{-1})$	$\sigma_{\text{max}} \text{ \& } \tau_{\text{max}} / \text{MPa}$
Al_2O_3	340 000	0.23	8.1×10^{-6}	280 000	0.035	140
Al	69 000	0.33	2.36×10^{-5}			

1.2 涂层垂直裂纹的有限元模型

在氧化铝涂层与铝基底之间的界面处布置内聚力单元模拟界面的脱层,如图 1a 所示。为了研究涂层中由于制备引起的垂直裂纹缺陷对热载荷下界面失效的影响,在涂层中间位置预制内聚力单元模拟初始裂纹,给代表初始裂纹的内聚力单元赋予一个很小的界面强度值,如图 1b、c 所示。引入涂层裂纹密度 ρ , 定义 ρ 等于单位毫米长度上垂直裂纹的条数。在有限元模型分析中,内聚力单元通常用来模拟垂直裂纹之间的界面破坏,有限元分析中定义 $\rho=2/L$ ^[22], 其中 L 为界面长度。本文预制裂纹密度 ρ 分别为 1、1.4、

2、4、5 mm^{-1} 。

模型中,基体厚度为 h_s , 涂层厚度为 h_c , 内聚力单元界面厚度 h_i 为 0.01 mm, 界面长度 L 为 2 mm。为了全面地考虑涂层厚度和加载温度对氧涂层系统的损伤和破坏的影响,本文取涂层厚度分别为 0.05、0.1、0.15 mm, 载荷温度分别取 200、300、400、500 $^{\circ}\text{C}$, 之后缓慢冷却到室温 20 $^{\circ}\text{C}$ 。采用以下的基本假设: 1) 在计算过程中,涂层与基体成分不发生改变,弹性模量、泊松比以及热膨胀系数等参数不随温度改变而改变; 2) 不考虑高温下材料的蠕变行为; 3) 不考虑制备过程导致的初始应力,在施加热载荷前系统处于零应力状态。

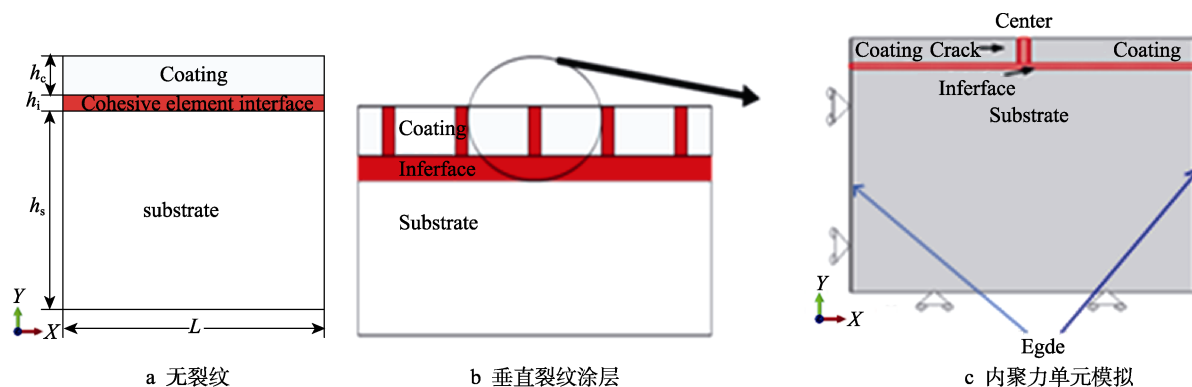


图 1 内聚力单元布置

Fig.1 Layout diagram of cohesive elements: a) crack-free; b) vertical cracks in coating; c) cohesive elements in FE model

