

疲劳载荷下单向陶瓷基复合材料界面摩擦力识别^{*}

韩 笑^{1,2}, 高希光^{1,2}, 史 剑³, 宋迎东^{1,2,4}, 张 盛^{1,2}, 于国强^{1,2}

- (1. 南京航空航天大学 能源与动力学院 航空发动机热环境与热结构工业和信息化部重点实验室, 江苏 南京 210016;
2. 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, 江苏 南京 210016;
3. 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610000;
4. 南京航空航天大学 机械结构力学及控制国家重点实验室, 江苏 南京 210016)

摘 要: 为了确定疲劳加载过程中不同循环数下界面摩擦力的大小, 对单向陶瓷基复合材料(CMCs)的疲劳迟滞行为进行了研究, 提出了单向CMCs疲劳载荷下界面摩擦力识别方法。基于剪滞模型, 确定了疲劳峰值和谷值应力下纤维应力分布。并基于数形结合的方法推导了迟滞环割线模量的理论值与界面摩擦力之间的函数关系。将迟滞环割线模量的实验值与理论值进行比较, 识别了不同循环数下界面摩擦力的大小。结果表明, 在前1000个循环内, 界面摩擦力从9.89MPa减小为5.28MPa, 并在随后的循环内近似不变, 说明疲劳过程中界面磨损主要发生在前1000个循环内。此外, 本文识别的界面摩擦力大小符合文献中CMCs的典型值(0.2~25MPa), 且识别出的界面摩擦力随循环数变化规律与Evans经典界面摩擦力退化公式一致, 说明基于本文方法的界面摩擦力识别结果是可信的。

关键词: 单向陶瓷基复合材料; 疲劳载荷; 界面摩擦力; 数形结合; 参数识别

中图分类号: TB332 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4055 (2021) 12-2847-09

DOI: 10.13675/j.cnki. tjjs. 200150

Identification of Interface Shear Stress of Unidirectional Ceramic Matrix Composites under Fatigue Loading

HAN Xiao^{1,2}, GAO Xi-guang^{1,2}, SHI Jian³, SONG Ying-dong^{1,2,4}, ZHANG Sheng^{1,2}, YU Guo-qiang^{1,2}

- (1. Key Laboratory of Aero-Engine Thermal Environment and Structure, Ministry of Industry and Information Technology, College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;
2. Jiangsu Province Key Laboratory of Aerospace Power System, College of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;
3. AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610000, China;
4. State Key Laboratory of Mechanics and Control Mechanical Structures, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: In order to determinate the interfacial shear stress corresponding to different cycles under fatigue loading, the fatigue hysteresis behavior of unidirectional ceramic matrix composites (UD-CMCs) was studied, and identification method of interfacial shear stress of UD-CMCs under fatigue loading was proposed. The fiber stress under maximum and minimum fatigue stress was determined based on the shear-lag model. The relation-

^{*} 收稿日期: 2020-03-20; 修订日期: 2020-07-20。

基金项目: 江苏省研究生科研与实践创新计划(KYCX19_0184)。

作者简介: 韩 笑, 博士生, 研究领域为陶瓷基复合材料。

通讯作者: 高希光, 博士, 教授, 研究领域为陶瓷基复合材料。

引用格式: 韩 笑, 高希光, 史 剑, 等. 疲劳载荷下单向陶瓷基复合材料界面摩擦力识别[J]. 推进技术, 2021, 42(12): 2847-2855. (HAN Xiao, GAO Xi-guang, SHI Jian, et al. Identification of Interface Shear Stress of Unidirectional Ceramic Matrix Composites under Fatigue Loading[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2021, 42(12): 2847-2855.)

ship between the secant modulus of hysteresis loop and interfacial shear stress was established with the method of symbolic-graphic combination. By comparing the theoretical values of secant modulus of hysteresis loop with the experimental results, the interfacial shear stress under different cycles was estimated. The results show that the interface shear stress diminishes rapidly from 9.89MPa to 5.28MPa within the first 1000 cycles, and reaches an approximate stable value in subsequent cycles, which shows that the interface wear mainly occurs within the first 1000 cycles. In addition, the interfacial shear stress identified in this paper accords with the typical value of CMCs referred to the literatures (0.5~20MPa), and the variation of interfacial shear stress with the number of cycles is consistent with Evans' classical interfacial shear degradation formula, which shows that the identified results of interfacial shear stress under different cycles by the present method are reliable.

Key words: Unidirectional ceramic matrix composites; Fatigue loading; Interface shear stress; Symbolic-graphic combination; Parameters identification

1 引 言

高推重比和低耗油率是航空发动机发展过程中不断追求的目标。而提高推重比的方法是采用更轻的材料,以及提高涡轮前进口温度,这无疑对发动机热端部件的材料提出了更高的要求。推重比由 2~3 提高到 10 以上,涡轮前进口温度从 873℃ 提高到 1700℃ 以上,而现有高温合金材料最高使用温度为 1100℃,已经无法满足要求,因此,新材料的研发刻不容缓。陶瓷基复合材料(CMCs)由于其高比强度、高比模量、耐高温等特点,成为新一代航空发动机热端部件的重要优选材料^[1-2]。CMCs 的应用,可以提高发动机的推重比,简化热端部件的冷却系统,延长发动机的寿命^[3-4]。目前,西方国家已将 CMCs 应用到现役发动机上:美国第四代战机 F22 的 F119 发动机和法国阵风战斗机 M88 发动机使用了 CMCs 尾喷管调节片^[5],CFM 公司在下一代先进民用发动机上验证了 CMCs 涡轮外环静子件,并将其应用于为我国民用大飞机 C919 研制的 LEAP-1C 发动机上。

