

试样构型与标距对 SiC_f/SiC 复合材料拉伸性能的影响

王雅娜^{1,2}, 王振宇³, 赵文青^{1,2}, 李天山^{1,2}, 焦 健^{1,2}

(1. 中国航发北京航空材料研究院陶瓷基复合材料研究所, 北京 100095; 2. 先进复合材料科技重点实验室, 北京 100095; 3. 北京航空航天大学能源与动力工程学院, 北京 100081)

摘要: 为揭示试样几何构型与标距对 SiC_f/SiC 复合材料拉伸性能的影响, 从同一板材上切割了哑铃形试样(A 型)和两种标距的 Y 型端部试样(B 型、C 型), 进行常温拉伸测试, 并利用数字图像相关技术(DIC)分析损伤演化, 结合断口特征深入探讨了试样构型与标距对材料拉伸测试结果的影响。发现试样构型与标距对拉伸应力-应变曲线线性段影响较小, 但构型会显著影响极限拉伸强度和破坏应变, A 型试样采用平面夹持, 加载中因引入附加弯矩, 导致极限拉伸强度和破坏应变显著低于采用 Y 型吊挂夹持的 B、C 型试样。标距为 25 mm(B 型)和 15 mm(C 型)试样拉伸性能差异小于 9%, 证实了试样标距大于特征长度($L_c=0.49$ mm)10 倍时, 尺寸效应可忽略。研究表明, Y 型吊挂试样能准确获得材料真实性能, SiC_f/SiC 复合材料试样标距大于 5 mm 可消除尺寸效应影响, 研究为航空发动机热端部件性能评价与本体取样设计提供了实验依据和理论支撑。

关键词: SiC_f/SiC 复合材料; 拉伸性能; 试样构型; 标距; 夹持方式; 本体取样

中图分类号: V231.9; TB332

文献标志码: A

文章编号: 1005-2615(2025)04-0610-10

Influence of Specimen Geometry and Gauge Length on Tensile Properties of SiC_f/SiC Composites

WANG Ya'na^{1,2}, WANG Zhenyu³, ZHAO Wenqing^{1,2}, LI Tianshan^{1,2}, JIAO Jian^{1,2}

(1. Ceramic Matrix Composites Division, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
2. Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China;
3. School of Energy and Power Engineering, Beihang University, Beijing 100081, China)

Abstract: To investigate the influence of specimen geometry and gauge length on the tensile properties of SiC_f/SiC composites, specimens are cut from the same plate: dog-bone-shaped specimens (Type A) and Y-tabbbed specimens with two gauge lengths (Types B and C). Room-temperature tensile tests are performed. Digital image correlation (DIC) is used to analyze damage evolution, and fracture characteristics are examined to thoroughly investigate the effects of specimen configuration and gauge length on tensile test results. It is found that specimen geometry and gauge length have a minor influence on the linear segment of the tensile stress-strain curve. However, the geometry significantly affects the ultimate tensile strength and fracture strain. Type A specimens, employing flat clamping, introduce an additional bending moment during loading, resulting in significantly lower ultimate tensile strength and fracture strain compared with Types B and C specimens, which use Y-tabbbed suspension gripping. The difference in tensile properties between specimens with gauge lengths of 25 mm (Type B) and 15 mm (Type C) is less than 9%. This confirms that the size effect can be neglected when the gauge length exceeds 10 times the characteristic length ($L_c=$

基金项目: 稳定支持项目(2019-363)。

收稿日期: 2025-06-03; 修订日期: 2025-07-23

通信作者: 赵文青, 女, 博士, 高级工程师, E-mail: 893513120@qq.com。

引用格式: 王雅娜, 王振宇, 赵文青, 等. 试样构型与标距对 SiC_f/SiC 复合材料拉伸性能的影响[J]. 南京航空航天大学学报(自然科学版), 2025, 57(4): 610-619. WANG Yana, WANG Zhenyu, ZHAO Wenqing, et al. Influence of specimen geometry and gauge length on tensile properties of SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics(Natural Science Edition), 2025, 57(4): 610-619.

0.49 mm)。The study demonstrates that Y-tabbed suspension specimens enable accurate determination of the material's true properties, and a gauge length greater than 5 mm can eliminate the influence of the size effect for the present SiC_f/SiC composites. This research provides experimental evidence and theoretical support for the performance evaluation of aero-engine hot-section components and the design of specimens for in-situ sampling.