1.3 实验测试

本文选择 6061-T6 铝合金为原材料, T6 表示由固溶热处理后进行人工时效的状态。利用阳极氧化技术在铝合金表面制备氧化膜涂层。6061 合金为 Al-Mg-Si 系可热处理强化铝合金, 其合金化学成分为: Si 0.4%~0.8%, Fe 0.7%, Cu 0.15%~0.4%, Mn 0.15%, Mg 0.8%~1.2%, Zn 0.25%, Cr 0.04%~0.35%, Ti 0.15%, Al 为余量。先将试样放入加热炉中, 分别在 200、300、400、500 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 1 h, 然后将试样随炉缓慢冷却至室温。

2 结果及分析

2.1 热载荷值对界面失效的影响

在不同载荷作用下, 界面处剪应力是导致界面破

坏的主要影响因素^[22]。涂层厚度为 0.05 mm 时, 不同热载荷下界面处剪应力值 S_{12} 的分布演化如图 2a 所示。当温度载荷为 200、300、400 $^{\circ}\text{C}$ 时, 界面剪应力曲线呈单曲线余弦分布, 界面中心点处剪应力为 0。随着温度载荷的增加, 界面两端处剪应力最大, 中心处剪应力为 0。500 $^{\circ}\text{C}$ 时, 界面两端剪应力为 0, 界面中心处剪应力出现峰值, 说明此时界面两端已经发生失效。界面两端出现应力奇异性, 其产生原因是由于系统的“边界效应”, 即模型的左右两端边界^[4]。随温度载荷的增加, 剪应力最大值由两端向中心处扩展, 说明此时平行裂纹从两端向中心扩展。

假设界面最左端为 X 方向 0 位置, 将界面上各点的 X 坐标除以界面 X 方向的总长度作为 X 方向归一化距离 (X -normalized distance)。图 2b 为预制垂直裂纹密度为 1 mm^{-1} 时界面处剪应力沿长度方向的分布。热载荷下, 界面处剪应力曲线呈双曲线余弦分布, 界

面中心部分分布均匀, 且趋近于 0, 往界面两端以指数形式减小。当涂层厚度 $h_c=0.05$ mm 时, 随着温度载荷的增加, 界面两端处剪应力增大, 中心处剪应力出现较小的应力突变, S_{12} 不为 0。界面中心由于有预制裂纹, 出现了应力奇异, 导致 S_{12} 有小幅波动, 界面两端出现应力奇异性。随温度载荷的增加, 剪应力最大值由两端向中心处扩展, 说明此时平行裂纹从两端向中心扩展。与涂层无裂纹缺陷时的界面剪应力相比不同, 涂层有裂纹密度时, 界面处剪应力在中心部分分布均匀, 且几乎趋近于 0。涂层无裂纹时, 界面剪应力只有中心点为 0, 向界面两端缓慢减小。

