

## 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料层间 I 型断裂试验及表征

师维刚<sup>1,3,4</sup>, 张超<sup>1,2,3</sup>, 李玫<sup>1,3</sup>, 王晶<sup>3</sup>, 张程煜<sup>1,2,3</sup>

(1. 西北工业大学 材料学院 NPU-SAS 联合研究中心, 西安 710072; 2. 西北工业大学 极端力学研究院, 西安 710072; 3. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072; 4. 西安科技大学 理学院 力学系, 西安 710600)

**摘要:** 二维编织碳化硅纤维增强碳化硅复合材料(2D-SiC<sub>f</sub>/SiC)在航空领域中得到广泛使用, 然而该材料层间强度低, 使其易萌生层间裂纹, 引起分层破坏。为此, 本工作采用楔形双悬臂梁法(W-DCB)和悬臂梁法(DCB)开展了层间 I 型断裂试验, 获得了 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的层间裂纹驱动的加载数据, 得到了其裂纹端口张开力及张开位移变形曲线。在试验加载过程, 通过光学显微镜监测了视觉裂纹扩展过程, 探究了 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的层间 I 型裂纹扩展规律。结合理论分析和裂纹视觉特征解释了加载曲线拐点及其他特征点的断裂力学含义。利用扫描电子显微镜分析了 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的层间断面特征, 揭示了断面分层裂纹扩展机制。结果表明: W-DCB 方法测量的 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型初始能量释放率与 DCB 方法等效; 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型断裂过程中, 裂纹端口变形曲线的多峰性不符合经典线弹性断裂力学预测的加载峰后特征, 反映了 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间约束关系的复杂性; 层间断面为结构性非完全损伤, 发生了局部纤维桥连现象。

**关键词:** 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料; 层间 I 型断裂; 表征分析; 纤维桥连

中图分类号: TB332 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2024)01-0045-06

## 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC Interlaminar Mode I Fracture Testing and Characterization

SHI Weigang<sup>1,3,4</sup>, ZHANG Chao<sup>1,2,3</sup>, LI Mei<sup>1,3</sup>, WANG Jing<sup>3</sup>, ZHANG Chengyu<sup>1,2,3</sup>

(1. NPU-SAS Joint Research Center, School of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Institute of Extreme Mechanics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. School of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 4. Department of Mechanics, College of Science, Xi'an University of Science and Technology, Xi'an 710600, China)

**Abstract:** Two-dimensional braided silicon carbide fiber reinforced composite material (2D SiC<sub>f</sub>/SiC) is widely used in the aerospace field. However, owing to its weak interlaminar mechanical properties, this material is prone to initiation of interlaminar cracks and delamination failure. Therefore, a comparative study on the Wedge-loaded Double Cantilever Beam method (W-DCB) and the classical Double Cantilever Beam method (DCB) was conducted. The loading data of interlaminar crack-driving were obtained, and the relationship curve of crack opening force and opening displacement were obtained. During the loading, the visual crack propagation process was monitored through an optical microscope, which was to explore the interlaminar crack growth behaviors. Combined the theoretical analysis and the visual characteristics of the crack, the meaning of the inflection point and other characteristic points of the relationship curve is explained. What's more, scanning electron microscope was used to analyze the characteristics

收稿日期: 2023-05-17; 收到修改稿日期: 2023-08-30; 网络出版日期: 2023-09-12

基金项目: 国家自然科学基金(U2241239, 12102336) National Natural Science Foundation of China (U2241239, 12102336)

作者简介: 师维刚(1988-), 男, 硕士. E-mail: swgxust@163.com

SHI Weigang (1988-), male, Master. E-mail: swgxust@163.com

通信作者: 张程煜, 教授. E-mail: cyzhang@nwpu.edu.cn

ZHANG Chengyu, professor. E-mail: cyzhang@npu.edu.cn

of the interlaminar fracture surface to reveal growth mechanism of the delamination crack in the fracture surface. The results show that the W-DCB method is equivalent to the DCB method in measuring the initial energy release rate of interlaminar Mode I fracture in 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC; In terms of 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC interlaminar Mode I fracture, the multi-peak characteristic of deformation curve is not according with the post-peak loading curve predicted by classical linear elastic Fracture mechanics, which reflects complexity of interlaminar constraint relationship. The interlaminar section is structurally non-completely damaged, but still emerging local fiber-bridgings.

