

# 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料结构的 拉伸行为和损伤模型



陈超<sup>1</sup>,代睿<sup>2</sup>,徐琳<sup>2</sup>,范晓孟<sup>1</sup>,赵东林<sup>1</sup>,党潇琳<sup>1</sup>,何江怡<sup>3</sup>

1.西北工业大学,陕西 西安 710072

2.西安建筑科技大学,陕西 西安 710055

3.西安鑫磊陶瓷复合材料股份有限公司,陕西 西安 710117

**摘要:**2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料的经向与纬向力学性能存在明显差异,研究其微结构与拉伸行为关系对揭示2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料各向异性损伤机理,提升应用性能具有重要意义。本文采用化学气相沉积法制备了2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料,并对其微结构和拉伸性能进行表征。结果发现,材料内部存在典型的X形孔隙网络区域,在该区域经纱与轴向存在12°夹角。拉伸过程中,经纱除了承受拉应力外也同时承受剪切力的影响,导致经向纤维拉伸损伤容限下降,故断裂时经向拉伸断裂损伤程度(53%)低于纬向(63%)。以上结构特征导致经向纤维束体积分数是纬向纤维束的2.52倍,而经向拉伸强度(255.8MPa±5.5MPa)却只是纬向(156.1MPa±29.9MPa)的1.64倍。

**关键词:**2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC; 微结构; 拉伸试验; 损伤过程; 损伤演化模型

中图分类号:V257

文献标识码:A

DOI:10.19452/j.issn1007-5453.2025.04.006

连续碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基(SiC<sub>f</sub>/SiC)复合材料具有低密度、抗氧化、优异的高温力学性能等特性,是新一代航空发动机热端部件的候选材料<sup>[1]</sup>。SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料常见的预制体结构有二维(2D)、二维半(2.5D)和三维(3D)多向编织<sup>[2]</sup>。不同的预制体结构直接影响整体承载特性<sup>[3]</sup>。相比于2D预制体,2.5D预制体结构可提供两个平面和一个垂直方向上的纤维增强,使其在受力时具有更均衡的性能分布。此外,2.5D预制体独有的斜角互锁编织结构能适应复杂的部件形状机织工艺<sup>[4-5]</sup>,因此,2.5D预制体成为制造航空发动机SiC<sub>f</sub>/SiC热端部件的理想选择之一。然而对于2.5D预制体结构的SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料,其微观结构与力学性能之间的复杂关系尚未得到充分研究,研究其拉伸行为和损伤机制对于提高材料的整体性能和可靠性至关重要。

当前国内外对于SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料的研究主要集中在2D预制体<sup>[6]</sup>。Alvaro等<sup>[7]</sup>通过有限元模型分析了PyC界面对SiC纤维界面保护性能的影响。Cui Jie等<sup>[8]</sup>分析了SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料在应力耦合作用下的损伤特征和断裂行为,优

化了基体和界面的力学特性设计。Wei Yucong等<sup>[9]</sup>研究界面应力对单向SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料拉伸行为的影响,优化材料的拉伸性能。蒙怡等<sup>[10]</sup>提出接触式和非接触式的应变测量方案,并通过声发射信号分析识别不同断裂阶段的损伤特征。结论表明,合理选择测量方法可获得可靠数据,声发射分析有助于复合材料损伤机制研究。

本文以2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料为研究对象。通过对比经向、纬向两个方向的纤维编织密度、纤维排布形式,分析了材料两个方向的力学性能与破坏机理差异。此外,对2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料经向和纬向的微结构、拉伸行为进行系统研究,揭示其结构特点与不同方向力学损伤演变规律的关联性,可以为航空发动机热端部件的设计、制造与应用提供数据支持。

## 1 材料制备及试验方法

### 1.1 材料制备

采用福建立亚新材有限公司生产的二代Cansas 3203

收稿日期:2024-08-31;退修日期:2024-11-13;录用日期:2025-01-16

基金项目:航空科学基金(2019ZE053003)

引用格式:Chen Chao,Dai Rui,Xu Lin,et al.Tensile behavior and damage model of 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC composite structures[J].Aeronautical Science & Technology,2025,36(4):48-55.陈超,代睿,徐琳,等.2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料结构的拉伸行为和损伤模型[J].航空科学技术,2025,36(4):48-55.