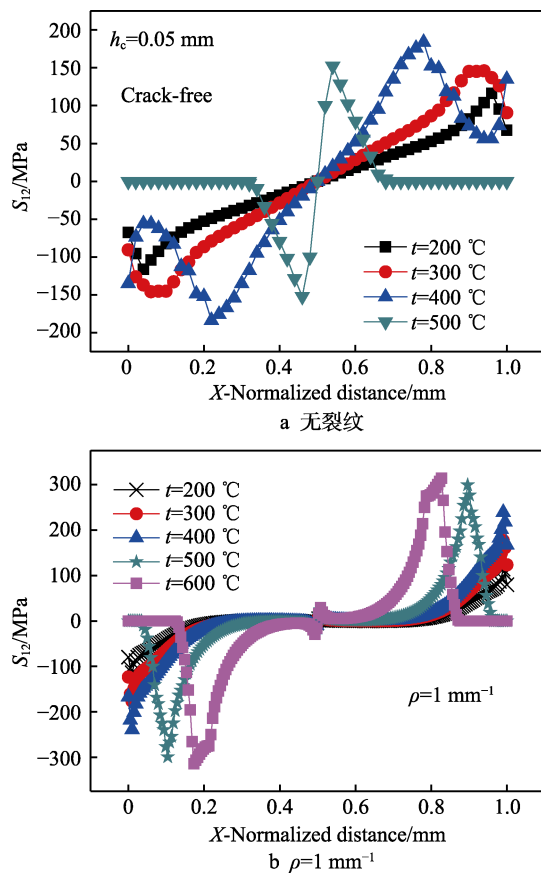


图 2 涂层厚度为 0.05 mm 时不同热载荷下界面处剪应力值 S_{12} 沿 X 方向分布

Fig.2 Shear stress distribution at the interface along X direction under different thermal loadings in case of $h_c=0.05$ mm: a) crack-free; b) $\rho=1$ mm $^{-1}$

界面内聚力单元的损伤与失效是由刚度退化率 SDEG (Stiffness Degradation Variable) 决定的。刚度退化率 SDEG 的取值范围是 0~1, 当 SDEG=0 时, 说明此时内聚力单元完好, 没有任何破坏。当 SDEG 值达到 1, 相应的内聚力单元失效, 对应界面将出现平行裂纹。本文只考虑界面内聚力单元 SDEG 的大小和分布, 没有考虑涂层和基体损伤。在涂层厚度 $h_c=0.1$ mm, 不同热载荷下界面裂纹萌生和扩展过程如图 3 所示。载荷温度为 300 °C 时, 界面只是在两端边界处出现刚度退化现象, 此时 SDEG 的最大值达到了 0.83, 并

未达到 1, 所以内聚力单元并未发生失效, 界面无平行裂纹产生, 试验 SEM 图与模拟图均无裂纹产生。当载荷温度达到 400 °C 时, 模拟图界面两端内聚力单元发生失效, 界面萌生了平行裂纹, 并从两端向中心扩展。平行裂纹长度值在热载荷 300 °C 时为 0, 在 400 °C 时出现裂纹。载荷温度为 500 °C 时, 试验图 SEM 表明, 涂层中出现了更多的垂直裂纹, 并且界面处裂纹由垂直裂纹向两边扩展, 直至扩展到下一条垂直裂纹处, 涂层将发生脱层。这主要是由于温度升高, 导致微缺陷的演化和热生长氧化物生长扩散, 以及氧化铝相变, 在涂层内部诱发更多的垂直裂纹^[23], 同时引起界面处平行裂纹的进一步扩展。结果表明, 随着温度载荷的增加, 界面处平行裂纹长度增加。氧化铝涂层界面的失效是一个复杂的过程, 涂层自身结构的复杂性、载荷条件和服役环境等都对其有影响, 本文主要关注热失配引起的失效。

