引用格式：陈晓文，李鑫鑫，杨明军，等.SiC_f/TC17复合材料三点弯曲疲劳裂纹扩展与断裂特征[J].材料工程，2026，54(7)：307-315.
CHEN Xiaowen，LI Xinxin，YANG Mingjun，et al.Fatigue crack propagation and fracture characteristics of SiC_f/TC17 composites under three-point bending[J].Journal of Materials Engineering，2026，54(7)：307-315.

SiC_f/TC17复合材料三点弯曲疲劳裂纹扩展与断裂特征

陈晓文[1,2]，李鑫鑫[3]，杨明军[1]，钟世林[2]，周文龙[3*]
（1 大连理工大学 能源与动力学院，辽宁 大连 116024；2 中国航发四川燃气涡轮研究院，成都 610500；
3 大连理工大学 材料科学与工程学院，辽宁 大连 116024）

摘要：长纤维增强钛基复合材料断裂过程中的纤维桥接、裂纹偏转及界面脱粘等问题是行业关注的重点之一。本工作针对SiC_f/TC17复合材料，研究其在三点弯曲疲劳下的裂纹扩展行为、断裂特征及纤维桥接效应。结果表明：SiC_f/TC17复合材料在不同应力比条件下的疲劳裂纹扩展曲线形态存在较大差异。当应力比R较大时，裂纹在扩展一段距离后出现止裂现象。不同应力比条件下，裂纹扩展速率的变化趋势不同：R=0.1时，扩展速率整体呈不断增大趋势；R=0.3时，扩展速率的变化量逐渐减小；R=0.5时，扩展速率整体呈不断下降趋势。材料疲劳断裂断口形貌呈现高低不平的特征，由许多不同形态的断裂小平面组成，相邻小平面之间存在明显的参差高低差；断口中大量纤维呈拔出态，且在裂纹扩展过程中纤维表现为不同的断裂方式。在材料疲劳断裂过程中，裂纹绕过纤维时发生一定程度的偏转；纤维/基体界面的脱粘区沿纤维方向有很长的纵向延伸，桥接纤维出现二次断裂现象；纤维/界面的脱粘发生在基体与C涂层之间的界面。

关键词：钛基复合材料；SiC纤维；疲劳裂纹扩展；断裂
doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2024.000567　**CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2024.000567
中图分类号：TB331　**文献标识码**：A　**文章编号**：1001-4381(2026)07-0307-09

Fatigue crack propagation and fracture characteristics of SiC_f/TC17 composites under three-point bending

CHEN Xiaowen[1,2]，LI Xinxin[3]，YANG Mingjun[1]，ZHONG Shilin[2]，ZHOU Wenlong[3*]
（1 School of Energy and Power Engineering，Dalian University of Technology，Dalian 116024，Liaoning，China；
2 AECC Sichuan Gas Turbine Establishment，Chengdu 610500，China；
3 School of Materials Science and Engineering，Dalian University of Technology，Dalian 116024，Liaoning，China）

Abstract：The issues of fiber bridging，crack deflection，and interfacial debonding during the fracture process of long fiber reinforced titanium matrix composites are one of the key concerns in the industry. In this work，the crack propagation behavior，fracture characteristics，and fiber bridging effect of SiC_f/TC17 composites under three-point bending fatigue are investigated. The results show that the fatigue crack propagation curve morphology of SiC_f/TC17 composites varies significantly under different stress ratios. When the stress ratio R is high，crack arrest occurs after the crack propagates for a certain distance. The trend of crack propagation rate varies under different stress ratios：at R=0.1，the overall propagation rate shows a continuous increasing trend；at R=0.3，the change in propagation rate tends to gradually decrease；at R=0.5，the propagation rate exhibits an overall continuous decreasing trend. The fatigue fracture surface morphology of the material is characterized by an uneven feature，consisting of many different shapes of fracture small planes，with obvious uneven height differences between adjacent small planes. A large number of fibers are in a pulled-out state on the fracture surface，and the fibers exhibit different failure modes during crack propagation. During the fatigue fracture process of materials，the crack deflects to a

certain extent when bypassing the fibers. The debonding zone at the fiber/matrix interface extends longitudinally along the fibers, and bridging fibers show secondary fracture. The fiber/matrix debonding occurs at the interface between the matrix and the C coating.

Key words: titanium matrix composites; SiC fiber; fatigue crack propagation; fracture

连续纤维增强钛基复合材料(titanium matrix composites,TMCs)是一种很有发展潜力的航空航天材料,室温及高温条件下的高比刚度和强度显示其作为高性能燃气涡轮发动机结构材料的前景。TMCs在交变载荷服役过程中,裂纹萌生与扩展导致的结构件断裂失效是重要问题之一[1-5]。TMCs显著的各向异性与非均质形态,使其疲劳裂纹扩展行为变得非常复杂[6-7],探究其应力场强度因子范围与裂纹扩展速率之间的关系规律备受关注。连续纤维增强钛基复合材料的疲劳裂纹扩展主要分为两个阶段:裂纹扩展减速阶段、裂纹扩展加速阶段。其裂纹扩展速率随温度的升高而降低,加载频率的降低导致疲劳裂纹扩展速率减小。温度和加载频率对复合材料中基体的穿晶断裂模式影响不大,但纤维的平均拔出长度与温度和加载频率有关[8-9]。当疲劳裂纹前端遇到纤维时,裂纹在纤维与基体界面处发生偏转并引起界面脱粘,随后绕过纤维继续在基体中扩展,从而产生纤维桥接效应。此时,纤维分担了基体中的部分载荷,有利于提高复合材料的抗疲劳性能[10-11]。SiC纤维增强钛基复合材料疲劳裂纹扩展有别于均质金属材料,其失效形式为纤维断裂、基体开裂和纤维/基体界面分离等多种形式。SiC_f/钛基复合材料存在疲劳裂纹止裂现象,当疲劳裂纹尖端扩展至纤维时,由于纤维的阻碍作用,裂纹停止扩展[12]。从裂纹止裂到灾难性破坏转变主要由桥接纤维的损伤主导,桥接纤维中的应力受外部因素影响[13-14]。一些研究者还利用有限元法模拟计算纤维增强钛基复合材料的疲劳断裂过程,建立了多种数值模型,分析复合材料中纤维的应力演化[15],模拟任意固定疲劳裂纹尺寸下纤维的损伤过程[16],预测复合材料的疲劳裂纹萌生寿命、基体裂纹扩展速率及归一化基体裂纹密度和残余刚度的演变[17-18]。