疲劳载荷是 CMCs 结构实际服役环境下的重要载荷形式之一。在初始加载中,当加载应力大于初始基体开裂应力,基体开裂、界面脱粘和滑移发生^[6]。在随后的卸载和重新加载过程中,纤维/基体界面发生滑移和磨损,界面性能下降,界面摩擦力减小。界面性能下降是 CMCs 疲劳失效的重要机制之一^[7-8]。因此,正确识别疲劳加载过程中不同循环数下的界面摩擦力是很有必要的。

目前,CMCs 界面摩擦力测量方法主要有直接法和间接法。直接法又称实验法,主要包含纤维推入、纤维拔出等^[9-12]。该方法对试件制备和试验设备要求较高,且无法适用于高温环境下。此外,为了获得

CMCs 界面摩擦力随循环数的变化规律,需要对经历不同循环数后的材料进行试验,试验量较大,且不同试件之间存在分散性,试验规律难以获得。间接法主要是基于 CMCs 加卸载曲线的迟滞特征,结合细观模型对界面摩擦力进行识别,主要有基于迟滞环面积和迟滞环割线模量两种方法。然而在上百万循环的疲劳试验中,每个循环采集的数据点个数有限,加上实际得到的迟滞环通常不标准,因此,迟滞环面积的计算存在误差^[13-15]。而基于迟滞环割线模量的方法^[16],目前只给出了初始加载时界面摩擦力的识别过程,且基于界面磨损模型的界面参数识别方法只能适用于界面部分脱粘的情况,无法适用于界面完全脱粘的情况,因此,其对 CMCs 疲劳载荷下界面摩擦力识别存在一定的局限性。

剪滞模型^[17]是 CMCs 力学行为模拟领域的重要模型之一。基于剪滞模型可建立单向 CMCs 宏观力学行为与细观参数之间的关系。因此,本文以剪滞模型为基础,改进了基于迟滞环割线模量的识别方法,建立了疲劳过程中迟滞环割线模量与界面摩擦力的函数关系,并将迟滞环割线模量的实验结果带入函数关系,实现了不同循环数下界面摩擦力的识别,为 CMCs 疲劳过程中界面磨损机制研究以及疲劳行为研究提供了重要的基础。

2 实验和理论

2.1 疲劳加载

本文采用的单向 C/SiC 材料由沈阳金属所提供,通过 CVI 工艺制备而成。采用水切割技术对 C/SiC 材料进行加工,得到疲劳试验试件,如图 1 所示。疲劳试验在 MTS 试验机上进行,实验过程如图 2 所示。疲劳过程中,采用试验机自带的力传感器测量力载荷,采用电子引伸计(YYU-5/25,标距段长度为 25mm)测

量应变。疲劳峰值应力为 120MPa,疲劳谷值应力为 6MPa,加载频率为 5Hz,疲劳循环次数为 1×10^5 。

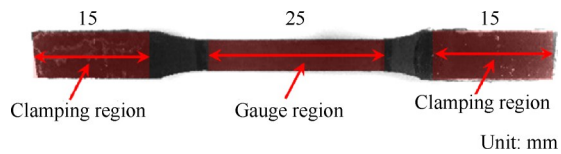


Fig. 1 Specimen of unidirectional CMCs(UD-CMCs) of C/SiC

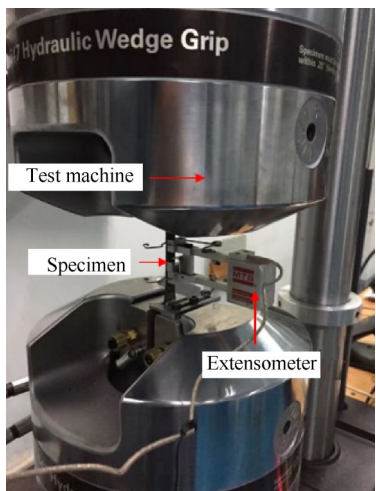


Fig. 2 Equipment of fatigue test of UD-C/SiC

2.2 基体裂纹观察

CMCs 小复合材料是一种带基体纤维束材料,如图 3(a)所示。单向 CMCs 可看成多根小复合材料组合而成。因此,可对 CMCs 小复合材料开展裂纹观察试验,获得其在疲劳峰值载荷下的平均基体裂纹间距,并将其等效为单向 CMCs 的平均基体裂纹间距。用于裂纹观察的小复合材料试件如图 3(b)所示,将其装夹在图 4 所示的加载装置上,并将加载装置放置在显微镜下,摇动手柄对试件施加载荷,直至疲劳峰值应力。通过显微镜统计基体裂纹个数,并计算平均基体裂纹间距。