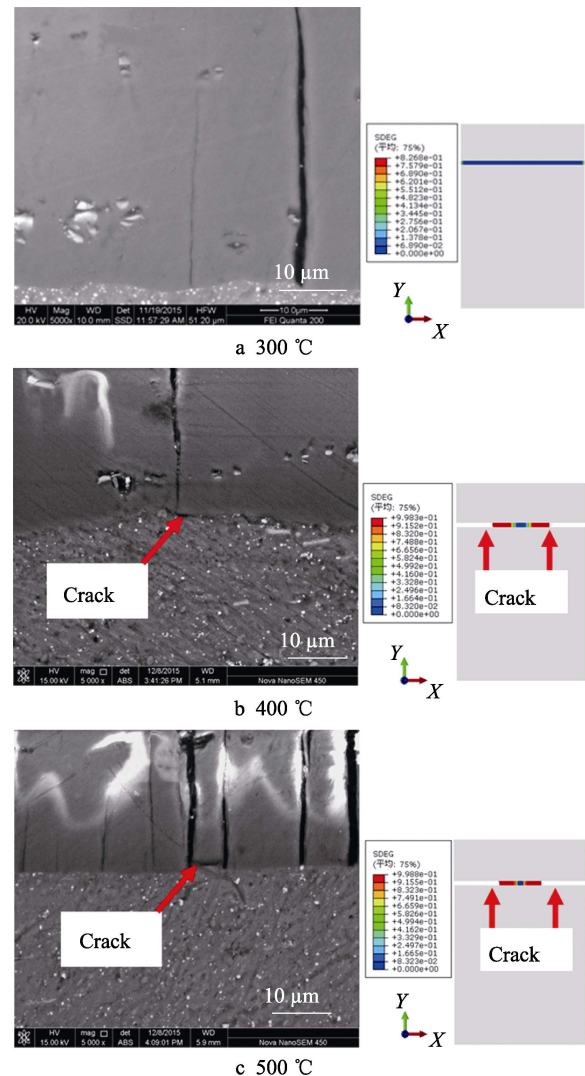


图 3 不同热载荷下界面平行裂纹萌生和扩展过程模拟与试验结果对比

Fig.3 Comparison of simulation and experimental results of initiation and propagation of parallel cracks under different thermal load

2.2 涂层厚度对界面失效的影响

当裂纹密度为 1 mm^{-1} ，热载荷为 400°C 时，随涂层厚度的增加，界面两端处剪应力 S_{12} 增大，如图 4 所示。相同载荷、相同裂纹密度下，涂层厚度越大，界面的平行裂纹越小，对界面的防护力也越强。由界面处剪应力的应力云图（图 5）可以看出，相同载荷、相同裂纹密度下，涂层厚度越大，界面的平行裂纹越小，对界面的防护力也越强。

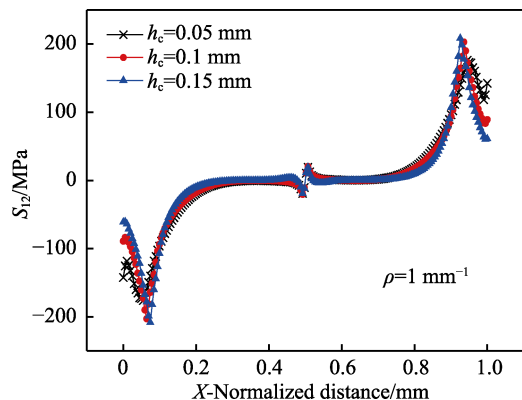


图 4 涂层厚度对界面剪应力 S_{12} 沿 X 方向分布的影响（裂纹密度为 1 mm^{-1} ，热载荷为 400°C ）

Fig.4 Effect of coating thickness on shear stress S_{12} distribution at the interface along X direction ($\rho=1 \text{ mm}^{-1}$, 400°C)

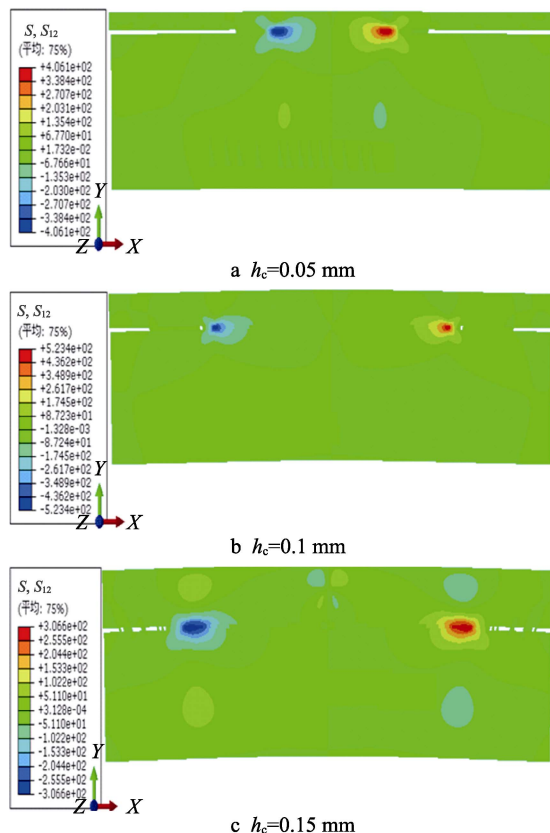


图 5 裂纹密度为 1 mm^{-1} 、热载荷为 400°C 时不同涂层厚度下界面剪应力 S_{12} 应力云图

Fig.5 Shear stress contour plots with different coating thicknesses in case of $\rho=1 \text{ mm}^{-1}$ and the thermal load is 400°C