型SiC纤维,其基本参数见表1。

采用2.5D编织结构,获得如图1所示的2.5D预制体,X方向为经纱方向,Y方向为纬纱方向。其中,编织参数为:经向密度为10束/cm,纬向密度为3束/cm,经纱按正弦曲线方向排布,纬纱按直线方向排布。

表1 SiC纤维基本参数

Table 1 Basic parameters of SiC fibre

直径/ $\mu\text{m}$	线密度/tex	密度/( $\text{g}/\text{m}^3$ )	拉伸强度/GPa	拉伸模量/GPa
14.0	195~205	2.70	$\geq 2.50$	$\geq 270$

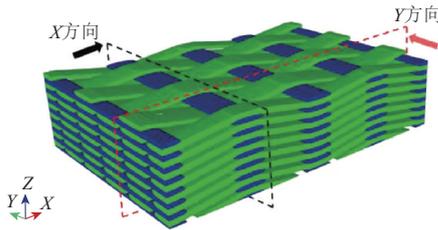


图1 2.5D预制体结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of 2.5D prefabricated structure

采用化学气相渗透沉积(CVI)法制备氮化硼(BN)界面相,选用 $\text{BCl}_3$ 和 $\text{NH}_3$ 作为先驱气源,氩气和氢气作为保护气体和稀释气体,对应的沉积温度为 $650^\circ\text{C}$ ,压力为 $5\text{kPa}$ ,沉积时间为 $80\text{h}$ 。

采用CVI法引入SiC基体,选用三氯甲基硅烷( $\text{CH}_3\text{SiCl}_3$ ,MTS)作为先驱气源,选用氢气和氩气分别作为载气和稀释气体,通过鼓泡法将MTS引入反应室,氢气和MTS的摩尔混合比为10,沉积温度为 $1000^\circ\text{C}$ ,压力为 $5\text{kPa}$ ,沉积时间为 $280\text{h}$ 。

沉积完成后,根据ASTMC1275-00标准将材料加工成狗骨形拉伸试样,试样厚度为 $4\text{mm}$ ,长度为 $130\text{mm}$ ,标距段宽度为 $10\text{mm}$ ,长度为 $30\text{mm}$ 。而后进一步采用化学气相沉积(CVD)工艺沉积 $80\text{h}$  SiC涂层,制成最终试样。

## 1.2 试验方法

采用金相显微镜光学显微镜结合计算机软件进行预制体结构分析。采用扫描电子显微镜和高精度工业CT扫描仪进行微结构表征。采用DNS300试验机进行常温下的拉伸试验,加载速率 $0.5\text{mm}/\text{min}$ 。试样制造及测试依据GJB6475—2008标准进行,并通过粘贴应变片获得试样轴向应变值。

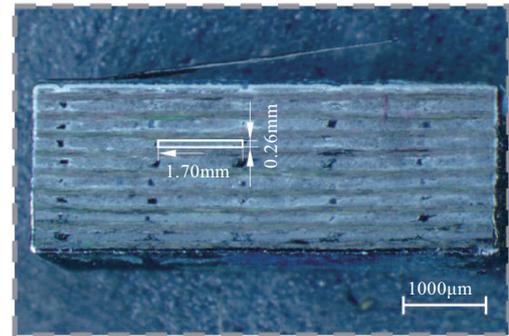
## 2 试验结果及讨论

### 2.1 微结构

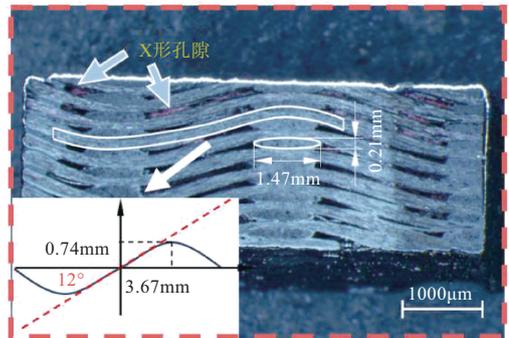
使用阿基米德排水法测试,复合材料的体积密度为

$2.34\text{g}/\text{cm}^3$ 。通过微计算机断层扫描( $\mu\text{CT}$ )测得试样总气孔率为 $21.4\text{vol}\%$ 。

采用光学显微镜对经向、纬向截面进行观测,如图2(a)和图2(b)所示,可以看到经纱纤维束的截面为准矩形,大小约为 $1.70\text{mm}\times 0.26\text{mm}$ ,其空间路径近似于正弦曲线。在正弦曲线的相位原点处经纱的角度达到 $12^\circ$ ,并在其附近有一条沿纬纱方向连通的狭长孔隙,是未被SiC基体填充而残留来的孔隙,由于孔隙在该区域同经纱一样呈 $\pm 45^\circ$ 方向分布交错排布,所以也被称为“X形孔隙”<sup>[11]</sup>。纬纱纤维束的截面为椭圆形,其空间路径为直线。结合计算机软件测量了材料中2.5D织物的几何参数并列于表2。



(a) 沿经纱方向



(b) 沿纬纱方向

图2 微观结构剖面光学显微镜照片

Fig.2 Optical micrographs of the cross-sectional microstructure

表2 复合材料中织物的几何参数(单位:mm)

Table 2 Geometric parameters of weave in composite (Unit:mm)