纤维增强钛基复合材料构件在服役环境下的受力情况复杂,目前针对TMCs疲劳裂纹扩展与断裂行为的研究尚不系统,基于此,本工作以SiC_f/TC17复合材料为实验材料,利用三点弯曲疲劳裂纹扩展实验,研究TMCs的疲劳裂纹扩展行为及断裂特征,探讨疲劳载荷应力比、纤维体积分数等因素对复合材料疲劳裂纹扩展行为的影响。利用SEM和EDS对复合材料微观组织、断口形貌、裂纹扩展路径、纤维桥接效应等进行分析与表征,揭示纤维桥接效应在疲劳裂纹扩展过程中的作用机制。

1 实验材料与方法

实验所用SiC_f/TC17复合材料三点弯曲疲劳裂纹扩展试样由中国航发北京航空材料研究院钛合金研究所提供。该材料采用磁控溅射先驱丝法制备,所用SiC纤维平均直径为100 μm,其钨芯平均直径为15 μm,纤维表面覆有厚度为3 μm的C涂层。钛基复合材料外层钛合金包套厚度为0.5 mm,采用热等静压成型制备TMCs,工艺参数为:温度930 ℃、压力140 MPa、保温时间120 min。采用80 mm×20 mm×4 mm的三点弯曲疲劳裂纹扩展试样,其中纤维排布方向如图1(a)所示,试样的纤维体积分数分别为38%和44%。三点弯曲疲劳裂纹扩展实验在PLW-100电液伺服疲劳试验机上进行,通过U型夹具夹持在疲劳试验机上(图1(b)),电子引伸计夹持在试样机加工缺口位置记录疲劳裂纹长度。疲劳测试参数:加载频率为10 Hz,正弦波应力谱,应力比R分别为0.1、0.3和0.5,峰值应力σ_{max}为1500 MPa。利用SU5000型场发射扫描电镜观察热等静压后SiC_f/TC17复合材料的微观组织结构,如图2所示。SiC纤维中心为钨芯,纤维排布宏观形态以大致六方分布,纤维周围TC17基体为α+β双相组织,纤维与基体间界面有C涂层(图2(b))。

2 结果与分析

2.1 SiC_f/TC17复合材料三点弯曲疲劳裂纹扩展行为

图3给出了纤维体积分数为38%和44%的SiC_f/TC17复合材料,在不同应力比下三点弯曲疲劳裂纹扩展图。从a-N曲线图可以看出,当应力比R为0.1和0.3时,裂纹扩展一段时间后试样发生断裂失效;当应力比R为0.5时,纤维体积分数为38%和44%的试样均出现裂纹止裂现象。由此可见,SiC_f/TC17复合材料在弯曲载荷作用下,当应力比R较小时,试样经一定循环加载后发生失稳断裂(图3(a-1),(b-1));当应力比R较大时,裂纹在扩展一段距离后出现停止扩展现象(图3(c-1)),即发生了裂纹止裂。在应力比相同的条件下,与纤维体积分数较高的试样相比,纤维体积分数较低的试样要使裂纹扩展相同长度(以引伸计张

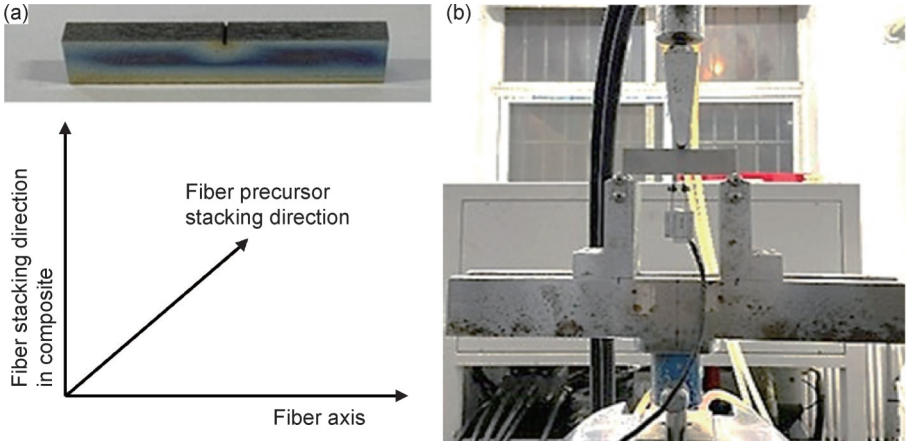


图1　三点弯曲试样及其纤维排布方向(a)与疲劳加载方式(b)

Fig.1　Three point bending specimen and its fiber stacking direction(a) and fatigue loading method(b)