热载荷为 500°C ，涂层裂纹密度为 1 mm^{-1} 时，不同涂层厚度下界面处刚度的退化率如图 6 所示。可以看出相同载荷、裂纹密度下，涂层厚度越大，界面的平行裂纹越小，对界面的防护力也越强。这与图 4 和图 5 中界面剪应力揭示的结论一致。

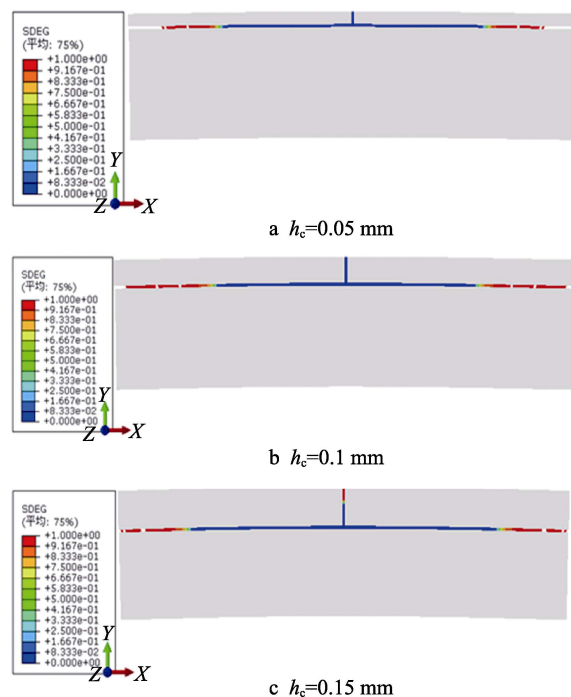


图 6 热载荷为 500°C 、涂层裂纹密度为 1 mm^{-1} 时不同涂层厚度下界面裂纹的萌生与扩展

Fig.6 Initiation and propagation of interface cracks with different coating thicknesses in case of 500°C thermal load and coating crack density of 1 mm^{-1}

2.3 裂纹密度对界面失效的影响

在涂层厚度为 0.05 mm 、热载荷为 400°C 下，裂纹密度为 0 、 1 、 1.4 、 2 、 4 mm^{-1} 时的界面正应力 S_{11} 在 X 方向变化稳定，且 S_{11} 都为正值。说明界面主要受拉应力作用，易促使涂层产生垂直裂纹，如图 7 所示。但与涂层有裂纹缺陷不同的是，裂纹密度为 0 时，界面中心处并无应力奇异， S_{11} 曲线平缓，并无“凸突”现象。 S_{11} 曲线产生“凸突”现象的原因是涂层中心处预制了裂纹，产生了应力奇异现象。在裂纹密度为 0 时（没有裂纹）， S_{11} 两端的应力奇异值仅为 50 MPa 。涂层裂纹密度为 5 mm^{-1} 时，界面处应力 S_{11} 在界面中心部分为正值，在界面两端出现负值。说明界面受到拉伸应力和压应力共同作用，涂层易发生脱层剥落。并且此时界面两端的应力奇异值为 -200 MPa ，界面受到很大的压应力作用。

由图 8 可以看出，涂层厚度为 0.05 mm 、热载荷为 500°C 时，不同裂纹密度下界面损伤与失效程度不同。由于裂纹密度为 0 与裂纹密度为 1 mm^{-1} 的模型 L 值相同，且其他参数一致，发现涂层无裂纹时比裂纹密度为 1 mm^{-1} 时界面的损伤更小，平行裂纹更