经纱截面		纬纱截面		经纱正弦波	
宽度	高度	宽度	高度	振幅	1/4波
1.7	0.26	1.47	0.21	0.74	3.67

图3展示了复合材料的微观结构。其中图3(a)是图2(b)在电子显微镜下的局部区域放大图,可以看到X形孔隙实际上是纤维束间大孔。图3(b)放大了纤维束内区域,可以

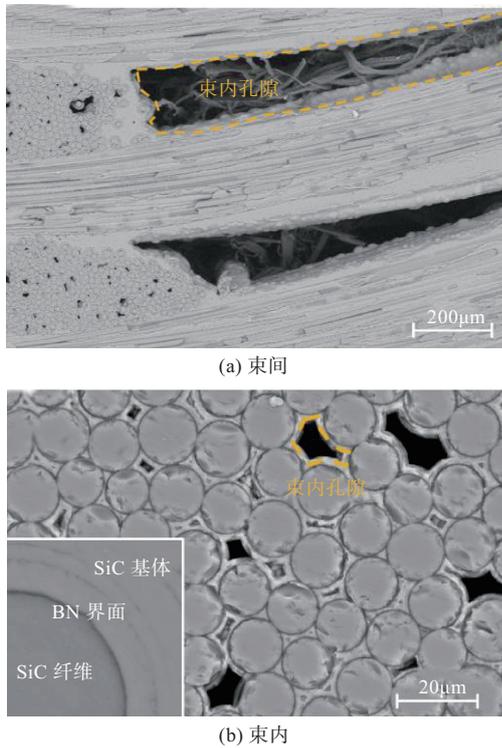


图3 复合材料孔隙与纤维形态SEM显微照片

Fig.3 SEM micrographs of the pore and fiber morphology in the composite

观察到束内纤维丝间小孔,这是由CVI过程中典型瓶颈效应所引起的。图3(b)左下角的局部放大照片可观察到BN界面层均匀包覆于纤维表面,厚度在500nm左右。

纤维是复合材料主要的增强增韧组元,其体积分数对复合材料的性能起重要作用。根据文献研究结果<sup>[12]</sup>,本文制备的2.5D纤维预制体,沿经向和纬向的纤维体积分数 $V_L$ 和 $V_T$ 可以根据其编织单胞模型按照以下公式估算

$$V_L = \frac{V_{warp}}{V_{abc}} = \frac{4L \cdot \pi R_f^2 \cdot 500}{abc} = \frac{2000c\pi R_f^2 \int_0^\lambda \sqrt{1 + \frac{\pi^2 h^2}{4\lambda^2} \cos^2 \frac{\pi x}{\lambda}} dx}{abc} \quad (1)$$

$$V_T = \frac{V_{weft}}{V_{abc}} = \frac{8c \cdot \pi R_f^2 \cdot 500 \cdot 2}{abc} = \frac{8000c\pi R_f^2}{abc} \quad (2)$$

式中, $a$ 为 $Z$ 方向单胞厚度, $b$ 为同一单元体中交织状态相同的两根纬纱之间的距离, $c$ 为相邻两个单元体中交织状态相同的两根经纱之间的距离; $\lambda$ 为同一单元体中两根隔列纬纱之间的距离,或正弦曲线的半周期; $\frac{h}{2}$ 为正弦波幅; $R_f$ 为SiC纤维半径。

根据表2中SiC纤维预制体结构参数可得: $a=0.85\text{mm}$ , $b=14.68\text{mm}$ , $c=3.4\text{mm}$ , $h=0.74\text{mm}$ , $\lambda=7.34\text{mm}$ , $R_f=0.007\text{mm}$ 。