Key words: SiC_f/SiC composites; tensile properties; specimen configuration; gauge length; clamping method; in-situ sampling

连续碳化硅纤维增强碳化硅基体复合材料(以下简称SiC_f/SiC复合材料)凭借其高比强度、优异的高温稳定性和抗热振性能,已成为航空航天、核能等领域热端部件的关键候选材料^[1-3]。在工程化应用进程中,精确表征其拉伸性能是SiC_f/SiC复合材料结构设计、质量控制和寿命预测的核心依据^[4-5]。然而,该材料的非均质性、各向异性及脆性断裂特性导致其力学测试结果显著依赖于试样几何构型与加载方式,由此引发工程实践中的一个突出矛盾:不同构型与尺寸试样的测试数据缺乏可比性,严重制约了材料性能数据库在工程设计中的有效转化^[6-7]。

SiC_f/SiC复合材料拉伸测试的早期研究多沿用金属材料方法,采用哑铃形试样平面夹持,依靠试样前、后表面与试验机夹块间的静摩擦力传力。然而,材料脆性基体的特性易导致夹持区边缘碎裂引发非标距段失效^[8]。为克服此问题,Y型端部试样吊挂方案应运而生。该方案通过侧面挤压传力避免直接夹持损伤,尤其适用于薄板材料测试^[9-12]。此外,部分常温测试研究也报道了采用直条形试样或在夹持区粘贴加强片的方案,成功获得了有效的失效模式和测试数据^[13]。以上3种拉伸测试方法均已纳入ASTM C1275标准,并在工程实践中得到广泛应用^[14]。尽管如此,大量实践表明,采用不同试样形式获得的拉伸测试数据存在显著偏差。尽管ASTM C1275规定了试样总长度(>100 mm)、标距长度(>25 mm)及哑铃形试样过渡圆弧半径(>50 mm)等通用要求,但未能明确不同构型试样的适用场景,也缺乏对不同构型试样间系统性测试偏差的说明。

随着航空发动机热端部件对SiC_f/SiC复合材料应用的加速推进,测试构型多样性问题日益凸显^[15]。其中,微试样与标准化大试样测试结果的等效性问题尤为关键。鉴于SiC_f/SiC复合材料普遍存在的显著形性不协调及性能批次分散性大等问题^[16],设计阶段更需获取构件本体(如涡轮叶片、涡轮外环)的性能数据。受限于构件尺寸,本体取样通常只能采用微型试样。然而,小试样测试结

果可能与标准试样结果存在明显偏差^[17],其与标准试样数据的等效性亟待验证。

Neogi等^[18]通过对SiC_f/SiC复合材料拉伸性能的系统测试,发现试样标距段体积(长×宽×厚)和几何构型(直条试样与缩减标距试样)显著影响力学响应,并将差异归因于应力传递路径改变导致的局部损伤演化差异^[19]。Hild等^[20]的理论模型进一步指出,连续纤维增强陶瓷基复合材料的极限强度存在临界尺寸依赖性^[21-22]:当试样标距长度小于特征长度时,强度受纤维断裂统计效应支配(对尺寸敏感);当标距长度大于特征长度时,强度趋于稳定(尺寸无关)。

当前研究多聚焦于单一变量(如仅改变过渡圆弧半径 R 或标距长度)对力学性能的影响,缺乏对传力机制与标距段尺寸效应耦合作用的深入分析。为此,本文设计了3种试样,分别为哑铃形试样(A型,平面夹持)、Y型端部试样(B型,吊挂夹持)和微型Y型端部(C型,吊挂夹持),对同一块板上切割上述3种试样,开展常温拉伸试验。通过对比分析应力-应变响应、弹性模量、比例极限及极限拉伸强度等参数的差异性,并结合断口形貌观察,旨在揭示试样构型、传力机制与标距段尺寸效应对拉伸测试结果的耦合影响规律,填补现有研究中构型-尺寸耦合效应的空白,为零件本体取样性能数据的校准提供依据。

1 试验方法

1.1 材料

本文研究的SiC_f/SiC复合材料采用单向预浸料熔融渗硅(MI)工艺制备。首先,对Cansas III SiC纤维(型号:Cansas 3303,0.5K;生产商:福建建立亚,中国)进行化学气相沉积,获得带BN界面层的纤维束。然后,采用湿法预浸工艺,将上述纤维束浸渍聚合物先驱体溶液,经辊压制成名义厚度为0.2 mm的单向预浸料。随后,将预浸料裁切为100 mm×100 mm的单向带,按[(0°/90°)₅]铺层顺序交替堆叠(共10层),经热压固化制成层压预制体。预制体经碳化工艺转化为多孔碳骨架,再通过MI工艺进行基体致密化。最终,制备得到名义尺