**Key words:** 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC composites; interlaminar mode I fracture; characterization analysis; fiber bridging

二维陶瓷基复合材料的面内性能优异(高比强度、比模量、耐高温等),且容易制成复杂结构件,在航空领域得到广泛使用,然而层间缺少增强纤维导致材料层间性能薄弱,容易在复杂曲面加工以及面外荷载作用下发生分层破坏,进而严重影响材料制成结构件的性能。为了测试和评估二维陶瓷基复合材料层间 I 型断裂的抗分层能力,人们通常采用双悬臂梁法(DCB)进行试验<sup>[1-12]</sup>。然而,陶瓷基复合材料制备温度高,不能使用薄膜预埋(厚度为 0.013 mm)法加工预制裂纹,而是采用慢走丝线切割(切割线直径为 0.3~0.5 mm)<sup>[3]</sup>,引起线切割缺口过大,导致起始裂纹尖端钝化,进而使裂纹极少从缺口中心扩展。随着裂纹扩展长度的增加,裂纹上下悬臂梁的抗弯截面系数不一样而试样末端又未约束,最终形成翘曲,从而影响测试结果的准确性和试验的完整性<sup>[13]</sup>。

楔形加载双悬臂梁方法(W-DCB)为 DCB 法的一种替代方法,具有对称加载且试样制备简单、无需胶粘夹具等优势<sup>[14]</sup>,近几年由美国阿克伦大学 Mansour 及 AlphaStar 公司的 Frank 等推广至陶瓷基复合材料层间 I 型断裂试验<sup>[13, 15-18]</sup>,涉及 W-DCB 楔形压头参数测量(圆盘法)<sup>[15]</sup>、W-DCB 法高温环境下的应用<sup>[16]</sup>、W-DCB 法结合直流电降法对层间 I 型断裂损伤分析<sup>[17]</sup>、W-DCB 与 DCB 法比对研究<sup>[13]</sup>及 W-DCB 法标准化研究<sup>[18]</sup>,其中试验表征内容主要有连续加载曲线表征、裂纹视觉观测表征及能量释放率变化表征等。上述研究结果奠定了 W-DCB 法在陶瓷基复合材料测试的基础。相较于循环加载,采用连续加载试验方式虽然操作简便,但会丢失不同裂纹长度的加载表征信息,如加载斜率变化、裂纹尖端约束变化对加载曲线的影响等。另外,单一分析裂纹视觉扩展情况而缺少对应加载曲线的实时位置信息以及断面的显微表征,对裂纹扩展的认识也不全面。更重要的是,在缺乏对 W-DCB 加载理论模型分析的情况下,计算能量释放率缺乏严谨性<sup>[19]</sup>。在 W-DCB 法和 DCB 法比对研究中,文献[13]报道

的两种计算结果相差较大就来源于此。

本研究使用二维编织碳化硅纤维增强碳化硅复合材料(2D-SiC<sub>f</sub>/SiC)作为测试对象,并用线切割加工预制裂纹;利用 W-DCB 和 DCB 法对 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型断裂开展比对试验。利用实时光学显微观测等手段记录试验现象,并结合理论分析探究层间 I 型裂纹的扩展规律。基于 W-DCB 加载理论<sup>[19]</sup>和修正后的 Kanninen 公式<sup>[20]</sup>计算材料层间 I 型断裂初始临界能量释放率  $G_{IC}$  并与 DCB 方法结果作对比,验证 W-DCB 方法的可靠性。并利用电子扫描显微镜观测裂纹扩展断面,揭示层间发生分离的显微机理。

## 1 层间 I 型断裂试验

### 1.1 试样制备与加工

2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 测试试样采用国产第三代 SiC 纤维平纹布为增强体,通过化学气相渗透工艺(CVI)制备基体,纤维与基体间的界面相为氮化硼(BN),材料的显微结构如图 1 所示。测试试样尺寸为长条状,厚度、宽度和长度分别为 3、10 和 60 mm。

