● 设计·工艺

SiC_f/TC17复合材料拉弯疲劳裂纹的扩展与断裂特征

李鑫鑫[1] 周文龙[1] 王敏涓[2] 付雪松[1] 陈国清[1] 黄 浩[2*]
（1. 大连理工大学材料科学与工程学院， 大连 116024；
2. 北京航空材料研究院钛合金研究所， 北京 100095）

摘要：采用磁控溅射先驱丝法制备SiC_f/TC17复合材料，在室温条件下对SiC_f/TC17复合材料在拉弯载荷下的疲劳裂纹扩展行为进行了研究，探究不同应力比及疲劳载荷应力幅值、不同纤维体积分数、不同起始裂纹位置对SiC_f/TC17复合材料的抗疲劳裂纹扩展性能的影响，并采用扫描电子显微镜对疲劳破坏断口进行观察和分析。结果表明，紧凑型（CT）疲劳裂纹扩展试样在疲劳裂纹扩展过程中易发生纵向劈裂现象，纤维体积分数的增加导致试样抗疲劳裂纹扩展能力增强，应力比越大裂纹偏转越急剧，纤维桥接效果越弱，载荷变化对纵向破坏模式几乎没有影响，起始裂纹位于包套区域时试样更容易发生纵向破坏。断口观察表明，纵向破坏模式下疲劳裂纹沿纤维/基体界面扩展，在裂纹扩展过程中复合材料发生纤维断裂、纤维拔出、纤维/基体界面脱粘、基体塑性变形等多种失效形式。

关键词：钛基复合材料；SiC纤维；疲劳裂纹；纵向劈裂
中图分类号：TB333；V257 **文献标识码：**A

Tensile Flexural Fatigue Crack Propagation and Fracture Characteristics of SiC_f/TC17 Composites

Li Xinxin[1] Zhou Wenlong[1] Wang Minjuan[2] Fu Xuesong[1] Chen Guoqing[1] Huang Hao[2*]
(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024;
2. Titanium Alloy Institute, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

Abstract: SiC_f/TC17 composites were prepared by magnetron sputtering pioneer wire method, and the fatigue crack propagation behavior of SiC_f/TC17 composites under tensile bending load was studied at room temperature, and the effects of different stress ratios, fatigue load stress amplitudes, different fiber volume fractions, and different initial crack locations on the fatigue crack propagation performance of SiC_f/TC17 composites were explored, and the fatigue failure fractures were observed and analyzed by scanning electron microscopy. The results show that the compact (CT) fatigue crack propagation specimen is prone to longitudinal splitting during the fatigue crack propagation process, and the increase of fiber volume fraction leads to the enhancement of the anti-fatigue crack propagation ability of the specimen, the larger the stress ratio, the sharper the crack deflection, the weaker the fiber bridging effect, the load change has almost no effect on the longitudinal failure mode, and the specimen is more prone to longitudinal failure when the initial crack is located in the jacketed area. The fracture observation shows that the fatigue crack propagates along the fiber/matrix interface in the longitudinal failure mode, and the composite material undergoes various failure modes such as fiber breakage, fiber pull-out, fiber/matrix interface debonding, and matrix plastic deformation during the

基金项目：国家科技重大专项（HT-J20**-V1-00**-0121）。
收稿日期：2024-04-30

crack propagation process.

Key words：titanium matrix composites；SiC fibers；fatigue cracks；longitudinal splitting