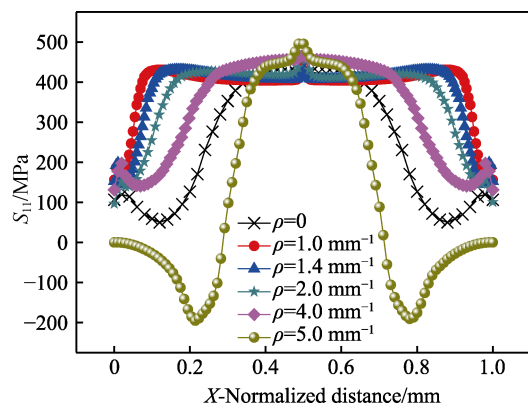


图 7 裂纹密度对界面处正应力 S_{11} 沿 X 方向分布的影响 (涂层厚度为 0.05 mm、热载荷 400 °C)

Fig.7 Effect of crack density on the normal stress S_{11} distribution at the interface along X direction ($h_c=0.05$ mm, 400 °C)

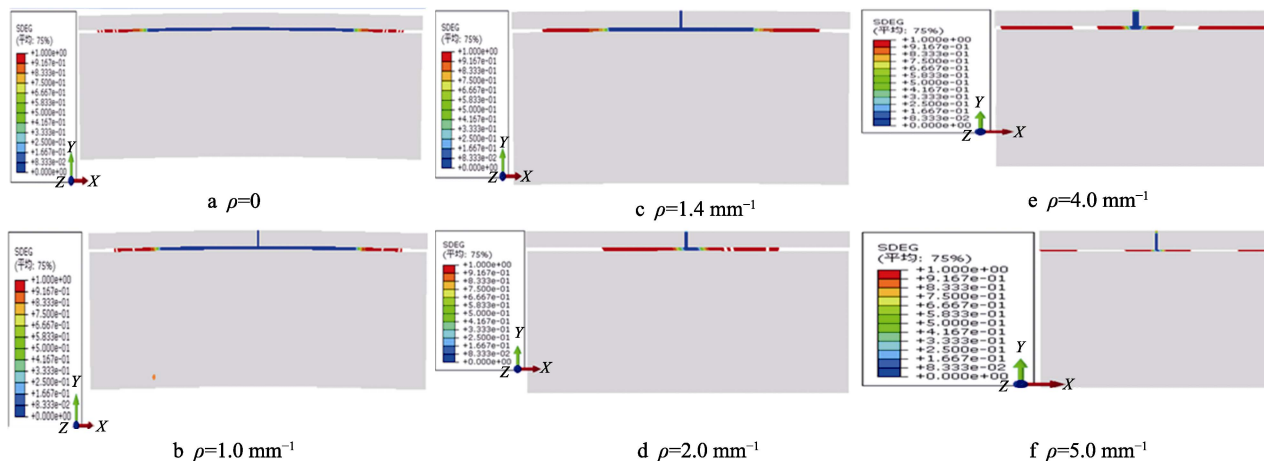


图 8 涂层厚度为 0.05 mm、热载荷 500 °C 时不同涂层裂纹密度下界面平行裂纹的扩展

Fig.8 Initiation and propagation of interface cracks with different crack densities in case of 500 °C thermal load and the coating thickness of 0.05 mm

3 结论

1) 在热载荷下, 涂层无裂纹缺陷时界面处剪应力呈单曲线余弦分布, 涂层有预制裂纹时界面剪应力呈双曲线余弦分布。随着热载荷的增大, 界面最大剪应力值由两端向界面中心处迁移。

2) 模拟结果发现热载荷为 300 °C 时, 界面未产生平行裂纹, 而在 400 °C 有平行裂纹产生, 且裂纹是从界面两端萌生并向界面中心扩展, 其原因是由于界面的“边界效应”作用。通过试样缓慢冷却试验的 SEM 图发现, 界面在 400 °C 左右出现明显的平行裂纹, 而在 300 °C 下的 SEM 图中并未观察到界面有明显的平行裂纹。试验结果与模拟结果吻合较好。