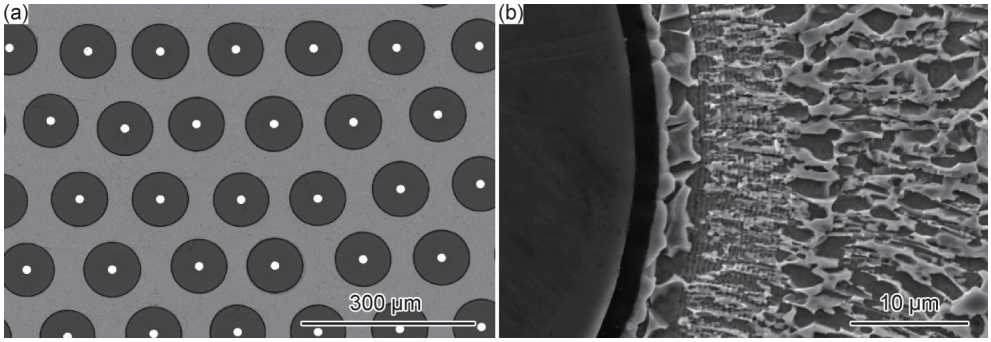


图2　SiC_f/TC17复合材料微观组织SEM形貌

(a)微观组织形貌;(b)纤维/基体的界面

Fig.2　SEM morphologies of microstructure of SiC_f/TC17 composites

(a)microstructure morphology;(b)interface between fiber and matrix

开位移表征)需要更多的循环周次。这是因为纤维体积分数较低时,相邻纤维之间的基体间距更大,裂纹在基体中的扩展路径更长,需要经历更多的交变载荷循环,从而消耗更多的循环周次。对比两种纤维体积分数复合材料试样的a-N曲线可以发现,当应力比R较大时,裂纹扩展速率相对较低甚至发生裂纹止裂现象;在相同应力比条件下,裂纹扩展曲线走向基本类似,说明弯曲疲劳载荷的应力比对于裂纹扩展形态具有重要作用。

疲劳裂纹扩展过程可根据疲劳裂纹扩展速率分为三个阶段:第一阶段是疲劳裂纹萌生阶段,此时裂纹扩展速率较低或小于10^{-7} mm/cycle;第二阶段是疲劳裂纹稳定扩展阶段,一般裂纹扩展速率为10^{-6}~10^{-3} mm/cycle;第三阶段是试样瞬断阶段,裂纹扩展速率较高,通常大于10^{-3} mm/cycle。分析三点弯曲疲劳裂纹扩展da/dN-ΔK曲线图(图3(a-2),(b-2),(c-2))可以发现,在三种应力比条件下,复合材料试样裂纹扩展的第一阶段较短,很快进入稳定扩展阶段(第二阶段);在裂纹扩展开始区,扩展速率表现为:较大应力比条件下的初始扩展速率相对较小。在第二阶段的稳定扩展区,裂纹扩展速率表现出较大的波动性,且三种应力比条件下的变化趋势各不相同:当R=0.1时,扩展速率整体呈不断增大趋势;当R=0.3时,扩展速率的变化量逐渐减小;当R=0.5时,扩展速率整体呈不断下降趋势。两种纤维体积分数的复合材料均呈现出类似的变化规律。由此表明,较小应力比的弯曲疲劳载荷使得疲劳裂纹扩展速率不断增大,而较大应力比条件下有利于降低疲劳裂纹扩展速率,甚至在扩展后期发生裂纹止裂现象(图3(c-2))。从da/dN-ΔK曲线图还可以发现,疲劳裂纹扩展速率出现跌宕起伏的现象,特别是在第二阶段表现更为明显,而且应力比越小的裂纹扩展速率曲线跌宕变化幅度越大,这种现象与钛合金疲劳裂纹扩展明显不同[19]。复合材料疲劳裂纹扩展曲线的这种变化形态,主要源于其材料由强度差异较大的纤维与钛合金基体共同组成。当扩展中的裂纹遇到纤维时,促使纤维/基体界面脱粘并发生偏转,随后裂纹绕过纤维继续在基体中扩展,呈现出“纤维桥接”现象。纤维对裂纹形成有效约束,

从而降低了裂纹尖端的驱动力，导致裂纹扩展速率下降。随着裂纹进一步扩展，之后发生桥接的纤维逐渐断裂，其对裂纹前端的约束作用被解除，此时裂纹扩展速率会明显加快。当疲劳载荷的应力比较大时，交变载荷的σ_{max}和σ_{min}相差较小，即ΔK较小，桥接纤维能更好地保持而不易发生断裂，在扩展裂纹的后端会有更多的纤维呈桥接状态，对前端裂纹形成较强的“约束”，导致扩展速率降至极低（图3(c-2)），最终发生止裂现象。

在疲劳裂纹扩展后期的瞬断区，即裂纹扩展速率大于10^{-3} mm/cycle，由图3(a-1)，(a-2)可见，纤维体积分数为44%的试样相较于体积分数为38%的试样，经历更少的循环周次便进入瞬断区。对于纤维体积分数较高的复合材料，裂纹扩展后期路径上存在更多桥接纤维；一旦这些桥接纤维发生断裂，往往引发多个纤维相继断裂，当剩余部分的复合材料无法承受载荷时，试样发生快速裂纹扩展，导致瞬时断裂，即进入瞬断区。