采用 STX-202AQ 线切割机预制初始裂纹:用

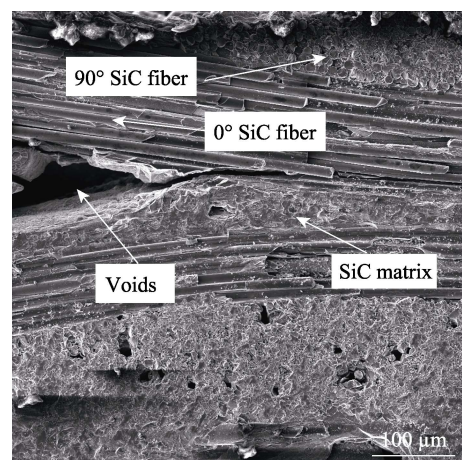


图 1 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的显微结构  
Fig. 1 Micro-constructure of 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC

直径为 0.35 mm 金刚石粉末钎焊的锰钢丝作为慢走丝切割线, 在试样厚度中心(叠层方向)处沿着纤维铺层方向加工出长度为 15 mm 的狭细缺口作为初始裂纹, 切口宽度为 0.4 mm。切割机轮盘转速为 260 r/min, 切割线下移速率为 0.5 mm/min。预制裂纹切割机及裂纹形貌如图 2 所示。

## 1.2 层间 I 型断裂试验

图 3 为依据 W-DCB 和 DCB 加载原理搭建的试验测试平台。W-DCB 加载方式如图 3(a)所示。W-DCB 测试采用氧化锆楔形压头, 并利用原位加载方法<sup>[19]</sup>测量了楔形压头与测试试样间的动摩擦系数为  $0.34 \pm 0.02$ 。至于楔形压头角度, 对楔形加载力传递公式(1)两边取微分, 得误差传递分析公式(2)<sup>[19]</sup>, 计算得到当楔形角度约为  $45^\circ$  时摩擦系数误差度传递系数最小。试验加载前, 通过光学显微镜对中楔形压头尖端与试样缺口中线, 设定加载速率为 0.5 mm/min。试验开始后, 利用光学纤维镜观测裂纹尖端状态, 当裂纹起裂(记录此时起裂力)且扩展 2~3 mm 后停止加载(记录加载试验数据), 卸载压头至裂纹缺口端。循环上述过程至少 5 次。

$$F_y = \frac{P \cos \frac{\alpha}{2} - \mu \sin \frac{\alpha}{2}}{2 \sin \frac{\alpha}{2} + \mu \cos \frac{\alpha}{2}} \quad (1)$$

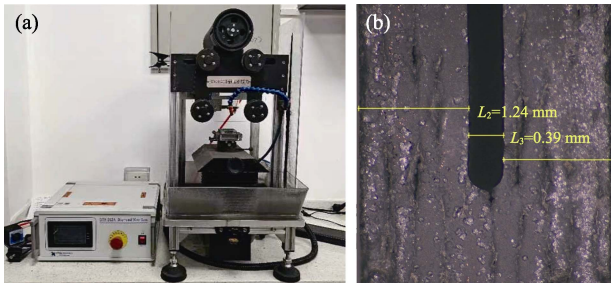


图 2 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 预制裂纹切割机及裂纹形貌  
Fig. 2 Processing method and its morphology of pre-crack of 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC sample  
(a) Slow wire cutting machine; (b) Morphology of pre-crack

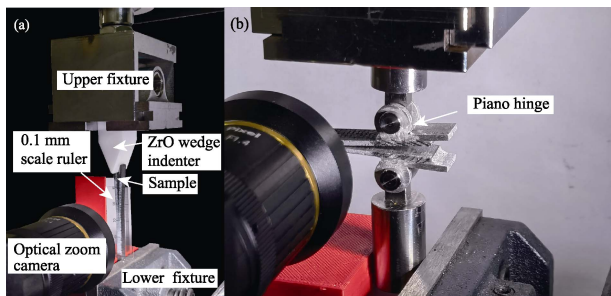


图 3 层间 I 型断裂的加载方式  
Fig. 3 Different loading models of interlaminar Mode I fracture  
(a) W-DCB; (b) DCB

$$\left| \frac{dF_y}{F_y} \right| = \frac{\mu}{\left( \sin \frac{\alpha}{2} + \mu \cos \frac{\alpha}{2} \right) \left( \cos \frac{\alpha}{2} - \mu \sin \frac{\alpha}{2} \right)} \left| \frac{d\mu}{\mu} \right| \quad (2)$$