1 引言

由于航空航天系统用材性能的要求不断提高，技术的进步也增加了对高刚度高强度轻质材料的需求。与传统的高温合金和铝化物相比，碳化硅纤维增强钛基复合材料（TMCs）在环境温度和中等高温下都具有高比强度、比刚度和优异的耐腐蚀性，具有出色的抗疲劳性能，因此被广泛应用于制作航空航天发动机等零部件，如叶片环、机翼、轴、连杆、壳体[1-4]。TMCs 在实际应用之前，必须充分表征其运行过程中的变形和破坏机制，然而，由于制作的复杂性及较高的成本，航空零部件不可能完全由其制成。因此，部件更有可能被选择性地加固，如叶片环的周向采用纤维加固[5]，这种结构在使用过程中受到复杂应力场的影响，因此，研究钛基复合材料在复杂应力水平下的疲劳裂纹扩展行为显得格外重要。王海丽[6]对 SiC 纤维增强钛基复合材料疲劳裂纹扩展速率进行了研究，结果表明，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。微观断口观察表明，基体在疲劳裂纹稳定扩展区出现明显的疲劳辉纹，复合材料的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。Liu Jun 和 Bowen[7]对 Tiβ21s/SCS-6 复合材料的室温抗疲劳裂纹扩展性能进行了实验表征和理论分析，重点研究了从裂纹止裂到灾难性破坏的转变，强调初始裂纹长度、试样宽度、加载条件等外在因素对这种转变的影响。结果表明，复合材料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的影响，如试样的几何形状和加载结构。Xia Zhenhai 和 Curtin[8]建立了一个预测裂纹扩展和纤维断裂的耦合数值模型，并将其应用于预测 SiC 纤维增强钛基复合材料的低周疲劳寿命，利用裂纹尖端应力强度因子建立了矩阵裂纹扩展速率的 Paris-law 模型，利用纤维中的局部应力分布作为有效的“外加”载荷，模拟了任意固定疲劳裂纹尺寸下纤维的损伤过程，该模型表明，疲劳寿命取决于复合材料的实际尺寸，并且对初始纤维损伤非常敏感。Her Yungchiun 和 Yang Jennming[9]对不同基体和界面性能的无缺口 SCS-6 碳化硅纤维增强钛基复合材料的疲劳裂纹萌生和增殖进行了实验和分析研究，建立了综合分析模型，预测了复合材料的疲劳裂纹萌生寿命、基体裂纹扩展速率以及归一化基体裂纹密度和残余刚度的演变。结果表明，TMCs 中疲劳基体裂纹的萌生和增殖受界面反应层厚度的控制。在相同应力作用下，界面反应层较厚的复合材料比界面反应层较薄的复合材料具有较短的基体裂纹萌生寿命和较多的基体裂纹萌生数量。

从疲劳破坏过程看，材料的疲劳寿命主要由裂纹的萌生寿命及稳态扩展寿命两个阶段决定，目前关于 TMCs 在复杂应力下的疲劳裂纹扩展行为的报道较少，有待深入研究。本研究采用磁控溅射先驱丝法制备 TMCs，在疲劳试验机上对不同应力比、不同纤维体积分数、不同载荷及不同预制裂纹长度下 TMCs 的疲劳裂纹扩展性能进行测试，利用扫描电镜观察断口并分析，为 TMCs 的优化制备以及整体叶环结构-制造一体化设计提供指导依据。

2 试验方法

本文采用磁控溅射先驱丝法制备 SiC 纤维增强 TC17 复合材料，整体纤维平均直径为 100 μm，内部钨芯平均直径为 15 μm，钨芯外为厚度 3 μm 的 C 涂层。复合材料外层包套厚度为 0.5 mm，采用热等静压成型制备试验所需 TMCs，热等静压工艺参数为 930 ℃、140 MPa、120 min。经机加工得到尺寸为 30 mm×31 mm×3 mm 的 CT 型疲劳裂纹扩展试样（图 1a），纤维方向垂直于试样缺口。试样通过 U 型夹具夹持在疲劳试验机上（图 1b），电子引伸计夹持在试样机加工缺口位置来记录疲劳裂纹长度。

a CT型疲劳裂纹扩展试样　　b 疲劳加载过程示意图

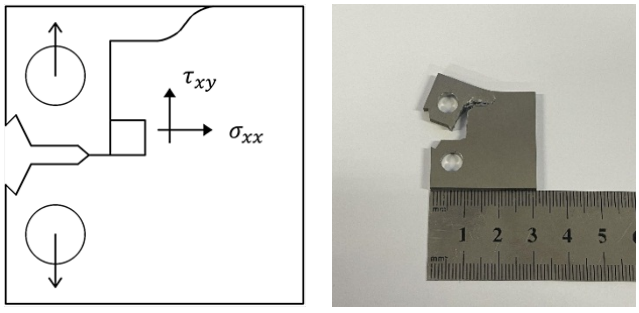
图 1 CT 型疲劳裂纹扩展试样及疲劳加载过程示意图

室温疲劳裂纹扩展试验在 PLW-100 微机控制电液伺服疲劳试验机上进行。试验采用两种体积分数的 TMCs，体积分数分别为 38% 和 44%。疲劳试验参数为：加载频率为 5 Hz，正弦波应力谱，金属材料疲劳裂纹扩展试验方法中应力比 R 一般设置为 0.1～0.8，本试验中应力比 R 取 0.1、0.3 和 0.5。SiC_f/TC17 复合材料在室温下的屈服强度为 1 600 MPa，根据预先尝试性试验结果，当疲劳载荷峰值应力为 450 MPa 时，裂纹直接沿纵向开裂，不能预制出明显的沿缺口延长线方向裂纹，故试验过程中峰值应力 σ_{max} 取 240 MPa、293 MPa 和 399 MPa。采用 SU5000 型场发射扫描电子显微镜，工作电压为 15 kV，观察分析疲劳断裂后试样的断口显微形貌。