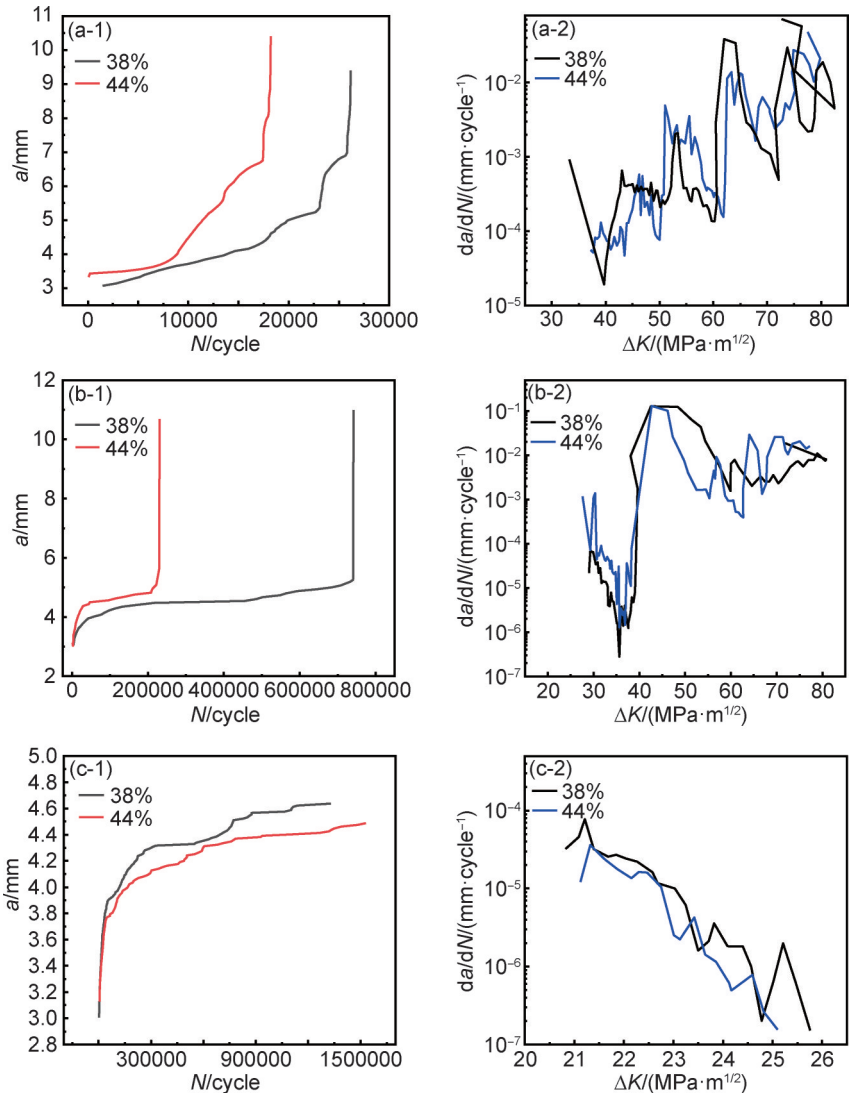


图3 纤维体积分数为38%和44%的SiC_f/TC17复合材料在不同应力比下三点弯曲疲劳裂纹扩展a-N曲线图(1)与da/dN-ΔK曲线图(2)
(a)R=0.1；(b)R=0.3；(c)R=0.5

Fig.3 Three-point bending fatigue crack propagation a-N curves(1) and da/dN-ΔK curves(2) of SiC_f/TC17 composites with fiber volume fractions of 38% and 44% under different stress ratios
(a)R=0.1；(b)R=0.3；(c)R=0.5

2.2 SiC_f/TC17复合材料弯曲疲劳断裂特征

对三点弯曲疲劳裂纹扩展试样的断口进行SEM观察，图4为纤维体积分数38%的SiC_f/TC17复合材料断口微观形貌。由图可见，断口形貌呈现高低不平的特征，由许多不同形态的断裂小平面组成，表明主裂纹在扩展过程中形成了二次裂纹，多条小裂纹交汇形成小平面样貌。部分相邻小平面之间存在明显的参差高低差，进一步证实裂纹扩展过程中发生了裂纹

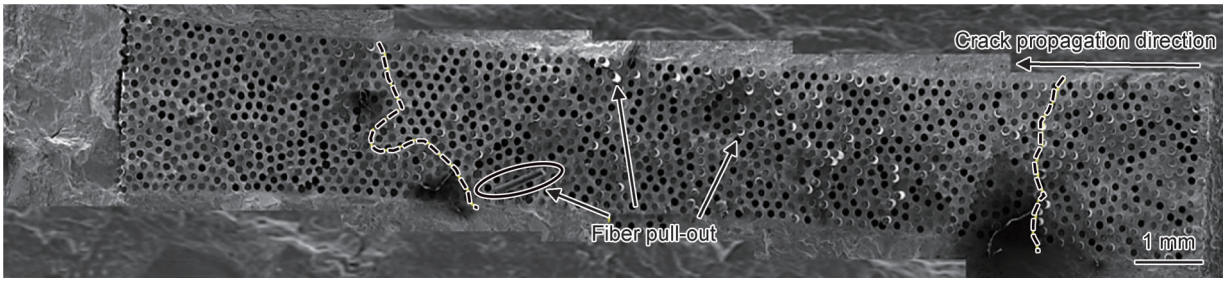


图4　疲劳断裂试样断口显微形貌

Fig.4　Microscopic morphology of fracture surface of fatigue fracture specimen

偏转。断口中存在大量呈拔出态的纤维，有些纤维高出断口平面，有些纤维拔出后留下“纤维孔”，也有部分纤维的断裂面与基体断裂面平齐，表明裂纹扩展过程中纤维表现出不同的断裂方式。这些拔出态的纤维也为纤维/基体界面的脱粘行为提供了佐证。

对疲劳裂纹萌生区与扩展区的显微观察（图5）可知，当从包套区域萌生的裂纹扩展进入复合材料区域时，第一排纤维多呈拔出状态（图5(a)），表明裂纹尖端扩展至纤维时，难以直接引发纤维断裂并穿过纤维，而是优先发生纤维/基体界面脱粘，裂纹绕过纤维后继续向复合材料内部扩展。对扩展区断口的观察显示，部分纤维断面十分光滑（图5(b)），说明纤维在较大拉应力作用下发生脆性断裂，即断裂时并非位于扩展裂纹的最前端。这种脆性断裂特征也为纤维桥接现象提供了间接证据。

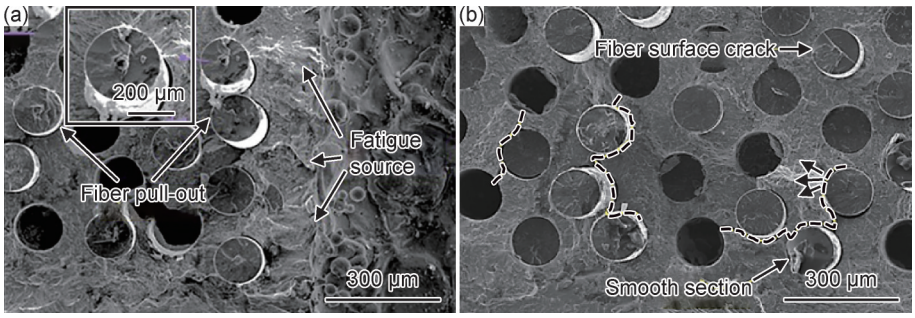


图5　SiC_f/TC17复合材料疲劳源区(a)及裂纹扩展区(b)显微形貌

Fig.5　Microscopic morphologies of fatigue source(a) and crack propagation zones(b) of SiC_f/TC17 composites