3) 相比涂层有裂纹的情况, 界面在涂层无裂纹时, 平均所受 S_{11} 最小, 说明涂层无裂纹缺陷对界面保护最好, 但实际通过阳极氧化技术制备氧化铝涂层不可能完美无裂纹缺陷。在考虑涂层有裂纹缺陷时, 涂层裂纹密度为 4 mm⁻¹ 时平均所受 S_{11} 较小, 且界面只有拉应力作用, 不容易发生脱层。

短。当裂纹密度 ρ 为 1~2 mm⁻¹ 时, 随裂纹密度的增加, 界面损伤更加严重。当裂纹密度 ρ 为 4 mm⁻¹ 时, 界面损伤反而减小, 平行裂纹减小, 并在裂纹密度为 5 mm⁻¹ 时趋于稳定。结果表明, 涂层无裂纹时, 界面损伤最小。究其原因是当涂层在一定的裂纹密度时, 预制垂直裂纹对界面承受的热载荷有一定的耗散作用, 导致界面损伤减小。但过多的垂直裂纹对涂层是不利的, 因为一旦两条垂直裂纹直接的界面平行裂纹扩展完全之后, 会直接导致涂层的分层脱落。有裂纹涂层在密度为 4 mm⁻¹ 时, 界面损伤最小, 因此 4 mm⁻¹ 是涂层最佳裂纹密度值。由于实际通过阳极氧化技术制备氧化铝涂层不可能完美无裂纹缺陷, 在考虑涂层有裂纹缺陷时, 涂层裂纹密度为 4 mm⁻¹ 时, 平均所受 S_{11} 较小, 且界面只有拉应力作用。

参考文献:

- [1] 刘伟华. 热循环作用下铝合金阳极氧化膜的开裂行为与机理研究[D]. 北京: 北京化工大学, 2008.
LIU Wei-hua. Studys of anodic films on cracking behavior and mechanism after heating[D]. Beijing: Beijing University of Chemical Technology, 2008.
- [2] 周储伟, 杨卫, 方岱宁. 内聚力界面单元与复合材料的界面损伤分析[J]. 力学学报, 1999, 31(3): 372-376.
ZHOU Chu-wei, YANG Wei, FANG Dai-ning. Cohesive interface element and interfacial damage analysis of composite[J]. Acta mechanica sinica, 1999, 31(3): 372-376.
- [3] PATERMARAKIS G. Aluminium anodising in low acidity sulphate baths: growth mechanism and nanostructure of porous anodic films[J]. Journal of solid state electrochemistry, 2006, 10(4): 211-222.
- [4] 杨雪松. 基于内聚力单元热障涂层体系失效过程有限元模拟分析[D]. 湘潭: 湘潭大学, 2013.