式中:  $P$  为试验机加载力, N;  $F_y$  为缺口端对应的水平扩展力, N;  $\alpha$  为楔形压头的楔形角度;  $\mu$  楔形压头与测试材料间的滑动摩擦系数,  $\mu = \tan \varphi$ ,  $\varphi$  为对应的摩擦角。

图 3(b)为 DCB 加载方式, 试样与铰链用强力树脂胶黏附。作为对比, 加载速率为 0.5 mm/min, DCB 加载采用单次连续加载, 直至试样完全分层。

通过记录加载力-位移数据, 利用式(3)<sup>[21]</sup>计算层间 I 型  $G_{IC}$ (N/mm)。

$$G_{IC} = \frac{3F_y^c \delta}{2B(a + \Delta)} \quad (3)$$

式中,  $F_y^c$  为层间裂纹起裂时缺口端对应的水平扩展力, N; 当加载方式为 W-DCB 时,  $F_y^c$  取式(1)为计算公式; 当加载方式为 DCB 时,  $F_y^c = P^c$ 。  $\delta$  为层间裂纹起裂时缺口端的水平张开位移, mm。当加载方式为 W-DCB 时,  $\delta = 2 \tan(\alpha/2) \text{dis}$ , 其中 dis 为试验机的加载位移。当加载方式为 DCB 时,  $\delta = \text{dis}$ 。  $\Delta$  为修正梁裂纹长度补偿量, mm。当加载方式为 W-DCB 时,  $\Delta = 0.64 \sqrt{E_{11} / \beta E_{22}} - 0.25 \tan(0.5\alpha + \varphi)$ , 其中,  $\beta$  是有效断面修正系数,  $0 \sim 1$ <sup>[19]</sup>;  $E_{11}$ ,  $E_{22}$  分别为与铺层纤维平行和垂直方向的弹性模量, GPa。当加载方式为 DCB 时,  $\Delta = 0.64 \sqrt{E_{11} / \beta E_{22}}$ 。  $B$  为试样宽度, mm;  $a$  为层间裂纹起裂时裂纹尖端距离缺口端的垂直距离, mm。

## 2 结果与讨论

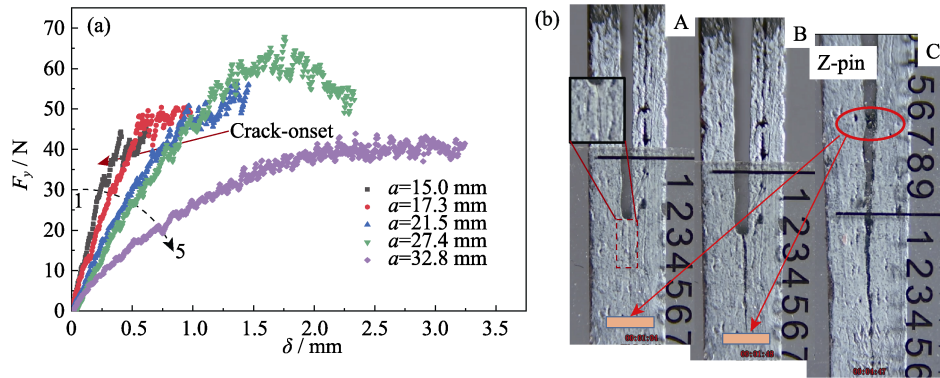
分别采用 W-DCB 和 DCB 法开展 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型断裂试验, 得到材料层间 I 型裂纹驱动加载数据。同时, 利用光学显微镜观察视觉裂纹扩展情况, 可以获取材料层间 I 型断裂特征和相关数据, 从而有助于理解和预测材料断裂行为。

### 2.1 加载力曲线表征

#### 2.1.1 W-DCB 试验

通过 W-DCB 试验获得载荷位移曲线, 利用公式(1)得到图 4(a)所示的裂纹端口张开力-张开位移曲线。同时, 利用光学变焦高分辨率摄像机观测表面裂纹随加载力循环作用变化的情况, 见图 4(b)。

从图 4(a)可以看出, 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的 W-DCB 加载曲线具有波动性。这是由于楔形压头和试样之间是被动式接触, 陶瓷基复合材料层间约束特性(包括

图 4 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型 W-DCB 加载试验Fig. 4 W-DCB experiment of interlaminar Mode I fracture of 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC  
(a) Loading curves; (b) Visual representations, Colorful figure is available on website