针对疲劳断裂断口中纤维的不同断裂情况，对发生纤维断裂的位置采用纵剖切方法，制备纤维剖切面试样，以便探究纤维的断裂特征。图6展示了纤维发生断裂的不同形式。本实验用复合材料中的纤维主要由SiC与钨芯组成。实验观察发现，在疲劳裂纹扩展区域，纤维断裂呈现多种形态：部分纤维断裂面平齐，部分断裂路径呈小角度倾斜；有些纤维在断裂过程中钨芯保持完整，且其两侧的断裂轨迹相同；有些纤维的钨芯发生断裂，其左右两侧断裂路径不同；少数纤维在断裂时出现严重损伤，发生钨芯拔出现象。前人研究中也曾报道过类似现象[17-18]。如图6(a)所示，纤维中的SiC已贯穿断裂，但中心的钨芯保持完好未断。SiC的断裂面平直，近似呈直线，表明SiC裂纹穿越钨芯而钨芯仅发生小幅度弹塑性变形，说明此时纤维承受的应力较小，载荷由其他基体及纤维分担，例如基体疲劳裂纹穿过纤维时附近存在处于桥接态的纤维。然而，SiC裂纹穿过钨芯还存在另一种形式（图6(b)）：SiC的裂纹在遇到钨芯时发生绕行，并在SiC/W界面发生偏转，导致纤维断裂面不平直，呈现偏转台阶式断裂特征。这表明纤维开裂具有渐进性，呈裂纹扩展模式；裂纹前缘的集中应力因钨芯的塑性变形及SiC/W界面开裂而发生重新分布，裂纹绕过钨芯并偏转后继续扩展。在SiC与钨芯同时断裂的纤维中，存在两种情形：一是SiC裂纹直接穿透钨芯，裂纹较为平直，且SiC与钨芯的断裂面共面（图6(c)），说明此类断裂发生时纤维承受较大应力且产生较大形变，例如桥接态纤维发生断裂时；二是纤维开裂面呈破碎状，SiC从边缘由多个微裂纹汇聚扩展（图6(d)），表明纤维处于高应力和大形变状态下发生断裂。纤维的这些不同断裂方式，反映出在疲劳裂纹扩展过程中复合材料断裂行为的复杂性，呈现多种断裂形态。

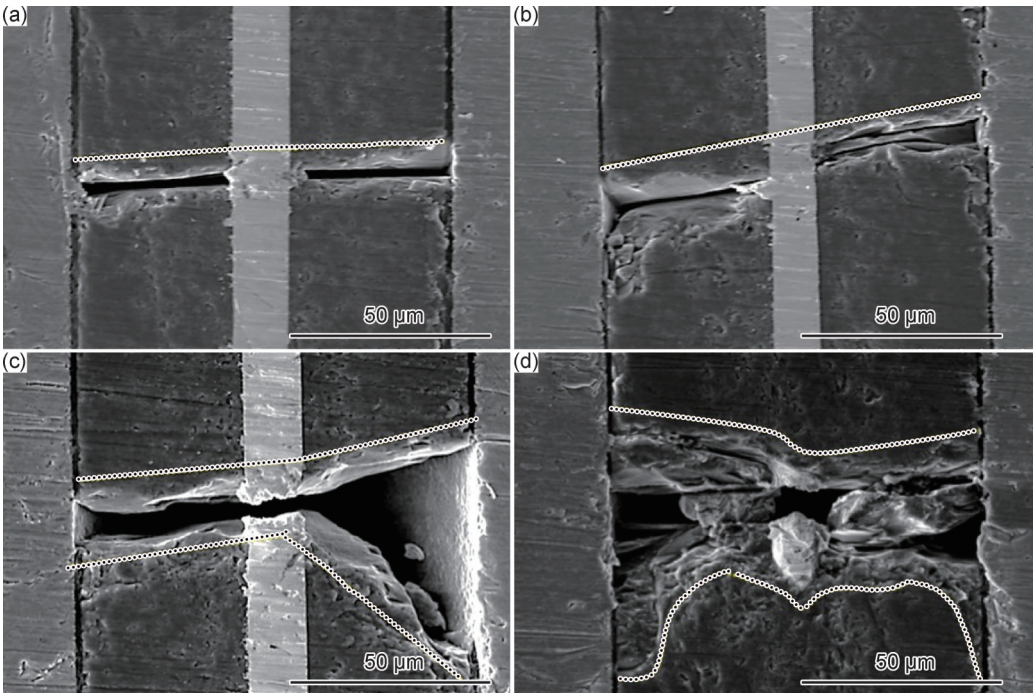


图6 疲劳断裂试样断口中的纤维断裂显微形貌

(a)纤维呈直线断裂;(b)纤维呈不同角度断裂;(c)纤维呈斜线断裂;(d)纤维严重损伤

Fig.6 Microscopic morphologies of fiber fracture in fracture surface of fatigue fracture specimens

(a)fiber with straight fracture;(b)fibers fractured at various angles;(c)fiber with oblique fracture;(d)severe damage of fiber

2.3 SiC_f/TC17复合材料断裂过程中的纤维桥接效应

在弯曲疲劳试样未发生完全断裂前终止疲劳测试,并对试样进行纵向剖切观察,图7为剖切面形貌。由图可见,在机加工缺口处萌生的疲劳裂纹,当扩展穿过包套区域并到达复合材料的第一排纤维时,裂纹沿纤维/基体界面发生偏转,扩展路径改变,绕过第一排纤维后继续扩展。在循环载荷的作用下,随着裂纹进一步扩展,裂纹尖端的应力场强度因子范围不断增大。此时,疲劳裂纹尾迹中的大多数纤维发生断裂,但仍有少数纤维保持未断裂状态。在疲劳裂纹扩展路径的前部,裂纹甚至绕过多排纤维,这些纤维保持未断裂态,并发生多次的裂纹偏转。尽管纤维/基体界面已发生脱粘,但裂纹尾迹中保持完整的纤维仍通过桥接效应对裂纹扩展起到抑制作用[18,20]。