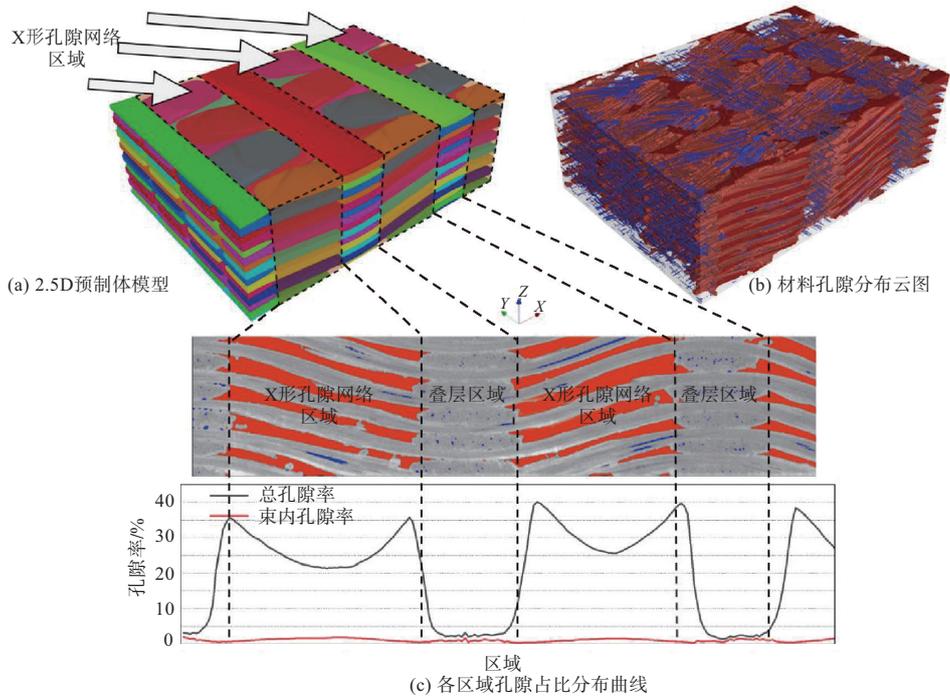


图4 复合材料孔隙分布测试结果

Fig.4 Results of the pore distribution testing in the composite

将其代入式(1)、式(2), 计算得到总纤维体积分数为29.9vol%, 其中经向纤维体积分数为21.4vol%, 纬向纤维体积分数为8.5vol%, 经向纬向比约为2.52。

图4(a)的预制体模型展示了材料内X形孔隙网络区域与叠层区域的相对位置, 其中X形孔隙网络区域中只包含经向纤维束, 而叠层区域由经向和纬向纤维束叠层组成, 这导致两个区域孔隙结构有显著差异。图4(b)为材料使用 $\mu$ CT扫描的孔隙分布, 红色代表连通孔, 蓝色区域代表闭合孔, 可以看到在X形孔隙网络区域, 红色连通孔占据了主要位置, 而在叠层区域蓝色闭合孔较多且整体孔隙率低。图4(c)进一步展示了材料中孔隙率的空间分布特征, 其中黑色曲线对应总体孔隙率, 红色曲线则反映了纤维束间孔隙的分布情况。可以明显看到, 束内孔隙在材料内分布相对均匀, 整体占比较低, 保持在3vol%以内。X形孔隙网络区域的孔隙以连通孔为主, 孔隙率保持在约30vol%, 而叠层区域的总孔隙率则低于5vol%。

## 2.2 力学性能

SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料两个方向的拉伸应力-应变曲线如图5所示, 可以看到试样在经向与纬向的拉伸过程中具有相同的假塑性破坏模式。根据曲线变化趋势, 可将应力-应变曲线分为三个阶段: 线性(I)、非线性(II)和准线性(III)。在阶段I, 应力与应变呈线性关系, 材料表现出弹性行为; 在阶段II, 应力-应变关系变为非线性, 材料内部原有的微裂纹开始扩展, 新的基体裂纹开始萌生扩展; 在阶段III, 应力-应变曲线趋于平缓, 微裂纹发展连接成为宏观裂纹, 材料进入塑性变形阶段, 直到材料发生断裂。同时可以看到, 经向拉伸的应力应变曲线较集中, 而纬向拉伸更分散。这是由于纬向纤维排布稀疏, 加工试样时分布在边缘的纤维束更易受损而导致性能下降。

根据曲线可计算得到拉伸强度、模量、基体开裂应力等参数(见表3)。对比经向、纬向拉伸性能数据可知, 经向纤维的体积分数是纬向的2.52倍, 而经向拉伸强度为纬向拉伸强度的1.64倍。一般来讲, 拉伸强度跟纤维体积分呈线性关系, 体积分高, 拉伸强度大。但经向拉伸强度仅为纬向拉伸强度的1.64倍, 低于两个方向体积分数的比值。

图6(a)和图6(b)分别为经向和纬向拉伸试样的宏观断口形貌。可以看到, 经向拉伸试样的断口相对平齐, 而纬向拉伸试样的断口有明显的纤维束拔出现象。图6(c)和图6(d)则显示了经向和纬向拉伸试样在受力轴方向的断口形貌。经向试样的断口显示为经纱在两个方向的交错点平面, 这表明经向拉伸试样的断裂点处于X形孔隙网络区域。

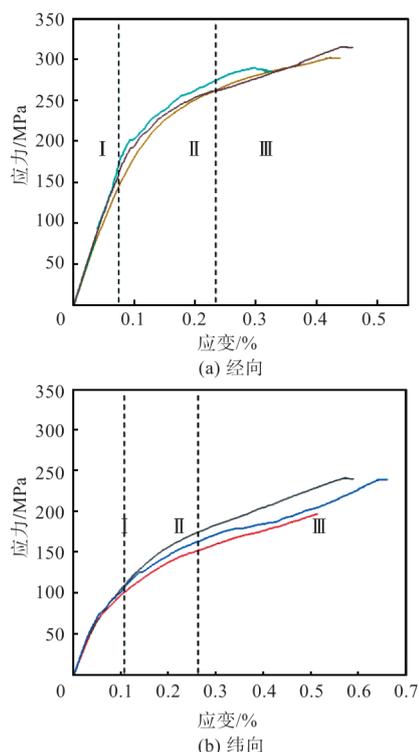


图5 单轴拉伸试验应力-应变曲线  
Fig.5 Stress-strain curve of uniaxial tensile test

表3 复合材料拉伸基本力学性能

Table 3 Tensile mechanical properties of composite

方向	强度/MPa	模量/GPa	基体开裂应力/MPa
经向	255.8±5.5	153.5±13.4	149.6
纬向	156.1±29.9	79.0±20.3	67.0