结构特性和作用机制)会随着裂纹扩展影响到加载端的载荷状态。由图 4(b)可知,裂纹扩展路径并非光滑平直,而是呈现波浪曲折。这显然是由纤维束(正弦形状的平纹编织结构)以及基体组织结构特性(弥散大小不一的孔隙)所导致<sup>[19]</sup>。除此之外,层间分离机制也会影响到加载端的载荷状态,这一影响将在显微机理分析上得到验证。图 4(a)显示整个分段加载曲线。加载曲线开始的线性阶段斜率随着裂纹长度变长而逐渐减小,符合公式(4)所示的梁理论关于受弯构件加载曲线斜率的一般预测公式。

$$k = \frac{3E_{11}I_z}{(a+\Delta)^3} = \frac{E_{11}Bh^3}{4(a+\Delta)^3} \quad (4)$$

式中,  $I_z=Bh^3/12$ , 为横截面惯性矩;  $h$  为试样悬臂梁的厚度, mm。

除了曲线整体的特点外,曲线上也存在一些特征点。通过对照加载视频与加载曲线时间,发现图 4(a)中第一条曲线的第一个拐点对应图 4(b)-A 所示预制裂纹尖端发生起裂时刻。裂纹起裂时并非稳态扩展,而是快速扩展大约 1 mm 后停止。随着楔形压头下移,不同于经典线弹性断裂力学关于层间断裂加载曲线的描述,曲线过拐点后并没有“疲软”反而“硬化”。对此, Kumar<sup>[9]</sup>认为区别于纯玻璃或陶瓷等符合线弹性断裂力学的材料,纤维增强陶瓷基复合材料发生层间断裂时基体裂纹首先发生贯通形成层间纤维桥连区,之后随着局部裂纹端口张开发生纤维脱附、拔出及断裂等现象。与之对应的是,加载力并不会随着基体断裂降低而是波动上升。随着裂纹继续扩展,图 4(a)加载曲线的峰值不断上升(图 4(a)),对照图 4(b)-C 可知,这是由于距离预制裂纹端口约 4 mm 的位置存在 Z-pins,额外消耗了外力功,甚至抵消了裂纹长度变化引起的加载曲线斜率的改变量(图 4(a)中第 3 条与第 4 条曲线)。除此之外,多个 Z-pins 甚至改变了加载曲线形状。如图 4(a)

中第 5 条曲线已经很难辨别线性段和非线性段的拐点。这是由于 Z-pins 对裂纹两侧悬臂梁的约束,导致裂纹端口张开力与张开位移间的关系为非线性关系。

综上所述 W-DCB 加载方式为被动接触,虽然可以灵敏地反映层间约束情况,但也导致 W-DCB 法无法实现卸载试验或层间开裂的疲劳试验。

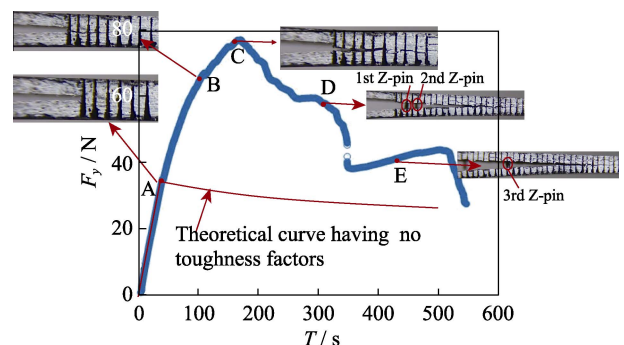
### 2.1.2 DCB 试验

作为对比,采用 DCB 法开展层间 I 型断裂试验并用光学显微镜观测视觉表面裂纹扩展情况。试验结果如图 5 所示。试验结果显示,测试过程中裂纹呈现稳态和失稳交替扩展,分层阻碍伴有不同间距 Z-pins 出现,相较于无增韧理论,试验曲线呈现多峰特性,且随着裂纹长度增加试样末端略有翘曲(如图 5 中 E 点试样图)。图 5 中红色曲线描述了无 Z-pins 的加载峰后阶段,可用公式(5)描述。

$$P = \sqrt{\frac{1}{3vT}} (BG_{IC})^{\frac{3}{4}} (E_{11}I_z)^{\frac{1}{4}} \quad (5)$$