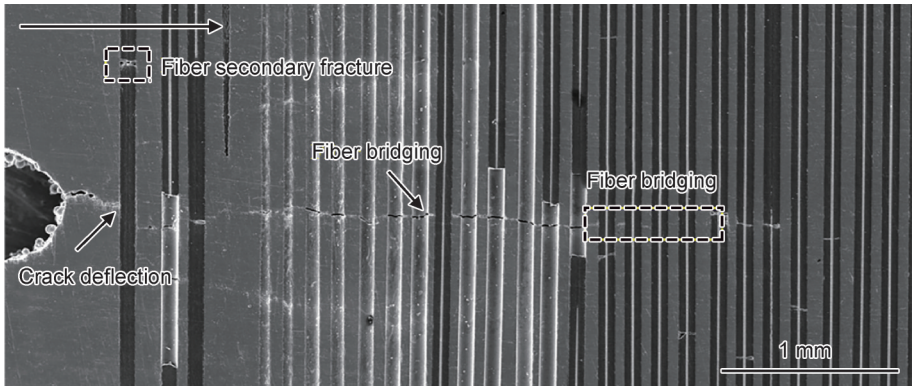


图7 疲劳断裂试样的纵剖面显微形貌

Fig.7 Longitudinal section microstructure of fatigue fracture specimens

为分析疲劳裂纹扩展过程中的纤维桥接行为,采用SEM对裂纹扩展尾迹中的偏转裂纹及桥接纤维区域进行观察,如图8所示。结果显示,在疲劳裂纹起始阶段,即裂纹从包套区进入复合材料并遇到第一排纤维时,图8(a)清晰显示裂纹绕过纤维并发生较大偏转,纤维/基体界面出现脱粘。从图8(b)可见,处于桥接态的纤维基本保持完整,纤维/基体界面存在明显的局部脱粘,与裂纹接触的纤维表面出现损伤,尤其

是“迎接”裂纹尖端的表面损伤更为严重；裂纹在绕过纤维前后并不处于同一平面，而是存在偏离，表明当裂纹绕过桥接纤维时，均会发生一定程度的偏转。对多个桥接纤维的放大观察（图8(c)）发现，部分纤维在非裂纹扩展面上发生断裂，表现为二次断裂现象，且这些纤维的纤维/基体界面脱粘区沿纤维方向有较长的纵向延伸。在疲劳裂纹扩展路径的中部同样观察到纤维的二次断裂现象（图8(d)），且二次断裂位置偏离裂纹扩展路径较远，表明在疲劳裂纹扩展过程中，桥接纤维的界面脱粘存在持续扩展行为，脱粘区域内的纤维处于相对弱约束状态，并在后续裂纹扩展中发生多次断裂。综上所述，纤维桥接的作用机制主要体现在以下两方面：一方面，当裂纹尖端扩展至纤维时，裂纹沿纤维/基体界面发生偏转并引起界面脱粘，从而使裂纹尖端的应力场得到松弛；另一方面，裂纹绕过纤维继续向前扩展，桥接纤维处于拉应力状态，对疲劳裂纹形成张开约束，从而减缓裂纹尖端的应力集中，抑制裂纹的进一步扩展。

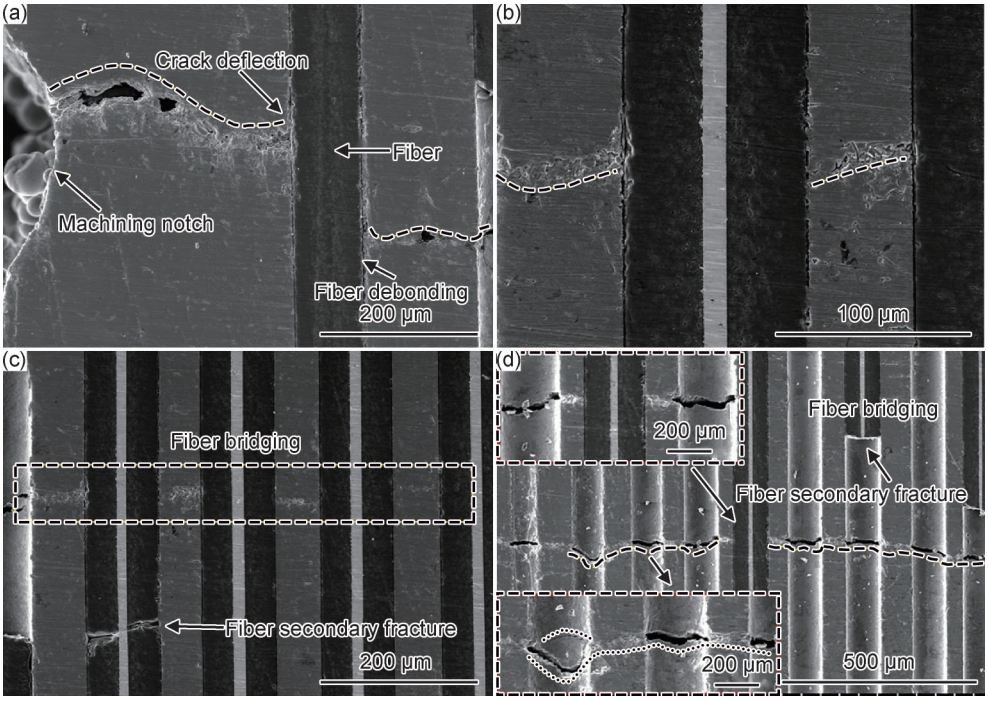


图8　疲劳断裂试样断裂区的纤维桥接区域SEM图

(a)第一排纤维处裂纹偏转；(b)纤维桥接；(c)桥接纤维断裂；(d)裂纹扩展路径上纤维断裂

Fig.8　SEM images of fiber bridging area in fracture zone of fatigue fracture specimen

(a)crack deflection at first row of fibers；(b)fiber bridging；(c)bridging fiber fracture；(d)fiber fracture on crack propagation path