纬向试样的断口则显示出明显的经纱剪切断口, 说明纬向试样的断口位置与X形孔隙网络区域无关, 更多是由于纤维束的剪切断裂造成的。

通过上面的分析可知, 由于X形孔隙网络区域对损伤演变的影响, 经向拉伸试验中试样断裂均发生在该区域, 同时对图1中光学显微镜截面图像的测量统计可以得到该区域经向纤维束保持着12°的拉伸轴向夹角, 这意味着经向纤维束在断裂前受拉伸力与剪切力的复合影响。通过文献可知SiC纤维抗剪强度远低于抗拉强度<sup>[13-14]</sup>, 密集的裂纹源与额外的剪切破坏最终加剧了经向拉伸从阶段II开始的性能下降。因此在拉伸破坏过程中X形孔隙网络区域更易产生损伤并向其周围扩散。经向试样拉伸过程中, X形孔隙网络区域产生的损伤直接作用于经向纤维束; 纬向试样拉伸过程, X形孔隙网络区域产生的损伤扩展后作用于纬向纤维束。这就表明X形孔隙网络区域产生的损伤对经向拉伸

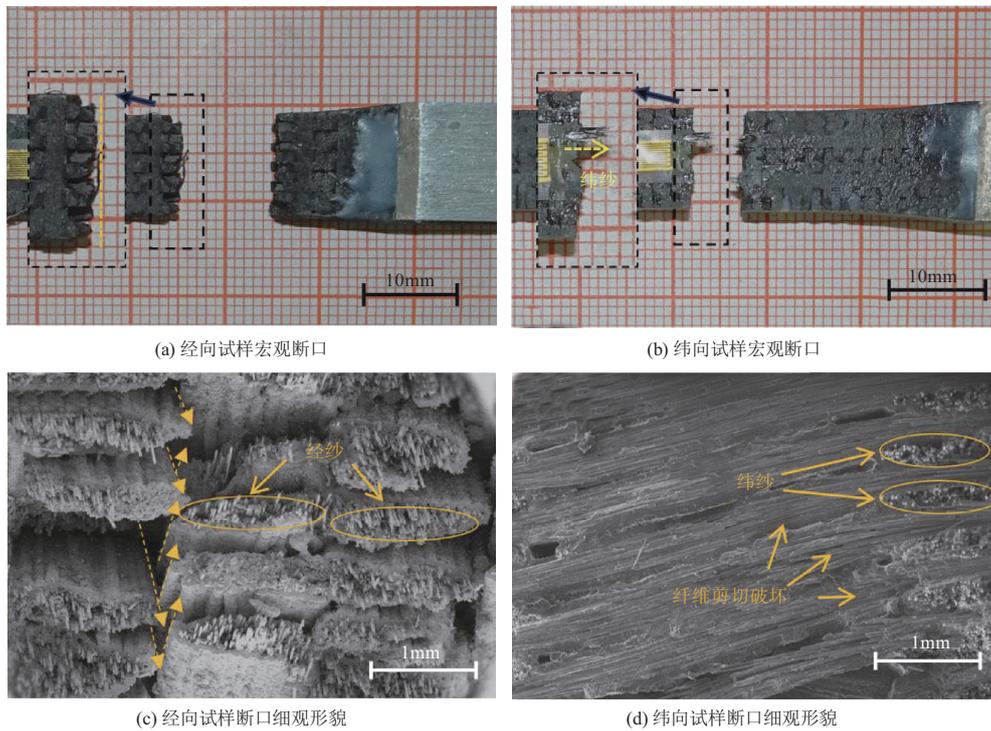


图6 拉伸试样断口形貌

Fig.6 Tensile specimen fracture morphology

性能的影响相对于纬向拉伸性能更加明显。

图7为经向与纬向试样的加卸载曲线,可以看到加卸载试验的上包络线与单向拉伸试验应力-应变曲线相符。根据 Steen 等<sup>[15-16]</sup>的研究,给定温度和复合材料试样,可以直接通过对每个重新加载-卸载循环顶部线性部分的松弛斜率的外推来确定该共同交点的轴向残余应力状态。如图7(a)所示,这些松弛斜率的交点处于第I象限,代表两个方向上基体均处于残余压应力,有助于闭合微裂纹,提高材料的抗裂性和强度。