3　结果与分析

3.1　拉弯载荷作用下的疲劳裂纹扩展路径

对于 CT 试件，在疲劳加载过程中，缺口尖端可视为承受轴向的拉应力和弯曲应力的复合作用，即为拉弯载荷作用。因此，CT 试件缺口尖端应力可以分解为垂直纤维方向的拉应力分力 σ_{xx} 和平行纤维方向的剪切应力分力 τ_{xy}[10]，当缺口尖端发生开裂、缺口增大时，σ_{xx} 分力逐渐增大、τ_{xy} 分力相对减小，如图 2a 所示。在室温拉弯载荷作用下，CT 试件的疲劳裂纹扩展路径取决于材料抵抗轴向拉应力和剪切应力的能力。SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件在拉弯载荷作用下，典型的疲劳裂纹扩展路径如图 2b 所示。疲劳裂纹沿垂直纤维方向扩展很小的距离，随即发生急剧偏转沿平行于纤维方向呈纵向开裂，扩展较长一段后，再次向垂直纤维方向偏转，但转向较缓呈“弯弧型”直至与纤维方向垂直，裂纹开裂一段后试件全部断裂。



a　疲劳加载过程中试样受力示意图　　b　拉弯载荷下疲劳裂纹扩展断裂试件

图 2　疲劳试样加载过程中受力及断裂示意图

从 SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件的疲劳裂纹宏观照片（图 2b）可以看出，裂纹扩展初期是由垂直于纤维方向的拉应力 σ_{xx} 主导，由于 SiC_f/TC17 复合材料的各向异性（沿平行纤维方向强度远大于垂直纤维方向），对于垂直纤维方向裂纹扩展具有强烈的阻力，而在平行纤维方向的抗力相对很弱。在平行于纤维方向剪切应力 τ_{xy} 的作用下，疲劳裂纹更容易沿纤维方向扩展，因而疲劳裂纹发生急剧转向纵向开裂。随着纵向开裂不断加大，试件裂纹前端承受的沿纤维方向剪应力减小，而拉应力 σ_{xx} 逐渐增大，直至引发纤维断裂，使得疲劳裂纹再次发生偏转，由于纤维为规则逐层排列，因而纤维断裂呈断续断裂，使得疲劳裂纹偏转减缓呈“弯弧型”。在裂纹扩展的后期，由于 CT 试件主要承受拉应力，剪应力较小，纤维大量被拉断，裂纹基本呈垂直纤维方向开裂。

图 3 给出了 SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件疲劳裂纹区的典型微观形貌，可以发现疲劳裂纹在试件的加工缺口（包套区）根部萌生，这些萌生的小裂纹在包套中汇合并扩展，在疲劳过程的初始阶段，大量的微裂纹发生汇合，微裂纹合并形成一个主裂纹[11]。当扩展裂纹遇到纤维时，由于纤维的强烈阻止，裂纹穿过几排纤维后，发生纤维脱粘（图 3 中可见一些明显的纤维拔出现象，表明有纤维脱粘发生），裂纹轨迹发生改变，转向沿平行纤维方向扩展。在裂纹扩展的后期，由于平行纤维方向剪应力减小，随后裂纹发生再次偏转，在图 3 右边区域可见断裂的纤维面。在最后的瞬断区，裂纹又发生偏转，在纤维与包套界面上垂直于加载方向失效断裂。

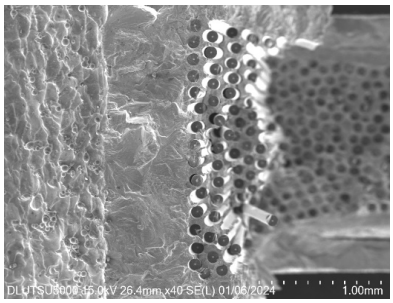
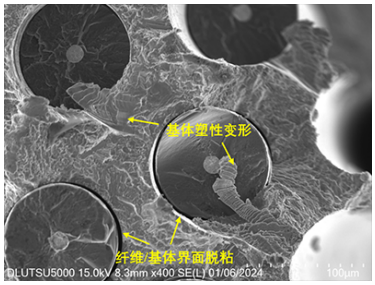