为探究疲劳裂纹绕过纤维时的具体路径，对裂纹区域周围的纤维进行EDS观察，如图9所示。SiC纤维外层覆有化学气相沉积法制备的C涂层，厚度为3 μm，涂层光滑完整、厚度均匀。由元素EDS分析结果可以看出，在纤维/基体界面发生脱粘的区域，Si和Ti元素分布保持完整，C元素的分布呈单一线状，表明纤维界面处的C涂层在界面脱粘后仍保持基本完整。C涂层与基体之间存在元素扩散，反应生成TiC层，层厚约为1 μm[21]。为进一步证实纤维脱粘发生的界面位置，对疲劳裂纹扩展位置试样断口处的拔出纤维进行了SEM观察，并结合EDS分析了纤维表面的元素分布。图10展示了表面较为光滑和表面较为粗糙的两类

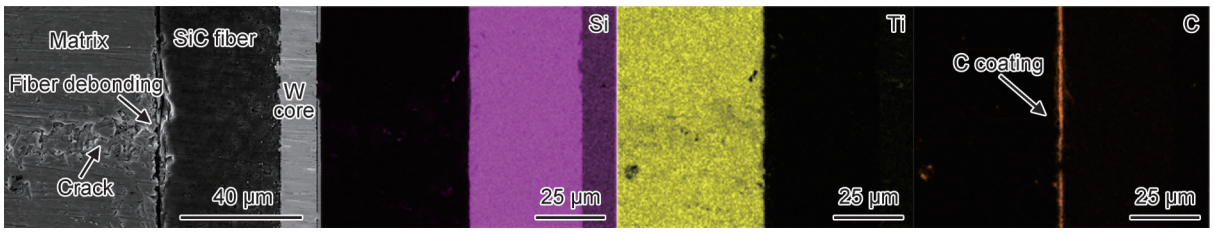


图9　纤维周围裂纹SEM形貌及元素的EDS面分布图

Fig.9　SEM morphology of cracks around fiber and EDS elemental mapping

拔出纤维SEM形貌及其元素面分布情况。表面光滑的纤维，其Si和C元素分布均较为均匀、完整（图10(a)），表明纤维/界面的脱粘发生在基体与C涂层之间的界面处。对于表面粗糙的纤维，Si元素分布基本保持完整，但在纤维断口面附近区域C元素分布极少甚至缺失（靠近基体断裂面处纤维光滑面上的C分布仍然完整），这表明纤维在断裂拔出过程中，其表面的C涂层受到损伤，这种损伤可能是由界面摩擦作用导致的。

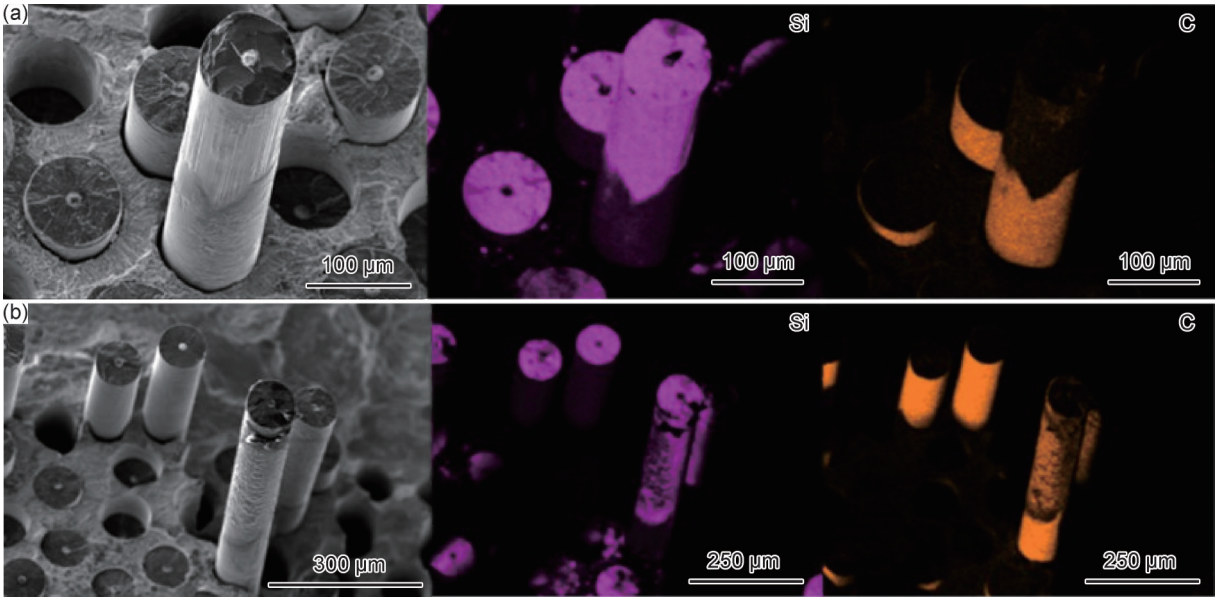


图10 拔出纤维SEM形貌及表面元素EDS面分布图

(a)表面平滑的拔出纤维；(b)表面粗糙的拔出纤维

Fig.10 SEM morphologies and surface EDS elemental mapping of pulled-out fibers

(a)pulled-out fibers with smooth surface；(b)pulled-out fibers with rough surface

3 结论

(1)SiC_f/TC17复合材料在不同应力比条件下的疲劳裂纹扩展曲线形态存在较大差异。当应力比R较大时，裂纹在扩展一段距离后出现止裂现象。不同应力比条件下裂纹扩展速率的变化趋势不同：R=0.1时扩展速率整体呈不断增大趋势；R=0.3时扩展速率变化量逐渐减小；R=0.5时扩展速率整体呈不断下降的趋势，并发生止裂。

(2)SiC_f/TC17复合材料疲劳断裂断口形貌呈现高低不平的特征，由许多不同形态的断裂小平面组成，相邻小平面之间存在明显的参差高低差，断口形貌中大量纤维呈拔出态，在裂纹扩展过程中纤维表现出不同的断裂方式。

(3)SiC_f/TC17复合材料疲劳断裂过程中，裂纹绕过纤维时发生一定程度的偏转。纤维/基体界面的脱粘区沿纤维方向有很长的纵向延伸，桥接纤维出现二次断裂现象。纤维/界面的脱粘发生在基体与C涂层的界面处。

(4)纤维桥接主要存在两方面的作用机制：当裂纹尖端扩展至纤维时，裂纹在纤维/基体界面处发生偏转，引起纤维/基体界面脱粘，裂纹尖端应力场得到松弛；裂纹绕过纤维继续向前扩展，桥接纤维处于拉应力状态，对疲劳裂纹形成张开约束，从而减缓裂纹尖端的应力，抑制裂纹的扩展进程。

参考文献

[1] 王敏涓，黄浩，王宝，等.连续SiC纤维增强钛基复合材料应用及研究进展[J].航空材料学报，2023，43(6)：1-19.
WANG M J，HUANG H，WANG B，et al. Application and research progress of continuous SiC fiber reinforced titanium matrix composite materials[J].Journal of Aeronautical Materials，2023，43(6)：1-19.