2.3 疲劳迟滞理论

在 CMCs 初始疲劳加载过程中,当加载应力大于



Fig. 3 Mini-composites of C/SiC

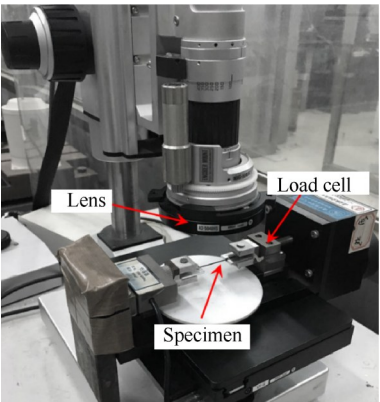


Fig. 4 Equipment for matrix crack detection

基体开裂应力,基体开裂、界面脱粘和滑移等细观损伤发生。在随后的疲劳循环过程中,纤维/基体界面发生相对滑移,界面不断磨损,界面摩擦力逐渐减小。以疲劳峰值应力下平均基体裂纹间距一半长度的材料为研究对象,如图 5 所示。基于剪滞模型,纤维/基体之间的界面区域可以分为滑移区(脱粘区)和粘结区。疲劳卸载过程中,界面发生反向滑移,反向滑移长度随卸载应力的减小不断增加,当反向滑移长度达到界面脱粘尖端时,界面完全滑移,否则界面部分滑移。在随后的加载过程中,界面产生新的正向滑移区,正向滑移长度随加载应力的增加而增加,当新产生的界面滑移长度达到半裂纹间距时,界面完全脱粘,否则,界面部分脱粘。基于上述讨论,在拉-拉疲劳加卸载过程中,界面状态可以分为以下三种情况:界面部分脱粘部分滑移、界面完全脱粘部分滑移、界面完全脱粘完全滑移。对于本文采用的经典剪滞模型,不会出现界面部分脱粘完全滑移的状态。下面对疲劳加卸载过程中不同界面状态进行讨论,建立疲劳迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的函数关系。迟滞环割线模量定义为:一个加卸载迟滞环中,最大最小加卸载应力差值与最大最小应变差值的比值。

2.3.1 界面部分脱粘部分滑移(Case 1)

如果疲劳峰值应力与平均基体裂纹间距之间满足公式(1)所示的关系,则界面状态为部分脱粘部分

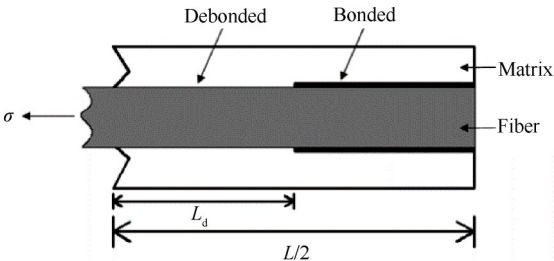


Fig. 5 Schematic diagram of shear lag model

滑移。此时,疲劳峰值应力下,界面脱粘长度 L_1 小于平均基体裂纹间距的一半,而疲劳谷值应力下,最大反向滑移长度 $y_{\max}$ 也小于界面脱粘长度。疲劳峰值、谷值应力下,滑移区分布示意图如图 6 所示,纤维应力分布如图 7 所示。

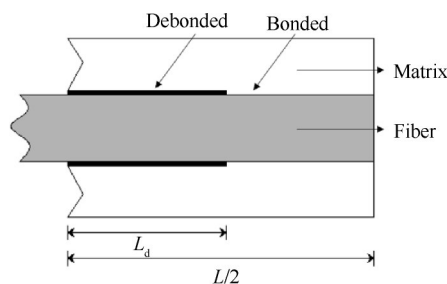
$$L_1 = \frac{\sigma_{\max}/v_f - \sigma_{f0_max}}{\tan\theta} \leq \frac{L}{2} \quad (1)$$

式中 L 为平均基体裂纹间距, σ_{f0_max} 表示疲劳峰值应力下粘结区纤维受力,其表达式为 $\sigma_{f0_max} = \frac{E_f}{E_c} \sigma_{\max} + \sigma_{f_th}$, $\sigma_{\max}$ 为疲劳峰值应力, E_c 为复合材料等效弹性模量, E_f 为纤维弹性模量, σ_{f_th} 为纤维热残余应力, $\tan\theta$ 表达式为 $\frac{2\tau_i}{r_f}$, τ_i 为界面摩擦力, r_f 为纤维

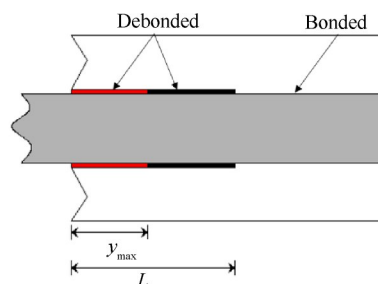
半径。图 7 中 A_1C_1 的表达式为 $\frac{\sigma_{\max}}{v_f} - \sigma_{f0_max}$ 。

CMCs 应变可等效为纤维应变,则疲劳峰值应力下 CMCs 应变为

$$\varepsilon_{\max} = \int_0^{\frac{L}{2}} \frac{\sigma_f dx}{E_f \frac{L}{2}} + \varepsilon_{f_th} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} \left(\int_0^{\frac{L}{2}} (\sigma_f - \sigma_{f0_max}) dx + \int_0^{\frac{L}{2}} \sigma_{f0_max} dx \right) + \varepsilon_{f_th} \quad (2)$$

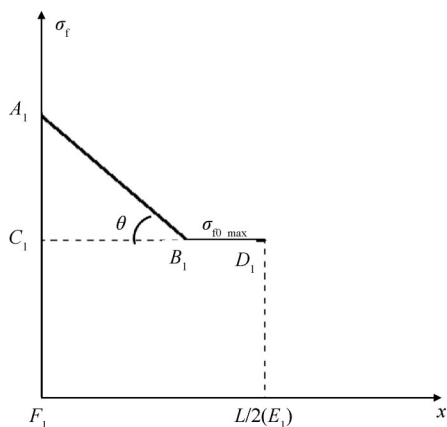


(a) Under maximum fatigue stress

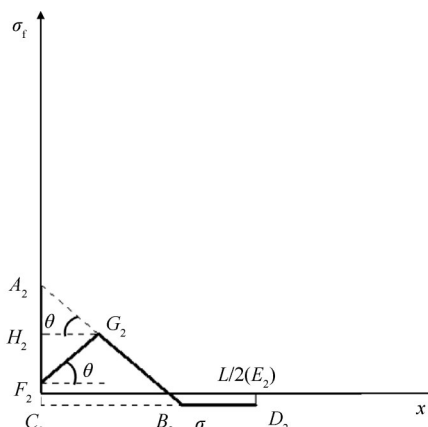


(b) Under minimum fatigue stress

Fig. 6 Schematic diagram of shear-lag model when interface partially debonding and partially slipping