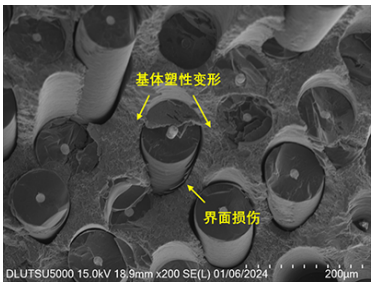
图 3　CT 试样疲劳断裂微观图

图 4 给出了 SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件疲劳裂纹区的纤维损伤微观图，可以看出，纤维的断裂形式存在较大差异，部分纤维的断裂表面光滑平整，部分纤维的断裂表面存在沿不同方向的裂纹扩展痕迹（图 4a），这与裂纹扩展过程中纤维与基体表面随循环周

次的增加不断地发生滑动摩擦导致纤维表面出现磨损有关[12]。在裂纹扩展的早期，随循环周次的增加基体发生严重塑性变形，形成“鳞片状”结构，即每循环一次基体形成一个鳞片。图 4b 为瞬断区纤维损伤情况微观图，可见基体在断裂过程中发生严重塑性变形，表现出明显的韧性断裂现象，且纤维表面的反应层剥落，出现纤维拔出、纤维脱粘等失效形式。



a　裂纹扩展区

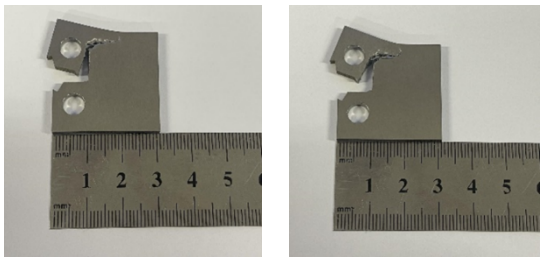


b　瞬断区

图 4　室温下的疲劳裂纹扩展试样断口图

3.2　纤维体积分数对拉弯疲劳裂纹扩展和断裂的影响

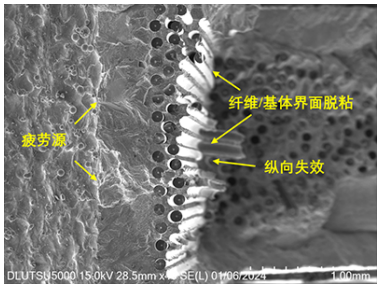
图 5 给出了纤维体积分数为 38% 和 44% 的 SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件疲劳裂纹扩展试验后的宏观断裂照片，试验条件：σ_{max}=240 MPa、R=0.1、f=5 Hz。可以看出，两种纤维体积分数复合材料试件的疲劳裂纹扩展路径很相似，裂纹起始于试件机加工缺口的根部，疲劳裂纹沿裂纹延长线的方向扩展，说明初期的疲劳裂纹扩展几乎是垂直于 SiC 纤维的方向扩展，表现为I型裂纹扩展。随着加载循环周次的增加，当扩展裂纹尖端遇到纤维时，由于纤维强度较高而纤维/基体界面强度低，纤维/基体界面发生脱粘，裂纹绕过纤维优先在基体中扩展。沿疲劳裂纹尖端延长线方向应力强度因子范围最大，试样在疲劳过程中受拉−弯载荷作用，发生 90°偏转，沿纤维/基体界面纵向扩展。由于存在轴向剪切应力作用，裂纹在界面上扩展时几乎不发生偏转。在疲劳断裂后期，当裂纹尖端扩展至纤维上端与包套结合面位置时，裂纹再次发生偏转，沿纤维−包套界面垂直于载荷方向扩展至试件断裂，试样瞬断失效。