式中,  $v$  为加载速率, mm/s;  $T$  为加载时间, s。

图 5 显示了 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的 DCB 层间 I 型断裂过程中典型节点对应的视觉裂纹扩展状态。

图 5 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型 DCB 加载试验Fig. 5 DCB experiment of interlaminar Mode I fracture of 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC

其中 A 点为加载曲线由线性至非线性阶段的拐点, 对应于视觉裂纹起始阶段。随着加载进行, 曲线走势亦与理想无增韧情况不同, 即在 B 点处形成第二个拐点, 最后在 C 点达到整个加载曲线的最高点。究其原因, 从 D 点处的断裂图看出在 A 点发生位置稍前端存在两个前后错落分布的 Z-pins(第一个 Z-pin 距离预制裂纹口约为 2 mm, 两个 Z-pins 间距也约为 2 mm)。Z-pins 并没有完全限制裂纹的扩展, 而主要是约束了裂纹局部端口继续张开的行为, 加载曲线上表现出拐点以及后段曲线的非线性特征。C 点之后没有继续增大, D 点断裂图中离第二个 Z-pin 约 9 mm 处才出现第 3 个 Z-pin, 显然比第 1 个和第 2 个之间的间距(约 2 mm)大得多, 导致第 3 个 Z-pin 无法形成有效约束补充<sup>[3,6]</sup>, 也证明了 Z-pins 几何分布对加载力有明显影响<sup>[23]</sup>。

## 2.2 断面显微表征形貌

为了分析层间断裂的显微机理, 对样品进行断面显微分析。图 6 为层间断面显微形貌。其中, 图 6(a) 中 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 的层间 I 型断裂区域呈现离散分布且大多存在于编织结构的峰区。结合图 1 可知, 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间有效约束区基本位于编织结构的峰区即经纬织线交汇的地方, 因此层间发生分离时主要在此区域发生破坏。前期工作<sup>[19]</sup>通过在层间约束模型中引入有效断面系数描述了分层破坏非完全

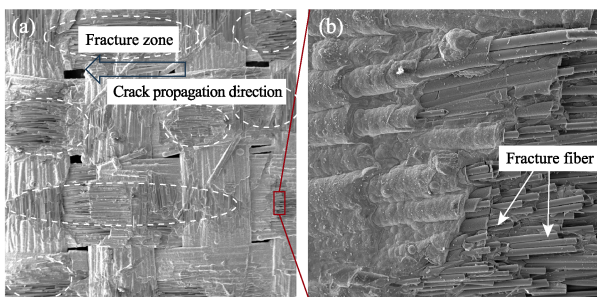


图 6 层间 I 型断面形貌

Fig. 6 Micro-figures of fracture section of interlaminar Mode I fracture

(a) Fracture zone; (b) Fracture fiber

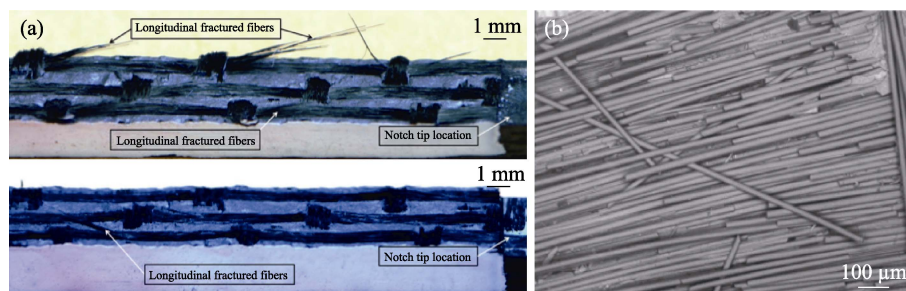


图 7 2D-5HS-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间断面及其显微形貌

Fig. 7 Interlaminar fracture surface and its microscopic morphology of 2D-5HS-SiC<sub>f</sub>/SiC

(a) Interlaminar fracture surface<sup>[13]</sup>; (b) Microscopic morphology<sup>[2]</sup>

接触的情况。图 6(b)显示了断裂区域基体及纤维破损情况, 表明在 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型分层过程中发生了基体开裂、纤维脱附及拔出等现象, 对应纤维增强陶瓷基复合材料层间 I 型断裂增韧的机理。