(a) Under maximum fatigue stress



(b) Under minimum fatigue stress

Fig. 7 Fiber stress distribution of UD-CMCs when interface partially debonding and partially slipping

式中 ε_{f_th} 为纤维热残余应变。式(2)可进一步等效为如下所示的形式

$$\varepsilon_{\max} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} \int_0^{\frac{L}{2}} (\sigma_f - \sigma_{f0_max}) dx + \frac{\sigma_{f0_max}}{E_f} + \varepsilon_{f_th} \quad (3)$$

式中 $\int_0^{\frac{L}{2}} (\sigma_f - \sigma_{f0_max}) dx$ 可表示为图 7(a) 中三角

形 $\triangle A_1B_1C_1$ 的面积 $S_{\triangle A_1B_1C_1}$, $\frac{\sigma_{f0_max}}{E_f} + \varepsilon_{f_th}$ 表示材料的弹性应变,可表示为 $\frac{\sigma_{\max}}{E_c}$ 。则疲劳峰值应力下材料应变可以表示为

$$\varepsilon_{\max} = \frac{S_{\triangle A_1B_1C_1}}{E_f \frac{L}{2}} + \frac{\sigma_{\max}}{E_c} \quad (4)$$

疲劳谷值应力下材料的应力分布如图 7(b) 所示,此时材料应变为

$$\varepsilon_{\min} = \int_0^{\frac{L}{2}} \frac{\sigma_f dx}{E_f \frac{L}{2}} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} \left(\int_0^{\frac{L}{2}} (\sigma_f - \sigma_{f0_min}) dx + \int_0^{\frac{L}{2}} \sigma_{f0_min} dx \right) + \varepsilon_{f_th} \quad (5)$$

式中 σ_{f0_min} 为疲劳谷值应力下粘结区纤维受力,

表达式为 $\sigma_{f0_min} = \frac{E_f}{E_c} \sigma_{min} + \sigma_{f_th}$, σ_{min} 为疲劳谷值应力

力, $\int_0^L (\sigma_f - \sigma_{f0_min}) dx$ 可用面积表示为

$$S_{\square F_2 G_2 B_2 C_2} = S_{\triangle A_2 B_2 C_2} - S_{\triangle A_2 G_2 F_2} \quad (6)$$

则疲劳谷值应力下材料应变可表示为

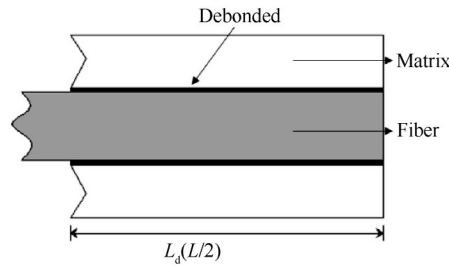
$$\varepsilon_{min} = \frac{S_{\triangle A_2 B_2 C_2} - S_{\triangle A_2 G_2 F_2}}{E_f \frac{L}{2}} + \frac{\sigma_{min}}{E_c} \quad (7)$$

式中 $S_{\triangle A_1 B_1 C_1} = S_{\triangle A_2 B_2 C_2}$, $S_{\triangle A_2 G_2 F_2} = \frac{A_2 F_2^2}{4 \tan \theta}$, $A_2 F_2 = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) C_1$, $C_1 = \frac{1}{v_f} - \frac{E_f}{E_c}$ 。因此, 当界面状态为部分脱粘部分滑移时, 迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的关系可表示为

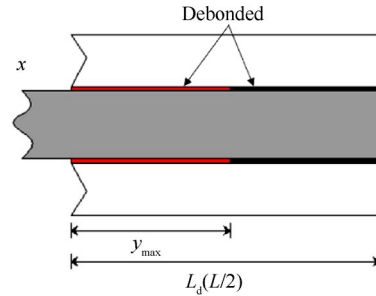
$$k_h = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) / (\varepsilon_{max} - \varepsilon_{min}) = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) / \left(\frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{E_c} + \frac{S_{\triangle A_2 G_2 F_2}}{E_f \frac{L}{2}} \right) \quad (8)$$

2.3.2 界面完全脱粘部分滑移 (Case 2)

如果疲劳峰值应力、疲劳谷值应力与平均基体裂纹间距之间满足公式(9)所示的关系, 则界面状态为完全脱粘部分滑移



(a) Under maximum fatigue stress



(b) Under minimum fatigue stress

Fig. 8 Schematic diagram of shear-lag model when interface completely debonding and partially slipping