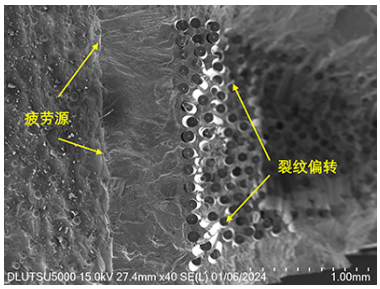
a　纤维体积分数为 38%　　b　纤维体积分数为 44%

图 5　CT 疲劳试样宏观断裂图

观察分析纤维体积分数为 38% 和 44% 的 SiC_f/TC17 复合材料 CT 试件疲劳裂纹扩展断口的微观形貌图（图 6），从图 6a 可以发现，疲劳裂纹萌生在包套区域，当裂纹扩展至复合材料区域时，前排纤维断面较平整，且存在明显纤维拔出现象，说明扩展裂纹绕过该区域，裂纹沿纤维/基体界面在基体中扩展，经历多次循环周次后，纤维被拉断。当裂纹扩展至后面几排纤维时，可以观察到较大的纤维纵向开裂面，表明纤维/基体界面脱粘严重，发生纵向开裂失效[13]。图 6b 中疲劳裂纹萌生也在包套区域，复合材料区域前排纤维有部分发生脱粘和纤维拔出现象，但后面几排纤维的纵向开裂面较小，裂纹在前排中间和端部位置发生偏转，沿纤维/基体界面纵向扩展。由于垂直于纤维方向的主裂纹继续扩展，与纵向扩展的裂纹交汇形成台阶面。由此可见，当纤维体积分数较低时，疲劳裂纹在复合材料区域扩展几个纤维直径距离后发生 90°偏转，几乎完全沿相同的纵向断裂面扩展至失稳断裂；而当纤维体积分数增大时，疲劳裂纹在复合材料区域发生纵向开裂过程中发生多次偏转，主裂纹与二次裂纹交汇形成高低不平的台阶面[14]。这是由于较大纤维体积分数时，纤维排布更紧密，基体占复合材料的体积减小，纤维能够更好地桥接基体裂纹，扩展裂纹可能绕过更多排纤维[15]。随着循环周次的增加，裂纹尖端应力强度因子范围不断增大，纤维过载断裂，断口呈现台阶面，表现出更好的抗裂纹扩展能力。



a　纤维体积分数为 38%

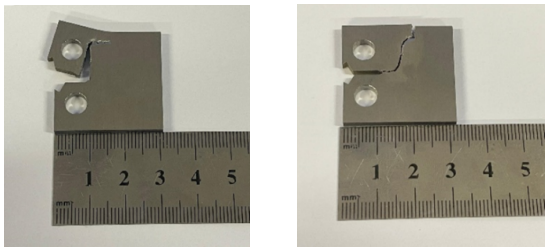


b　纤维体积分数为 44%

图 6　最大应力 σ_{max}=240 MPa，应力比 R=0.1，频率 f=5 Hz 试样断口形貌图

3.3　起始裂纹位置对拉弯疲劳裂纹扩展和断裂的影响

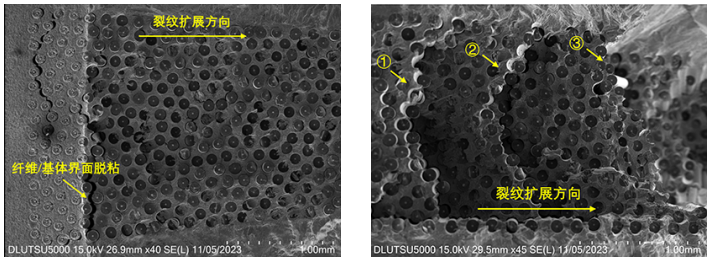
为了考察起始裂纹位置对 SiC_f/TC17 复合材料拉弯疲劳断裂的影响，采用线切割的方法制备了缺口尖端位置处于复材区的 CT 试件，其中，未经过机加工的原始样品的缺口尖端位于包套区域。图 7 为疲劳裂纹扩展试验后的宏观断裂试件照片，试验条件：σ_{max}=267 MPa、R=0.1、f=10 Hz，纤维体积分数为 38%。对于疲劳裂纹起始位置位于包套区域的试件（图 7a），裂纹在包套区域扩展到达复合材料区域，扩展裂纹穿过几排纤维后，即在轴向剪切力作用下发生 90°偏转，裂纹在纤维/基体界面上沿纤维轴向扩展至纤维上部，再次偏转，在顶端与包套结合面处瞬断失效。图 7b 中的试件缺口切至复合材料区（约 1 mm），使缺口尖端位于复合材料区域，即迫使疲劳裂纹由复合材料区域萌生并向裂纹尖端延长线方向扩展。在疲劳加载过程中，裂纹绕过纤维形成裂纹桥接[16]，裂纹尖端应力强度因子范围逐渐增大，前排纤维发生断裂失效（纤维拔出现象），裂纹以I型裂纹的方式在复合区域扩展。随着循环周次的增加，在轴向剪切力作用下纤维/基体界面发生脱粘，裂纹出现多次偏转，扩展路径呈弯曲弧形。当裂纹扩展至试件上端区，轴向剪切应力减小，裂纹再次向垂直纤维方向偏转，在纤维-包套面位置强度较低，发生失稳断裂。由此可见，起始裂纹位置对复合材料 CT 型试件拉-弯载荷下的疲劳裂纹扩展路径具有影响，当起始裂纹位于包套区域时，更容易发生纵向开裂破坏，当起始裂纹位于复合材料区域时，有益于减小纵向开裂倾向、发挥纤维的阻止裂纹扩展效果。