- YANG Xue-song. Finite element analysis of failure process of thermal barrier coating by using cohesive element[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2013.
- [5] LIUAB D, SERAFFONCD M, FLEWITTAE P E J, et al. Effect of substrate curvature on residual stresses and failure modes of an air plasma sprayed thermal barrier coating system[J]. Journal of the european ceramic society, 2013, 33(15-16): 3345-3357.
- [6] PAOLA P, YANICET O. Characterization of residual compressive stresses in layered ceramics by positron annihilation spectroscopy[J]. Journal of the european ceramic society, 2012, 32(2002): 3989-3993.
- [7] 朱丽慧, 胡涛, 彭笑, 等. Al 含量对 TiAlN 涂层结合强度的影响[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(3): 154-158.
ZHU Li-hui, HU Tao, PENG Xiao, et al. Effect of Al content on adhesion strength of TiAlN coatings[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2015, 36(3): 154-158.
- [8] 夏宇锋, 江五贵, 吴志凯. 热载荷下蜂窝铝基 Al_2O_3 涂层材料的残余应力和失效分析[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(6): 193-197.
XIA Yu-feng, JIANG Wu-gui, WU Zhi-kai. Analysis of residual stresses and failure of aluminum honeycomb with Al_2O_3 coating under thermal loads[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2016, 37(6): 193-197.
- [9] JIANG W G, ZHONG R Z, QIN Q H, et al. Homogenized finite element analysis on effective elastoplastic mechanical behaviors of composite with imperfect interfaces[J]. International journal of molecular sciences, 2014, 15: 23389-23407.
- [10] 吴志凯, 江五贵, 郑隆. 界面对双向纤维增强复合材料力学性能的影响[J]. 复合材料学报, 2017, 34(1): 217-223.
WU Zhi-kai, JIANG Wu-gui, ZHENG Long. Interfacial effect on mechanical behaviors of bidirectional-fiber-reinforced composites[J]. Acta materiae compositae sinica, 2017, 34(1): 217-223.
- [11] DUGDALE D. Yielding of steel sheets containing slits[J]. Journal of mechanics and physics of solids, 1960, 8(2): 100-108.
- [12] BARENBLATT G. The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture[J]. Advanced in applied mechanics, 1962, 7: 55-125.
- [13] HILLERBORG A, MODEER M, PETERSSON P. Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements[J]. Cement concret, 1976, 6: 773-782.
- [14] NGUYEN O, REPETTO E A, ORTIZ R A, et al. A cohesive model of fatigue crack growth[J]. International journal of fracture, 2001, 110(4): 351-369.
- [15] JING J P, GAO F, JOHNSON J, et al. Simulation of dynamic fracture along solder-pad interfaces using a cohesive zone model[J]. Engineering failure analysis, 2009, 16(5): 1579-1586.
- [16] GEUBELLE P H, BAYLOR J S. Impact-induced delamination of composites: a 2D simulation[J]. Composites part B: Engineering, 1998, 29(5): 589-602.
- [17] XIE C G, TONG W. Cracking and decohesion of a thin Al_2O_3 film on a ductile Al-5%Mg substrate[J]. Acta materialia, 2005, 53(14): 477-485.
- [18] LI X N, LIANG L H, XIE J J. Thickness-dependent fracture characteristics of ceramic coatings bonded on the alloy substrates[J]. Surface & coatings technology, 2014, 258: 1039-1047.
- [19] 左焕然. 6061 铝合金薄板高硬度硬质阳极氧化膜的制备[D]. 成都: 西华大学, 2009.
ZUO Huan-ran. Prepare of high hardness anodize oxidation film on 6061 aluminum alloy sheet[D]. Chengdu: Xihua University, 2009.
- [20] 师昌绪, 江东亮, 李龙土. 中国材料工程大典第八卷[M]. 北京: 化学工业出版社, 2005: 30-43.
SHI Chang-xu, JIANG Dong-liang, LI Long-tu. The eighth volume of china materials engineering[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 30-43.
- [21] TSUI Y C, CLYNE T W. An analytical model for predicting residual stresses in progressively deposited coatings part 2: Cylindrical geometry[J]. Thin solid films, 1997, 306(1): 34-51.
- [22] ZHU W, YANG L, GUO J W, et al. Numerical study on interaction of surface cracking and interfacial delamination in thermal barrier coatings under tension[J]. Applied surface science, 2014, 315: 292-298.
- [23] 华佳捷, 张丽鹏, 刘紫薇, 等. 热障涂层失效机理研究进展[J]. 无机材料学报, 2012, 27(7): 680-686.
HUA Jia-jie, ZHANG Li-peng, LIU Zi-wei, et al. Progress of research on the failure mechanism of thermal barrier coatings[J]. Journal of inorganic materials, 2012, 27(7): 680-686.