[2] 李佩桓，张勇，王涛，等.连续SiC纤维增强金属基复合材料研究进展[J].材料工程，2016，44(8)：121-129.
LI P H，ZHANG Y，WANG T，et al.Research progress on continuous SiC fiber reinforced metal matrix composite[J].Journal of Materials Engineering，2016，44(8)：121-129.

[3] 成小乐，尹君，屈银虎，等.连续碳化硅纤维增强钛基(SiC_f/Ti)复合材料的制备技术及界面特性研究综述[J].材料导报，2018，32(5)：796-807.
CHENG X L，YIN J，QU Y H，et al.A review of the state-of-art preparation techniques and interface characteristics of continuous-silicon-fiber-reinforced titanium matrix (SiC_f/Ti) composites[J].Materials Review，2018，32(5)：796-807.

[4] HUNG Y C, WITHERS P J. Fibre bridging during high temperature fatigue crack growth in Ti/SiC composites[J]. Acta Materialia, 2012, 60(3): 958-971.

[5] 刘世锋, 宋玺, 薛彤, 等. 钛合金及钛基复合材料在航空航天的应用和发展[J]. 航空材料学报, 2020, 40(3): 77-94.
LIU S F, SONG X, XUE T, et al. Application and development of titanium alloy and titanium matrix composites in aerospace field[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2020, 40(3): 77-94.

[6] YASMIN A, BOWEN P. Effects of defect geometry on fatigue crack growth behavior of cross-ply Ti-6Al-4V/SCS-6 metal matrix composites[J]. Acta Materialia, 2004, 52(9): 2691-2700.

[7] KRAABEL D L, SANDERS B P, MALL S. Tension-compression fatigue behavior of a unidirectional titanium-matrix composite at elevated temperature [J]. Composites Science and Technology, 1997, 57(1): 99-117.

[8] ZHENG D, GHONEM H. Fatigue crack growth of SM-1240/TIMETAL-21S metal matrix composites at elevated temperatures [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1995, 26(9): 2469-2478.

[9] BEKTAŞ N B, SAYMAN O. Elasto-plastic stress analysis in simply supported thermoplastic laminated plates under thermal loads [J]. Composites Science and Technology, 2001, 61(12): 1695-1701.

[10] 张弛, 周文龙, 王敏涓, 等. SiC_f/TC17复合材料的疲劳断裂机理研究[J]. 材料科学与工艺, 2025, 33(4): 14-21.
ZHANG C, ZHOU W L, WANG M J, et al. Study on fatigue fracture mechanism of SiC_f/TC17 composites[J]. Materials Science and Technology, 2025, 33(4): 14-21.

[11] KANT T, SWAMINATHAN K. Estimation of transverse/interlaminar stresses in laminated composites: a selective review and survey of current developments[J]. Composite Structures, 2000, 49(1): 65-75.

[12] 王海丽, 杨延清, 冯广海, 等. SiC纤维增强钛基复合材料的疲劳裂纹扩展速率[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(4): 635-639.
WANG H L, YANG Y Q, FENG G H, et al. Fatigue crack growth rate in SiC fiber reinforced titanium matrix composites[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(4): 635-639.

[13] TALREJA R. Assessment of the fundamentals of failure theories for composite materials[J]. Composites Science and Technology, 2014, 105: 190-201.

[14] LIU J, BOWEN P. Fatigue crack growth in a Tiβ21s/SCS-6 composite[J]. Acta Materialia, 2002, 50(17): 4205-4218.

[15] TAMIN M N, GHONEM H. Fatigue damage mechanisms of bridging fibers in titanium metal matrix composites[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2000, 122(4): 370-375.

[16] XIA Z H, CURTIN W A. Life prediction of titanium MMCs under low-cycle fatigue[J]. Acta Materialia, 2001, 49(9): 1633-1646.

[17] WANG Y C, HUANG Z M. Analytical micromechanics models for elastoplastic behavior of long fibrous composites: a critical review and comparative study[J]. Materials, 2018, 11(10): 1919.

[18] HER Y C, WANG P C, YANG J M. Fatigue crack initiation and multiplication of unnotched titanium matrix composites [J]. Acta Materialia, 1998, 46(18): 6645-6659.

[19] 王欢, 辛社伟, 郭萍, 等. 一种高强钛合金疲劳裂纹扩展行为[J]. 航空材料学报, 2024, 44(2): 176-183.
WANG H, XIN S W, GUO P, et al. Fatigue crack propagation behavior of high strength titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2024, 44(2): 176-183.

[20] COX B N, MARSHALL D B. Crack bridging in the fatigue of fibrous composites[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1991, 14(8): 847-861.

[21] 张弛. SiC_f/TC17复合材料的断裂行为及断裂机理研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2024.
ZHANG C. Study on fracture behavior and fracture mechanism of SiC_f/TC17 composites[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2024.

基金项目: 国家科技重大专项(HT-J2019-Ⅵ-0007-0121)
收稿日期: 2024-08-12; **录用日期**: 2024-10-29
通讯作者: 周文龙(1965—), 男, 教授, 博士, 研究方向为纤维增强金属基复合材料, 联系地址: 辽宁省大连市甘井子区凌工路2号大连理工大学材料科学与工程学院(116024), E-mail: wlzhou@dlut.edu.cn

(本文责编: 寇凤梅)