a　裂纹起始位置在包套区域　　b　裂纹起始位置在复合区域

图 7　最大应力 σ_{max}=267 MPa，应力比 R=0.1，频率 f=10 Hz 试样宏观断裂图

与疲劳裂纹始于包套位置试件断裂形貌（图 6a）明显不同的是，起始裂纹位于复合材料区域试件的断裂微观形貌图中，可以观察到多个扩展台阶（图 8）。疲劳裂纹在试件加工缺口的根部萌生，当裂纹尖端在前排纤维扩展时，断口形貌图中可以观察到纤维断裂和纤维/基体界面脱粘。这一现象表明当裂纹起始位置位于复合材料区域时，疲劳裂纹在扩展过程中并不是沿单一主裂纹方向扩展的。当裂纹尖端扩展至纤维时，由于纤维强度远高于基体，纤维/基体界面结合强度低，裂纹绕过纤维在基体中扩展；同时，在拉-弯载荷作用下裂纹沿纤维方向也有扩展（图 8c）。从 CT 试件局部微观断口和纵剖图（图 8b、图 8d）可见，疲劳裂纹在复合材料区域扩展的过程中，发生三次明显的偏转并形成了扩展台阶面，纤维/基体界面强度较低且基体疲劳裂纹尖端应力场强度因子范围大于界面位置的剪切强度，裂纹扩展至界面处必然发生偏转。裂纹向平行于载荷方向发生偏转，说明裂纹在扩展前期存在I型和II型两种形式[17]。



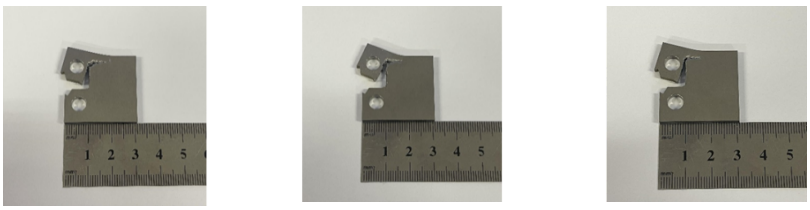
a 裂纹初始扩展区域　b “台阶状”扩展区域

c 裂纹初始扩展区域纵剖图　d “台阶状”扩展区域纵剖图

图8 起始裂纹位于复合区域的试样微观图

3.4 疲劳载荷应力幅值和应力比对拉弯疲劳裂纹扩展和断裂的影响

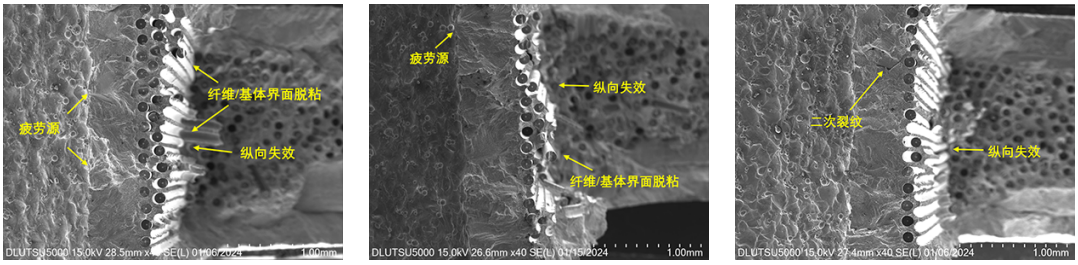
为了考察疲劳载荷应力比对 SiC_f/TC17 复合材料拉弯疲劳断裂的影响，试验测试了三种应力比（R=0.1、0.3、0.5）情况 CT 试件的裂纹扩展（图 9），试验条件为：σ_{max}=240 MPa、f=5 Hz、纤维体积分数为38%、试件缺口尖端处于包套位置。从疲劳裂纹扩展试件的宏观形貌图可见，在疲劳裂纹扩展过程中均呈现有纵向开裂的破坏失效模式，即疲劳裂纹萌生于包套区，裂纹扩展经过包套区到达复合材料区域后，穿过前几排纤维时发生急剧偏转，裂纹沿平行纤维方向继续扩展至试件上部，在纤维顶端与包套结合面附近位置再次向垂直纤维方向偏转，直至最后发生失效断裂。三种应力比试验的试件疲劳裂纹扩展路径很相似，表明疲劳载荷应力比对拉弯载荷疲劳裂纹扩展路径影响较小。