综上所述, 2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型断裂时, 裂纹尖端区域发生了局部纤维桥连扩展, 桥连纤维尺寸较短, 层间断面损伤区离散分布。这与采用熔渗工艺制备的缎纹 2D-SiC<sub>f</sub>/BN/SiC 不同, 后者明显可见较长的破断纤维(如图 7(a)), 破断面相对比较平整(如图 7(b))。造成以上现象的原因来自于缎纹编织束相较平纹编织束编织曲率更小及浮线更长, 在纤维脱附后容易形成更明显的显微桥连。

## 2.3 能量释放率

层间 I 型能量释放率一般采用公式(3)形式的公式进行计算, 区别在于对裂纹补偿长度  $\Delta$  的理解。按照 ASTM 5528 标准<sup>[21]</sup>,  $\Delta$  取柔度立方根-裂纹长度曲线在横轴的截距。理论上, 对于无增韧层间 I 型断裂,  $\Delta$  是通过引入层间约束模型对裂纹尖端转角考虑的补偿<sup>[19-20]</sup>, 能量释放率基本为一常数, 不随裂纹扩展长度变化; 对于层间发生 Z-pins 拔出或纤维桥连等层间增韧机理的 I 型断裂, 显然在悬臂梁弯曲过程中还需考虑裂纹起裂力的增加以及外力对梁挠曲的约束等因素。由于约束关系发生变化, 裂纹起裂模型和增韧桥连模型就存在差别, 因此常采用能量释放率叠加的方法(无增韧能量释放率加上由增韧消耗的部分)计算总的能量释放率, 但不建议采用数轴法确定  $\Delta$  进行计算。这可以从 W-DCB 加载曲线(图 4(a))受不同层间约束而发生变化看出, 不同层间约束关系对应不同裂纹端口加载力-柔度关系, 因此通过统一的柔度标定公式确定参数并不严谨。这也是对文献[13]计算相关参数持质疑态度的缘由。

上述计算从理论上来说只适合单一主裂纹的情况<sup>[7]</sup>, 如果开裂过程中存在多裂纹形式, 采用公式(3)计算就存在合理性问题, 或者仍然采用能量释放率

叠加的方法<sup>[24]</sup>。基于理论分析和以往的试验结果,  $G_{IC}$  可以采用公式(3)进行计算, 而当增韧稳定且增韧机理相同时可以采用柔度标定公式。通过加载数据已知 W-DCB 和 DCB 初始起裂加载力和张开口位移分别为 33.1 N、0.27 mm 和 34.2 N、0.3 mm, 由公式(3)计算得到 W-DCB 和 DCB 的  $G_{IC}$  为 0.085 和 0.097 N/mm(其中弹性常数来源于文献[22], 对于平纹编织增强纤维的有效断面系数取为  $0.5^{[19]}$ )。由此得出, 通过两种加载方法均可以有效获得  $G_{IC}$ 。

### 3 结论

W-DCB 测得的 2D SiC<sub>f</sub>/SiC 加载曲线波动形式以及相应特征点反映出层间复杂的约束关系; 通过对比 DCB 方法测得的能量释放率以及相关文献的结果, 证明 W-DCB 方法是可靠的。

2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间断裂行为比较复杂, 不具有线性断裂力学理论预测的加载曲线走势; Z-pins 等层间增韧结构使加载曲线呈现多峰变化而非双曲线。