图7(b)和图7(c)展示了材料在经向、纬向的各项应变以及组成应变与峰值应力关系变化曲线。可以看到,不论是经向还是纬向,总应变 $\varepsilon_p$ 、弹性应变 $\varepsilon_e$ 、非弹性应变 $\varepsilon_i$ 以及滑移应变 $\varepsilon_s$ 均随着峰值应力 $\sigma_p$ 的增长而增加,而热失配释放应变 $\varepsilon_t$ 的值一直保持在负值波动。经向的滑移应变和热失配释放应变相比纬向处于较高水平,表明在该方向发生更多界面滑移和热应力导致的损伤,而图7(c)所示的 $\varepsilon_s/\varepsilon_p$ 和 $\varepsilon_t/\varepsilon_p$ 在经向比值更大也反映出经向滑移应变和热失配释放应变变化较大,与纬向对比更易受到热应力和界面滑移的影响。最后一个回环结束前线性部分的斜率直线代表了材料失效前的弹性行为,其最小模量 $E_p^{\min}$ 为

$$E_p^{\min} = E_f V_f \quad (3)$$

式中, $E_f$ 和 $V_f$ 分别代表沿加载方向完整纤维的模量和体积分,由表1及式(1)和式(2)计算得到的经向、纬向纤维体积分可得,经向和纬向的最小模量分别为57.9GPa和22.9GPa,小于加卸载曲线最后一个回环能达到的稳态切线模量 $E_p$ ,这说明试样在基体完全失效前发生了断裂。

通过以上分析发现,在经向和纬向拉伸载荷作用下, $\text{SiC}_f/\text{SiC}$ 复合材料的损伤机理相同,损伤演化过程相似。

由于预制体结构的各向异性特性,在相同程度损伤情况下,材料沿不同方向的拉伸应力往往不同,而应变随着损伤的变化过程基本相同,因此,应基于应变建立材料的拉伸损伤演化模型。不考虑加卸载试验中的迟滞环效应,可以假设材料在卸载和重新加载至卸载应力的过程中不产生新的损伤。以材料的卸载模量 $E_u$ 的变化定义损伤变量 $D$

$$D = 1 - \frac{E_u}{E_0} \quad (4)$$

式中, $E_0$ 为材料的初始弹性模量。参考相关研究结果,拉伸损伤程度 $D$ 可由以下公式获得

$$D = \begin{cases} 0, & \varepsilon \leq \varepsilon_1 \\ \left(1 - \frac{E_u}{E_0}\right) \left[1 - e^{-\frac{\varepsilon - \varepsilon_1}{\varepsilon_0}}\right], & \varepsilon > \varepsilon_1 \end{cases} \quad (5)$$

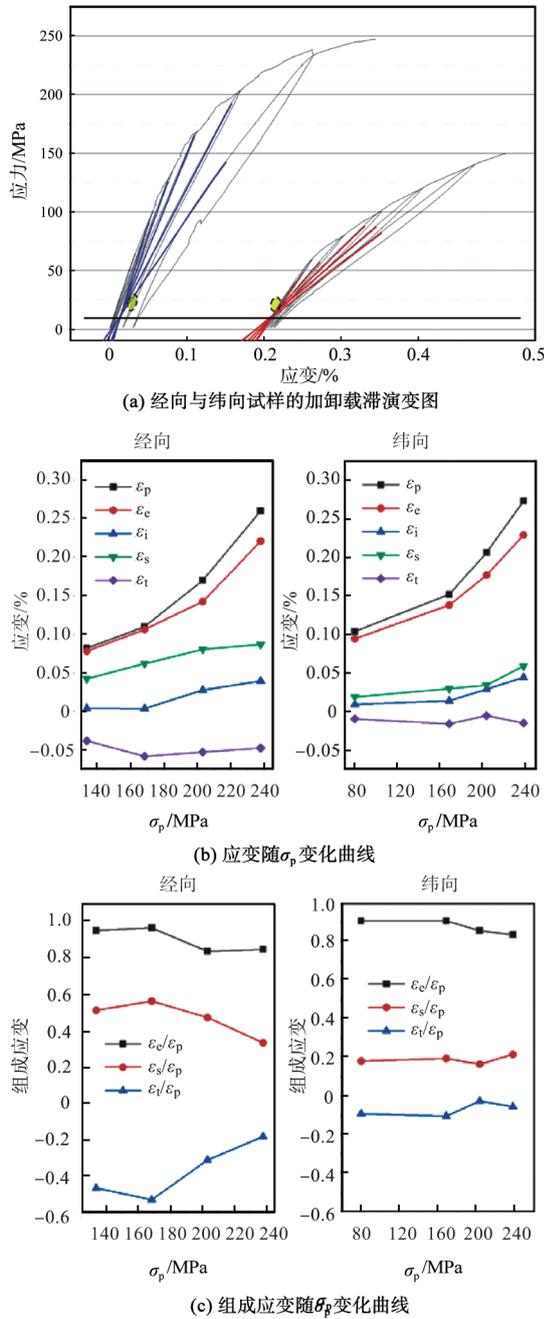


图7 复合材料加卸载行为测试结果

Fig.7 Testing Results of composite materials' loading and unloading behavior

式中,  $E_a$  为最小弹性模量,  $\varepsilon_0$  为损伤特征应变,  $\varepsilon_1$  为基体开裂应变。

由拉伸曲线(见图5)可以得到损伤演化模型的参数。经向试样拉伸时,  $E_0 = 153$ ,  $E_a = 22$ ,  $\varepsilon_0 = 0.27$ ,  $\varepsilon_1 = 0.06$ ; 纬向试样拉伸时,  $E_0 = 79$ ,  $E_a = 14$ ,  $\varepsilon_0 = 0.31$ ,  $\varepsilon_1 = 0.06$ 。由此计算得到图8所示的2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC复合材料拉伸损伤程度参