a σ_{max}=240 MPa，R=0.1　b σ_{max}=240 MPa，R=0.3　c σ_{max}=240 MPa，R=0.5

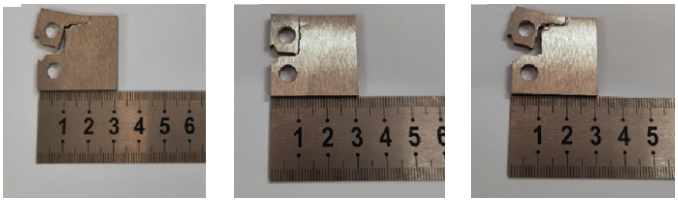
图9 最大应力σ_{max}=240 MPa，应力比R=0.1、0.3、0.5，频率f=5 Hz的试样宏观形貌图

图 10 为三种应力比测试下试件的断口微观形貌图。可以观察到疲劳裂纹源均在试件缺口尖端的包套位置，裂纹扩展至复合材料的前几排纤维时，发生纤维断裂和纤维/基体界面脱粘的纤维拔出。随后是较大平齐的纤维/基体界面开裂，说明扩展裂纹偏转向沿平行纤维方向。略有不同的是较大应力比（R=0.5）载荷下，进入复合材料后裂纹扩展穿过的纤维排更少、裂纹偏转的纤维脱粘面更平直，表明纤维桥接效果减弱、扩展裂纹偏转更急剧。由此可见，在疲劳载荷的应力比较大时，疲劳过程中的最小应力值较大，裂纹尖端应力强度因子范围增速较快，裂纹前端承受更严重的剪切应力，加剧纤维/基体界面脱离，促成裂纹向平行纤维开裂面的偏转[18]。



a　R=0. 1下试样断口图　　b　R=0. 3下试样断口图　　c　R=0. 5下试样断口图

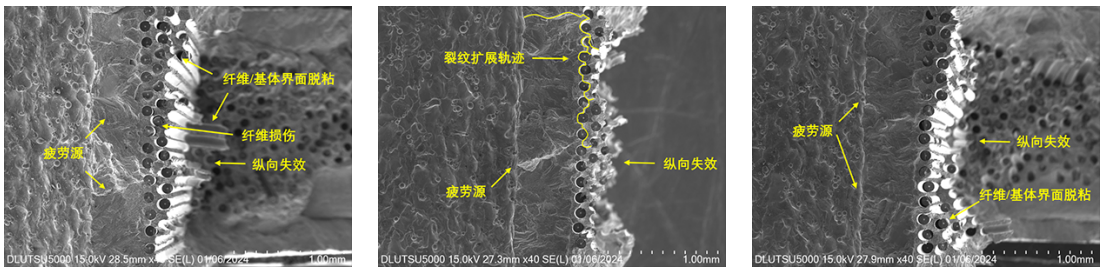
图 10　应力比R=0. 1、0. 3、0. 5测试下试样的微观断口图



a　σ_{max}=240 MPa　　b　σ_{max}=267 MPa　　c　σ_{max}=293 MPa

图 11　σ_{max}=240 MPa、267 MPa、293 MPa的疲劳裂纹扩展试样宏观形貌图

图 11 给出的是最大应力分别为 σ_{max}=240 MPa、267 MPa、293 MPa 的 SiC_f/TC17 复合材料拉弯疲劳裂纹扩展 CT 试件宏观照片，试验条件为：R=0.1、f=5 Hz、纤维体积分数为 38%、试件缺口尖端处于包套位置。从图中可以看出，三种应力条件下测试试件的疲劳裂纹扩展路径是相似的，表明载荷峰值对 SiC_f/TC17 复合材料拉弯疲劳裂纹扩展影响较小（其中图 11b 试件在失稳断裂瞬间裂纹并未沿纤维-包套界面发生偏转，可能是由于热等静压成型过程中纤维与包套界面上产生的应力集中）。观察三种应力测试试件的疲劳断口微观形貌图（图 12），可以看出，它们的疲劳裂纹萌生位置同样都在包套位置，疲劳裂纹在复合材料区穿过前几排纤维后，即发生急剧偏转呈沿纤维轴向扩展，裂纹偏转面都表现崎岖不平，与图 10a 的情形相同，进一步说明载荷应力比起到主导作用（R=0.1）。