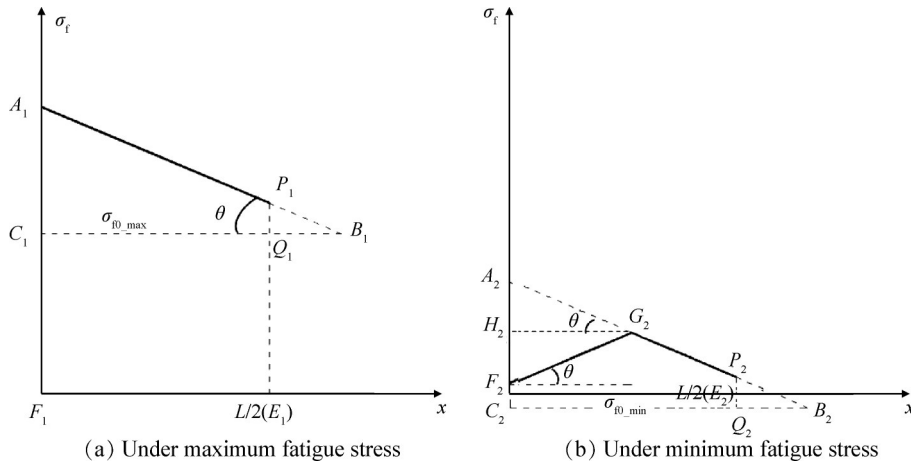


Fig. 9 Fiber stress distribution of UD-CMCs when interface completely debonding and partially slipping

$$\begin{cases} L_1 = \frac{\sigma_{max}/v_f - \sigma_{f0_max}}{\tan \theta} \geq \frac{L}{2} \\ L_2 = \frac{(\sigma_{max} - \sigma_{min}) C_1}{2 \tan \theta} < \frac{L}{2} \end{cases} \quad (9)$$

此时, 疲劳峰值应力下, 界面脱粘长度达到平均基体裂纹间距的一半, 而疲劳谷值应力下, 最大反向滑移长度小于界面脱粘长度。疲劳峰值、疲劳应力下滑移区分布示意图8所示, 纤维应力分布如图9所示。

疲劳峰值、谷值应力下材料应变分别为

$$\varepsilon_{max} = \int_0^L \frac{\sigma_f dx}{E_f \frac{L}{2}} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} (S_{\triangle A_1 B_1 C_1} - S_{\triangle P_1 B_1 Q_1}) + \frac{\sigma_{max}}{E_c} \quad (10)$$

$$\varepsilon_{min} = \int_0^L \frac{\sigma_f dx}{E_f \frac{L}{2}} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} (S_{\triangle A_2 B_2 C_2} - S_{\triangle P_2 B_2 Q_2} - S_{\triangle A_2 G_2 F_2}) + \frac{\sigma_{min}}{E_c} \quad (11)$$

式中 $S_{\triangle P_1 B_1 Q_1} = S_{\triangle P_2 B_2 Q_2}$, $S_{\triangle A_1 G_1 F_1} = S_{\triangle A_2 G_2 F_2}$ 。因此, 当界面状态为完全脱粘部分滑移时, 迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的关系与公式(8)一样。

2.3.3 界面完全脱粘完全滑移 (Case 3)

如果疲劳峰值应力、疲劳谷值应力与平均基体裂纹间距之间满足公式(12)所示的关系, 则界面状态

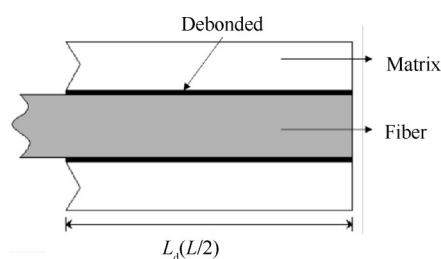
态为完全脱粘完全滑移。

$$\begin{cases} L_1 = \frac{\sigma_{\max}/v_f - \sigma_{f0_max}}{\tan\theta} \geq \frac{L}{2} \\ L_2 = \frac{(\sigma_{\max} - \sigma_{\min})C_1}{2\tan\theta} \geq \frac{L}{2} \end{cases} \quad (12)$$

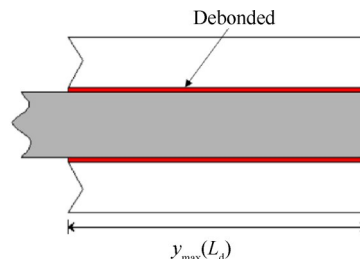
此时,疲劳峰值应力下,脱粘长度达到平均基体裂纹间距的一半,而疲劳谷值应力下,最大反向滑移长度大于等于界面脱粘长度。疲劳峰值、谷值应力下,滑移区分布示意图如图 10 所示,纤维应力分布如图 11 所示。

疲劳峰值应力下材料应变与界面完全脱粘部分滑移时相同。疲劳谷值应力下材料的应变为

$$\varepsilon_{\min} = \int_0^{\frac{L}{2}} \frac{\sigma_f dx}{E_f \frac{L}{2}} = \frac{1}{E_f \frac{L}{2}} (S_{\Delta A_2 B_2 C_2} - S_{\Delta P_2 B_2 Q_2} - S_{\square A_2 P_2 R_2 F_2}) + \frac{\sigma_{\min}}{E_c} \quad (13)$$

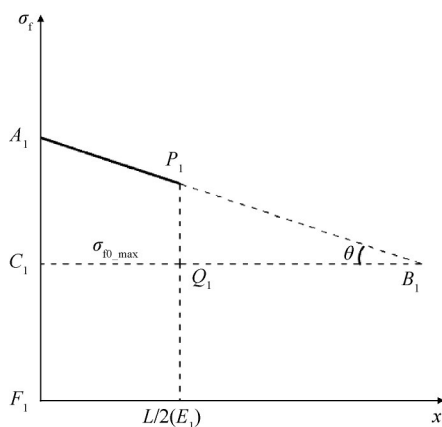


(a) Under maximum fatigue stress

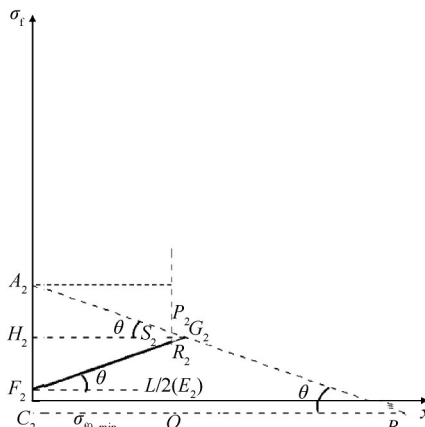


(b) Under minimum fatigue stress

Fig. 10 Schematic diagram of shear-lag model when interface completely debonding and completely slipping