2D-SiC<sub>f</sub>/SiC 层间 I 型断裂时呈局部损伤结构, 发生基体断裂、纤维脱附、纤维拔出及断裂等现象, 形成局部纤维桥连区。

### 参考文献:

- [1] ZHANG S Y, LI H J, LI K Z, *et al.* Interlayer crack extension mode in laminated carbon/carbon composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2002, **17(1)**: 91.
- [2] CHOI SR, KOWALIK RW. Interlaminar crack growth resistances of various ceramic matrix composites in mode I and mode II loading. *Journal Engineer Gas Turbines Power*, 2008, **130**: 031301.
- [3] 刘鞅, 矫桂琼. Z-pin 增强陶瓷基复合材料 I 型应变能释放率. *材料科学与工程学报*, 2009, **27(3)**: 381.
- [4] OJARD G, BARNETT T, DAHLEN M, *et al.* Mode I interlaminar fracture toughness testing of a ceramic matrix composite. The 34th International Conference & Exposition on Advanced Ceramics and Composites (ICACC), Daytona Beach, Florida, 2010: 195.
- [5] 陈刘定, 童小燕, 程起有, 等. 平纹编织 C/SiC 复合材料层间断裂行为试验研究. *机械强度*, 2012, **34(1)**: 97.
- [6] 刘鞅, 矫桂琼. Z-pins 增强 C/SiC 复合材料层间 I 型断裂韧性. *固体力学学报*, 2013, **34(5)**: 466.
- [7] KRAUSE T, TUSHTEV K, KOCH D, *et al.* Interlaminar mode I crack growth energy release rate of carbon/carbon composites. *Engineering Fracture Mechanics*, 2013, **100**: 38.
- [8] HOFMAN S. Mode I delamination onset in carbon fiber reinforced SiC: double cantilever beam testing and cohesive zone modelling. *Engineering Fracture Mechanics*, 2017, **182**: 506.
- [9] KUMAR R S. Crack-growth resistance behavior of mode-I delamination in ceramic matrix composites. *Acta Materialia*, 2017, **131**: 511.
- [10] JIANG T, GUAN Z, LI Z, *et al.* Experimental and numerical study on mode I interlaminar fracture toughness of lightly stitched ceramic-matrix composites. *Results in Physics*, 2020, **19**: 1.
- [11] KUMAR R S. Effects of randomly distributed defects on Mode-I interlaminar fracture of composite materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 2021, **248**: 107699.
- [12] XU W, DING J, GE J, *et al.* Determination of mode I interlaminar fracture toughness of C/SiC composite using taped double cantilever beam and J integral. *Journal of Applied Mechanics*, 2022, **89(2)**: 024501.
- [13] MANSOUR R, MORSCHER G N. Mode I interlaminar fracture behavior of 2D woven ceramic matrix composites. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2019, **16(2)**: 735.
- [14] MAY M. Measuring the rate-dependent mode I fracture toughness of composites—a review. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2016, **81**: 1.
- [15] MANSOUR R, KANNAN M, MORSCHER G N, *et al.* The Wedge-Loaded Double Cantilever Beam Test: A Friction Based Method for Measuring Interlaminar Fracture Properties in Ceramic Matrix Composites. The 9th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HTCMC 9), Toronto, Canada 2017: 273.
- [16] MANSOUR R, SINGH Y P, KANNAN M, *et al.* Study of interlaminar fracture properties of ceramic matrix composites at room and elevated temperatures. Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air. American Society of Mechanical Engineers, 2017, 50916: V006T02A009.
- [17] SINGH Y P, MANSOUR R, MORSCHER G N. Combined acoustic emission and multiple lead potential drop measurements in detailed examination of crack initiation and growth during interlaminar testing of ceramic matrix composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, **97**: 93.
- [18] ABDI F, AHMAD J, DORMOHAMMADI S, *et al.* Development of ASTM Test Standards for the Mode I Interlaminar Fracture Toughness ( $G_{IC}$ —Crack Growth Resistance) of Ceramic Matrix Composites. International Gas Turbine Institute, Oslo, Norway, 2018: V006T02A014.
- [19] SHI W G, ZHANG C, WANG B, *et al.* Mode I interlaminar fracture toughness of two-dimensional continuous fiber reinforced ceramic matrix composites using wedge-loaded double cantilever beam method. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2023, **168**: 107466.
- [20] KANNINEN M F. An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest. *International Journal of Fracture*, 1973, **9(1)**: 83.
- [21] ASTM International. Standard test method for mode I interlaminar fracture toughness of unidirectional fiber-reinforced polymer matrix composites: ASTM D5528-13[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2013.
- [22] 胡殿印, 曾雨琪, 张龙, 等. 二维编织 SiC/SiC 陶瓷基复合材料宏观弹性常数预测及模态试验研究. *推进技术*, 2018, **39(2)**: 465.
- [23] 孙先念, 刘书田. Z-pins 几何分布对其增强复合材料双悬臂梁 I 型层间韧性的影响. *复合材料学报*, 2007(3): 160.
- [24] 劳恩. 脆性固体断裂力学. 北京: 高等教育出版社, 2010: 182-200.