a　σ_{max}=240 MPa　　b　σ_{max}=267 MPa　　c　σ_{max}=293 MPa

图 12　σ_{max}=240 MPa、267 MPa、293 MPa的疲劳裂纹扩展试样断口图

4　结束语

a. SiC_f/TC17 复合材料的纤维体积分数、应力比对其失效断裂有明显影响，较高纤维体积分数的复合材料具有更好的抗II型裂纹扩展能力；较大的疲劳载荷应力比更易引发疲劳裂纹发生偏转，产生快速的纵向劈裂失效；疲劳载荷应力幅值的变化对材料纵向破坏模式没有明显的影响。

b. SiC_f/TC17 复合材料的疲劳裂纹萌生于试样机加工缺口根部，以I型裂纹形式在包套区域中扩展，当裂纹尖端扩展至纤维时，纤维/基体界面发生脱粘，裂纹沿纤维/基体界面扩展至试样失稳断裂，扩展过程中出现纤维脱粘、纤维断裂、基体塑性变形等失效形式。

参考文献

[1] 王玉敏 . 连续 SiC 纤维增强钛基复合材料研究进展[J]. 金属学报，2016，52(10)：1153−1170.

[2] 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.

[3] Withers P J. Crack opening displacements during fatigue crack growth in Ti−SiC fibre metal matrix composites by X−ray tomography[J]. Materials Science and Technology, 2006, 22(9): 1052−1058.

[4] 赵冰 . 连续 SiC 纤维增强钛基复合材料横向强度分析[J]. 稀有金属，2013，37(3)：372−377.

[5] Barney C, Cardona D C, Bowen P. Fatigue crack growth resistance from unbridged defects in continuous fibre reinforced metal matrix composites[J]. International Journal of Fatigue, 1998, 20(4): 279−289.

[6] 王海丽 . 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.

[7] Liu Jun, Bowen P. Fatigue crack growth in a Tiβ21s/SCS−6 composite [J]. Acta Materialia, 2002, 50(17): 4205−4218.

[8] Xia Zhenhai, Curtin W A. Life prediction of titanium MMCs under low−cycle fatigue[J]. Acta Materialia, 2001, 49(9): 1633−1646.

[9] Her Yungchiun, Yang Jennming. Fatigue crack initiation and multiplication of unnotched titanium matrix composites[J]. Acta Materialia, 1998, 46(18): 6645−6659.

[10] Kantzos P, Telesma J. Fatigue crack growth study of SCS6/Ti−15−3 composite[J]. International Journal of Fatigue, 1990, 12(5): 409−415.

[11] 韦泽麒 . SiC_f/Ti−2AlNb 复合材料界面及力学性能研究[D]. 南宁：广西大学，2021.

[12] Durodola J F. An etching based axisymmetric solution for the determination of residual stresses in long fibre reinforced metal matrix composites[J]. Journal of Composite Materials, 2014, 48(19): 2375−2386.

[13] Naseem K. SEM in situ study on the mechanical behaviour of SiC_f/Ti composite subjected to axial tensile load[J]. Materials Science and Engineering A—Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2011, 528(13−14): 4507−4515.

[14] 韦泽麒 . SiC_f/Ti−2AlNb 复合材料高温拉伸断裂行为研究[J]. 沈阳理工大学学报，2021，40(3)：64−68.

[15] Cardona D C, Barney C. Micromodelling of effective stress intensities for bridged cracks in fiber−reinforced titanium metal−matrix composit[J]. Composites, 1993, 24(2): 122−128.

[16] 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.

[17] Bettge D. Mechanical behavior and fatigue damage of a titanium matrix composite reinforced with continuous SiC fibers[J]. Materials Science and Engineering A−Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2007, 452: 536−544.

[18] Guo S, Kagawa Y. Fatigue behaviour of duplex metal coated SiC fibre reinforced Ti−15−3 matrix composites[J]. Materials Science and Technology, 2001, 17(9): 1107−1113.