(a) Under maximum fatigue stress



(b) Under minimum fatigue stress

Fig. 11 Fiber stress distribution of UD-CMCs when interface completely debonding and completely slipping

Table 1 Micromechanical parameters of UD-CMCs of C/SiC

Material properties	Value	Material properties	Value
Modulus of fiber E_f/GPa	133	Modulus of matrix E_m/GPa	98
Fiber volume fraction v_f	0.2	Fiber radius $r_f/\mu\text{m}$	3.5
Average matrix crack space $L/\mu\text{m}$	1300	Temperature difference $\Delta T/^\circ\text{C}$	-1000
Thermal expansion coefficient of matrix $\alpha_m/^\circ\text{C}$	4.6×10^{-6}	Thermal expansion coefficient of fiber α_f	-3.8×10^{-7}

式中 $S_{\square A_2 P_2 R_2 F_2} = A_2 F_2 \frac{L}{2} - \frac{L^2}{4} \tan\theta$ 。因此,当界面状态为完全脱粘完全滑移时,迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的关系可表示为

$$k_h = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/(\varepsilon_{\max} - \varepsilon_{\min}) = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{E_c} + \frac{S_{\square A_2 P_2 R_2 F_2}}{E_f \frac{L}{2}}) \quad (14)$$

基于上述讨论,建立了疲劳加卸载过程中迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的函数关系。

3 结果与讨论

3.1 单向 CMCs 基本材料参数

疲劳峰值应力下小复合材料平均基体裂纹间距为 $L=1.3\text{mm}$,将其等效为单向 CMCs 的平均基体裂纹间距。单向 C/SiC 其余细观力学参数见表 1 所示。小复合材料基体裂纹示意图如图 12 所示。

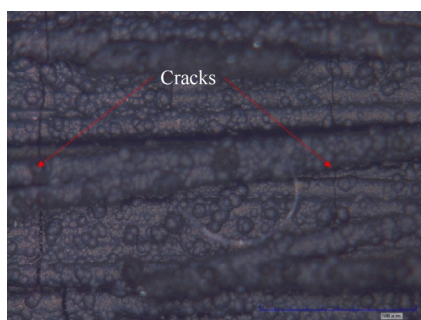


Fig. 12 Representative image of matrix cracks

3.2 迟滞环割线模量随界面摩擦力变化规律

在界面摩擦力变化范围为0.01~50MPa内,将表1中单向CMCs细观材料参数带入迟滞环割线模量的理论表达式(8)和(14)中,得到迟滞环割线模量随界面摩擦力的变化曲线,如图13所示。从中可以发现,三种界面状态均会出现,且随着界面剪应力的增加,不同界面状态出现的顺序依次为:界面完全脱粘完全滑移(Case 3)、界面完全脱粘部分滑移(Case 2)、界面部分脱粘部分滑移(Case 1)。不同界面状态交接处界面摩擦力大小分别为0.60MPa和2.64MPa,对应的迟滞环割线模量分别是42.2GPa和78.72GPa。

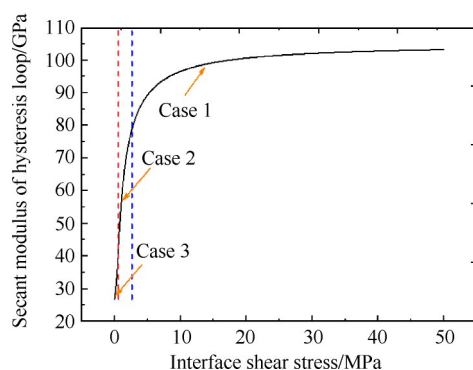


Fig. 13 Curve of secant modulus of hysteresis loop versus interface shear stress

3.3 界面摩擦力的确定

单向CMCs初始加载和疲劳加卸载循环下典型应力应变曲线如图14所示。从中可以发现,应力应变曲线在初始加载时就出现非线性特征,而没有出现与一般CMCs相同的初始线性段特征。其主要原因是C纤维和SiC基体热膨胀系数相差较大,当C/SiC材料从制备温度(1100℃)降至室温时,材料内部出现较大的热残余应力。C纤维热膨胀系数小,热残余应力为压应力,而SiC基体热膨胀系数大,热残余应力为拉应力。较大的热残余应力导致基体产生很多微裂纹,即C/SiC材料在没有受载前,材料内部已经产

生了大量的损伤,从而导致材料初始拉伸时,拉伸曲线就表现出明显的非线性特征。

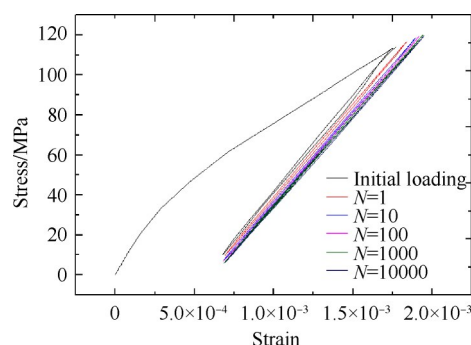


Fig. 14 Initial tensile curve and fatigue hysteresis loops corresponding to different cycles of UD-C/SiC