数-应变曲线。可以看出, 复合材料在拉伸载荷作用下, 弹性变形阶段的损伤值为零; 随材料的拉伸应变增大, 损伤逐渐累积、增加, 损伤程度参数曲线上升, 至材料失时损伤程度参数达到最大值。经向与纬向拉伸损伤随应变的演化过程相似, 但可看到应变相同时经向损伤程度参数大于纬向损伤程度参数, 最终断裂时经向拉伸断裂损伤程度参数约为53%, 纬向拉伸断裂损伤程度参数约为63%, 可知断裂时经向损伤容限小于纬向。

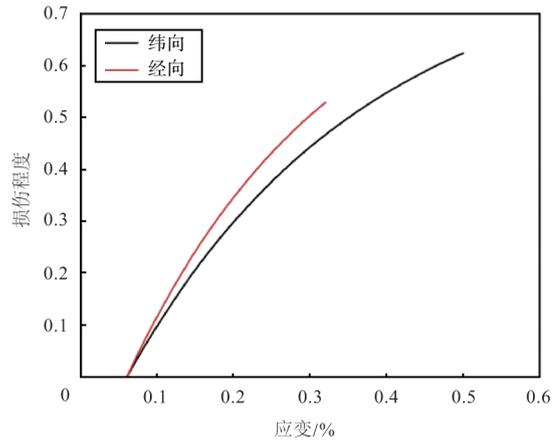


图8 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料拉伸损伤与应变演化曲线  
Fig.8 Tensile damage and strain evolution curve of 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC composite material

综上所述, 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料在经向与纬向拉伸破坏的损伤模式差异是由其微结构差异引起的。经纱在空间上呈相位交错的正弦曲线分布形态, 2.5D预制体在这些正弦曲线交错区域形成束间大孔, CVI工艺的填充瓶颈在该区域形成孔隙率约为30vol%的X形孔隙网络区域。而纬纱的分布平直, 且所处位置与经纱叠层, 孔隙率仅为5vol%以内。由于经纱在X形孔隙网络区域受拉伸和剪切力复合作用, 并靠近材料内主要裂纹源, 使得经向拉伸过程中损伤程度发展更快, 损伤容限更低。最终, 经向纤维束体积分数是纬向的2.52倍, 但其拉伸强度仅为纬向的1.64倍。

### 3 结论

通过研究, 可以得到以下结论:

(1) 对于2.5预制体, SiC基体沉积过程中存在瓶颈效应, 使得经纱在其正弦空间走向的极点位置附近存在大量连通的X形狭长孔隙, 孔隙率约为30vol%, 与之相邻的区域由于经纱与纬纱叠层致密排布, 孔隙率仅为5vol%以内。

(2) 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料经向拉伸强度和模量分别为 225.8MPa±5.5MPa 和 153.5GPa±29.9GPa, 纬向拉伸强度和模量为 156.1MPa±13.4MPa 和 79.0GPa±20.3GPa。断裂时经向拉伸断裂损伤程度参数为 53%, 纬向拉伸断裂损伤程度参数为 63%, 这和经向纤维束走向与拉伸轴向之间的夹角有关, 使得两个方向拉伸强度比值与纤维体积分数比例偏离。

AST

## 参考文献

- [1] 张立同, 成来飞, 徐永东. 新型碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展[J]. 航空制造技术, 2003(1): 24-32.  
Zhang Litong, Cheng Laifei, Xu Yongdong. Progress in research work of new CMC-SiC[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2003(1): 24-32. (in Chinese)
- [2] 焦健, 孙世杰, 焦春荣, 等. SiC<sub>f</sub>/SiC 复合材料涡轮导向叶片研究进展[J]. 复合材料学报, 2023, 40(8): 4342-4354.  
Jiao Jian, Sun Shijie, Jiao Chunrong, et al. Research progress of SiC<sub>f</sub>/SiC turbine guide vanes[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2023, 40(8): 4342-4354. (in Chinese)
- [3] Zhao Shuang, Zhou Xingui, Yu Jinshan, et al. Fabrication and characterization of 2.5D and 3D SiC<sub>f</sub>/SiC composites[J]. Fusion Engineering and Design, 2013, 88(9-10): 2453-2456.
- [4] Liu Changqi, Chen Yang, Shi Duoqi, et al. In situ investigation of failure in 3D braided SiC<sub>f</sub>/SiC composites under flexural loading[J]. Composite Structures, 2021, 270: 114067.
- [5] Dang Xiaolin, Zhao Donglin, Guo Tong, et al. Oxidation behaviors of carbon fiber reinforced multilayer SiC Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> matrix composites[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2022, 11(2): 354-364.
- [6] 郭广达, 成来飞, 叶昉. 航空发动机热结构部件的RMI工艺研究进展[J]. 航空科学技术, 2022, 33(8): 1-8.  
Guo Guangda, Cheng Laifei, Ye Fang. Research progress of RMI process for aero-engine thermal structural components[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(8): 1-8. (in Chinese)
- [7] Alvaro M, Yevhen Z, Anna W, et al. Obtaining SiC fibers-PyC interfacial properties through push-out FEM models[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2024, 44(2): 784-794.
- [8] Cui Jie, Luo Hongyun, Wang Runze, et al. Damage identification and fracture behavior of 2.5D SiC<sub>f</sub>/SiC composites under coupled stress states[J]. Materials & Design, 2024, 241: 112964.
- [9] Wei Yucong, Ye Fang, Cheng Laifei, et al. Stress engineering of SiC<sub>f</sub>/SiC composites: Interfacial stress adjustment and its effects on tensile behaviors of UD SiC<sub>f</sub>/SiC composites fabricated by hybrid CVI and PIP methods[J]. Composites Part B: Engineering, 2024, 284: 111711.
- [10] 蒙怡, 杨胜春, 毕宜春, 等. SiC 纤维束及 SiC/SiC 小复合材料力学性能试验方法研究[J]. 航空科学技术, 2023, 34(10): 17-23.  
Meng Yi, Yang Shengchun, Bi Yichun, et al. Study on mechanical properties of SiC fiber bundle and SiC/SiC mini composite[J]. Aeronautical Science & Technology, 2023, 34(10): 17-23. (in Chinese)
- [11] Ni Dewei, Cheng Yuan, Zhang Jiaping, et al. Advances in ultra-high temperature ceramics, composites, and coatings[J]. Journal of Advanced Ceramics, 2022, 11(1): 1-56.
- [12] 范晓孟. Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> 改性 C/SiC 复合材料的性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2015.  
Fan Xiaomeng. Investigation on the properties of Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> modified C/SiC composites[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015. (in Chinese)
- [13] 马军强, 徐永东, 张立同, 等. 化学气相渗透 2.5 维 C/SiC 复合材料的拉伸性能[J]. 硅酸盐学报, 2006(6): 728-732.  
Ma Junqiang, Xu Yongdong, Zhang Litong, et al. Tensile properties for 2.5 dimensional C/SiC composites fabricated by chemical vapor infiltration[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2006(6): 728-732. (in Chinese)
- [14] Yang Tiantian, Qiu Haipeng, Liu Xiaodong, et al. Micro-CT based statistical geometry modeling and numerical verification of 2.5D SiC<sub>f</sub>/SiC composite[J]. Applied Composite Materials, 2021, 28: 835-854.
- [15] Steen M. Tensile mastercurve of ceramic matrix composites: significance and implications for modeling[J]. Materials Science and Engineering, 1998, 250(2): 241-248.
- [16] Camus G, Guillaumat L, Baste S. Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading(I). Mechanical characterization[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56(12): 1363-1372.

## Tensile Behavior and Damage Model of 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC Composite Structures

Chen Chao<sup>1</sup>, Dai Rui<sup>2</sup>, Xu Lin<sup>2</sup>, Fan Xiaomeng<sup>1</sup>, Zhao Donglin<sup>1</sup>, Dang Xiaolin<sup>1</sup>, He Jiangyi<sup>3</sup>

1. Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China

2. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China

3. Xi'an Golden Mountain Ceramic Composites, Xi'an 710117, China

**Abstract:** The mechanical properties of 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC composites exhibit significant differences between the warp and weft directions. Investigating the relationship between their microstructure and tensile behavior is critical for understanding the anisotropic damage mechanisms and enhancing the application performance of these composites. In this paper, 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC composites were prepared using the chemical vapor infiltration method, and their microstructure and tensile properties were characterized. The results revealed the presence of a typical X-shaped pore network region within the material, where the warp yarns formed a 12° angle with the axial direction. During tensile loading, the warp yarns were subject to both tensile and shear stresses, reducing their damage tolerance. Consequently, the tensile damage degree at failure in the warp direction (53%) was lower than that in the weft direction (63%). This structural feature resulted in a warp fiber bundle volume fraction 2.52 times that of the weft fiber bundle, while the warp tensile strength (255.8MPa±5.5MPa) was only 1.64 times that of the weft (156.1MPa±29.9MPa).

**Key Words:** 2.5D-SiC<sub>f</sub>/SiC; microstructure; tensile testing; damage process; damage evolution model

---

**Received:** 2024-08-31; **Revised:** 2024-11-13; **Accepted:** 2025-01-16

**Foundation item:** Aeronautical Science Foundation of China (2019ZE053003)