从不同循环数对应的迟滞回线可以发现,随着循环数增加,迟滞环逐渐向右移动,且迟滞环斜率也逐渐减小。提取不同循环数下迟滞曲线的最高点、最低点对应的应力和应变,计算迟滞环割线斜率,则该计算值即为不同循环数下迟滞环割线模量的实验值。图15(a)为迟滞环割线模量实验值随循环数变化曲线图,从中可以发现,迟滞环割线斜率在前1000个循环变数内迅速减小,且在随后的循环内,界面迟滞环割线模量趋于稳定。

将表1中的材料参数带入迟滞环割线模量的理论表达式,并将迟滞环割线模量的实验值与理论表达式进行比较,识别不同循环数下的界面摩擦力,识别结果如图15(b)所示。从中可以发现,本文识别的界面摩擦力为5.26~9.89MPa,符合此种材料的典型值(0.2~25MPa^[14,18]),说明本文的识别结果具有一定的可信度。此外,从图15(b)中还可以发现,界面摩擦力在前1000个循环内从9.89MPa迅速减小到5.28MPa,并在随后的循环内保持稳定。且界面摩擦力减小的主要原因是纤维/基体界面磨损^[19-21]。因此,可以认为纤维/基体界面磨损主要发生在前1000个循环内,与文献[14]描述的结果一致。

此外,采用Evans提出的经典界面摩擦力退化公式(公式(15))对本文识别的界面摩擦力进行进一步的检验

$$\tau_i(N) = \tau_{i0} + (\tau_{imin} - \tau_{i0})(1 - \exp(-\omega N^\lambda)) \quad (15)$$

式中 $\tau_i(N)$, τ_{i0} , τ_{imin} 分别为不同循环数下的界面摩擦力、初始和最终界面摩擦力。式(15)可以进一步转换为如下所示的形式

$$\ln(-\ln(1 - \frac{\tau_{i0} - \tau_i(N)}{\tau_{i0} - \tau_{imin}})) = \ln\omega + \lambda \ln N \quad (16)$$

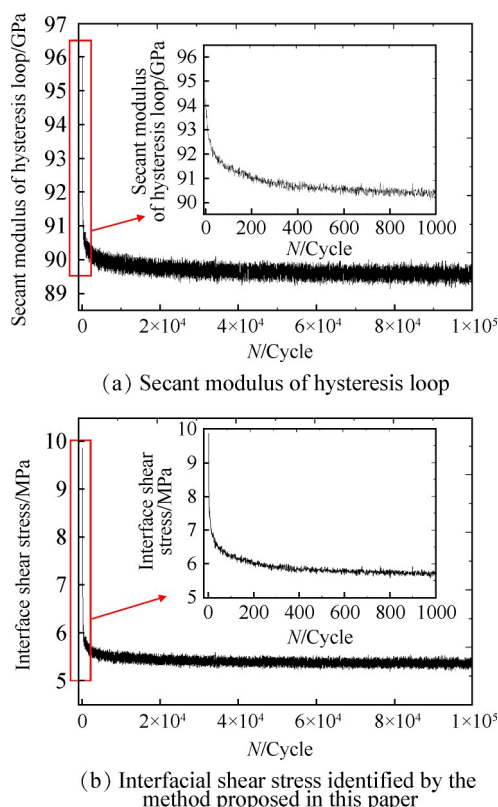


Fig. 15 Secant modulus and interfacial shear stress of hysteresis loop corresponding to different cycles of UD-C/SiC

将本文识别的界面摩擦力结果带入公式(16),并对其进行线性拟合,得到参数 ω 和 λ 的数值分别为1.1863和0.1137。将其带入公式(15),得到界面摩擦力随循环数变化曲线,如图16所示。从中可以发现,虽然在前几个循环内,本文识别的界面摩擦力与Evans经典公式计算结果存在一些差别,但是在 1×10^5 次循环内,两者的数值大小以及随循环数的变化趋势是一致的,进一步说明本文识别的界面摩擦力结果是可信的。

为了进一步验证本文识别方法的优越性,采用基于迟滞环面积法的界面摩擦力识别方法对不同循环数下的CMCs界面摩擦力进行识别。不同循环数下的迟滞环面积如图16所示,基于迟滞环面积法识别的界面摩擦力识别结果如图16所示。从中可以发现,对于本文的材料参数和载荷大小,基于迟滞环面积法识别的界面摩擦力为100~260MPa,不符合文献中CMCs界面摩擦力的典型取值。此外,随着循环数增加,基于面积法识别的界面摩擦力先增加后减小,与疲劳过程中界面磨损导致界面摩擦力随循环数单调减小的情况不符合^[21]。因此,可以认为基于面积法的界面摩擦力识别结果不可信,进而可以认为基于本文方法的界面摩擦力识别结果优于基于面积法的识别结果。

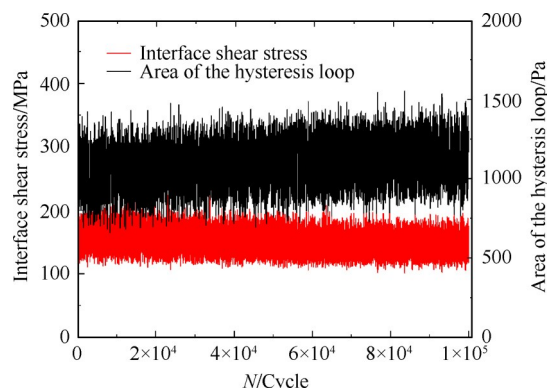


Fig. 16 Area of hysteresis loop and interface shear stress corresponding to different cycles of UD-C/SiC

4 结 论

界面磨损是CMCs疲劳加载过程中主要的细观损伤机制。为了识别不同循环数下的界面摩擦力,本文提出了基于迟滞环割线模量的界面参数识别方法,并得出以下结论:

(1)基于剪滞模型,考虑了CMCs疲劳过程中的基体开裂、界面脱粘和滑移、界面磨损等细观损伤机制,得到了疲劳峰值应力和疲劳谷值应力下纤维应力分布。并基于数形结合方法,推导了迟滞环割线模量与界面摩擦力之间的函数关系。

(2)将迟滞环割线模量的实验值和理论值进行比较,识别出不同循环数下的界面摩擦力。结果表明,在前1000个循环内,界面摩擦力从9.89MPa减小为5.28MPa,并在随后的循环保持稳定,说明界面磨损主要发生在前1000个循环内。

(3)基于本文方法识别的界面摩擦力大小符合文献中CMCs界面摩擦力的典型取值(0.2~25MPa),且识别出的界面摩擦力随循环数的变化规律与Evans经典界面摩擦力退化公式一致,说明基于本文方法的界面摩擦力识别结果具有一定的可信度。

致 谢:感谢江苏省研究生科研与实践创新计划的资助。

参考文献

- [1] 李志永, 郑日恒, 李立翰, 等. 冲压发动机C/SiC喷管承压失效研究[J]. 推进技术, 2013, 34(4): 545-550. (LI Zhi-yong, ZHENG Ri-heng, LI Li-han, et al. Investigation on Pressure Failure of C/SiC Nozzle in Ramjet [J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2013, 34(4): 545-550.)
- [2] 张 杰, 魏 鑫, 郑力铭, 等. C/SiC复合材料在空气中的氧化烧蚀[J]. 推进技术, 2008, 29(4): 488-493.

- (ZHANG Jie, WEI Xin, ZHENG Li-ming, et al. Oxidation and Ablation of C/SiC Composites in Air[J]. *Journal of Propulsion Technology*, 2008, 29(4): 488-493.)
- [3] Sun Z, Shao H, Chen X, et al. Analysis of Residual Performance of UD-CMC in Oxidation Atmosphere Based on a Notch-Like Oxidation Model [J]. *Applied Composite Materials*, 2016, 23(5): 1079-1098.
- [4] 邹世钦, 张长瑞, 周新贵, 等. 连续纤维增强陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用[J]. *航空发动机*, 2005, 31(3): 55-58.
- [5] 刘巧沐, 黄顺洲, 刘 佳, 等. 高温材料研究进展及其在航空发动机上的应用[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2014, 27(4): 51-56.
- [6] Chateau C, Gélébart L, Bornert M, et al. Modeling of Damage in Unidirectional Ceramic Matrix Composites and Multi-Scale Experimental Validation on Third Generation SiC/SiC Minicomposites[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2014, 63: 298-319.
- [7] Rouby D, Reynaud P. Fatigue Behaviour Related to Interface Modification during Load Cycling in Ceramic-Matrix Fibre Composites[J]. *Composites Science and Technology*, 1993, 48(1-4): 109-118.
- [8] Yanhua C, Zhifei S. An Investigation of Interfacial Fatigue in Fiber Reinforced Composites[J]. *Applied Composite Materials*, 2005, 12(5): 265-276.
- [9] Sahin M, Çetinarslan C S, Akata H E. Effect of Surface Roughness on Shear Coefficients during Upsetting Processes for Different Materials[J]. *Materials and Design*, 2007, 28(2): 633-640.
- [10] Kuntz M, Grathwohl G. Advanced Evaluation of Push-in Data for the Assessment of Fiber Reinforced Ceramic Matrix Composites [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2001, 3(6): 371-379.
- [11] Chandra N, Ghonem H. Interfacial Mechanics of Push-out Tests: Theory and Experiments[J]. *Composites Part A: Applied Science & Manufacturing*, 2001, 32(3-4): 575-584.
- [12] Solti J P, Mall S, Robertson D D. Modeling Damage in Unidirectional Ceramic-Matrix Composites [J]. *Composites Science and Technology*, 1995, 54(1): 55-66.
- [13] Fantozzi G, Reynaud P. Mechanical Hysteresis in Ceramic Matrix Composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 521(10): 18-23.
- [14] Li L, Song Y, Sun Y. Estimate Interface Shear Stress of Unidirectional C/SiC Ceramic Matrix Composites from Hysteresis Loops [J]. *Applied Composite Materials*, 2013, 20(4): 693-707.
- [15] Li L, Song Y. Estimate Interface Shear Coefficient of Ceramic Matrix Composites from Hysteresis Loops [J]. *Journal of Composite Materials*, 2011, 45(9): 989-1006.
- [16] Han X, Gao X, Song Y. Parameters Identification of Interface Shear Model for Ceramic Matrix Composites Based on Stress-Strain Response[J]. *Applied Composite Materials*, 2018, 25(5): 1057-1073.
- [17] Zhang S, Gao X, Chen J, et al. Strength Model of the Matrix Element in SiC/SiC Composites[J]. *Materials and Design*, 2016, 101: 66-71.
- [18] 李龙彪. 长纤维增强陶瓷基复合材料疲劳损伤模型与寿命预测[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2010.
- [19] Evans A G, Zok F W, Mcmeeking R M. Fatigue of Ceramic Matrix Composites[J]. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 1995, 43(3): 859-875.
- [20] Reynaud P. Cyclic Fatigue of Ceramic-Matrix Composites at Ambient and Elevated Temperatures [J]. *Composites Science and Technology*, 1996, 56(7): 809-814.
- [21] Li L, Song Y. Estimate Interface Shear Stress of Woven Ceramic Matrix Composites from Hysteresis Loops [J]. *Applied Composite Materials*, 2013, 20(6): 993-1005.

(编辑:梅 瑛)