寸为 100 mm(长)×100 mm(宽)×2.0 mm(厚)的 SiC_t/SiC 复合材料层板,排水法实测密度为 2.821 g/cm³。所有拉伸试样均从该平板上切割制备。

1.2 3种试样类型说明

表 1 所列 A 型试样为符合现行标准测试方法要求的哑铃形试样,采用试验机楔形夹块平面夹持方式,具有较好的测试通用性。C 型试样则针对涡轮外环零件本体取样设计,采用 Y 型端部构型,其尺寸设计充分考虑了市售最小标距(10 mm)引伸

计的测量需求,代表了该类型试样在涡轮外环零件上的最小可实现尺寸。该试样通过楔形自锁夹具实现侧向吊挂加载,其端部与夹具卡槽均采用 8°匹配楔角设计,可有效确保自锁可靠性。作为对比研究的 B 型试样,其几何尺寸为 C 型试样的 1.5 倍放大版本,特别设计为与 A 型试样保持相同的标距长度,以便于开展跨构型的尺寸效应对比分析,如图 1 所示。

表 1 试样构型、尺寸和夹持方式

Table 1 Specimen configuration, dimensions and clamping method

组名	几何构型	标距尺寸(长度×宽度)/(mm×mm)	过渡圆弧半径 R/mm	夹持方式
A 型	哑铃形	25×5	78	平面夹持摩擦传力
B 型	端部 Y 型	25×5	35.4	侧面吊挂挤压传力
C 型	微型端部 Y 型	15×3	21.5	侧面吊挂挤压传力

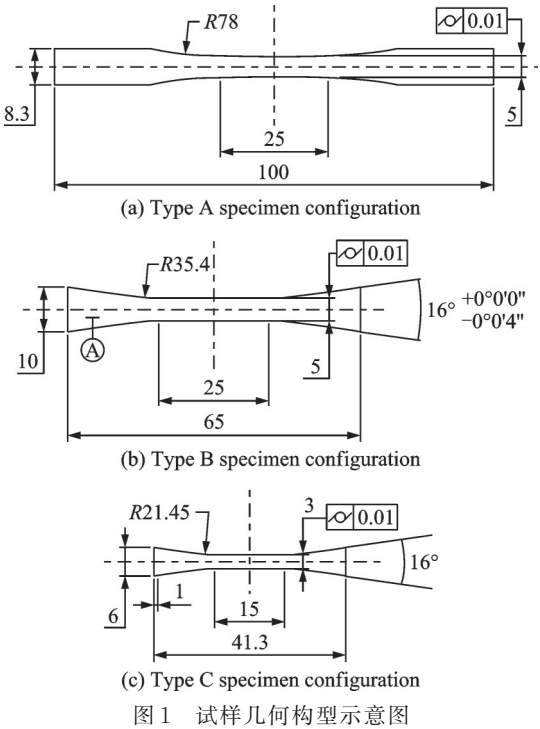


Fig.1 Schematic diagrams of the specimen geometric configuration

1.3 试样加工与检测

所有试样均采用金刚石线切割技术加工成型,尺寸精度控制在±0.05 mm。试样标距段的前/后表面及左/右侧面均经精密磨削处理,以确保标距段前、后表面满足平面度要求,左、右侧面满足平行度要求。加工完成后,为表征试样内部孔隙分布特征,采用 X 射线计算机断层扫描(CT)技术(设备:Phoenix Vltomex M 微纳焦点 CT)对试样内部状态进行无损检测。检测参数设置如下:电压 100 kV,电流 200 μA,FDD 808.23 mm,FOD 162.05 mm,分辨率 20 μm,厚度方向切片数 1 600 张。表 2 展示了 A 型、B 型、C 型 3 组试样在近前表面截面、厚度方向中间截面及近后表面截面位置的典型 CT 切片图;对试样 CT 体数据沿厚度方向进行最小 X 射线衰减系数投影,将内部孔隙投影至 XOY 平面,该投影图像可反映所有切片在厚度方向叠加后的缺陷分布总和。CT 分析结果表明:所有试样均呈现内部致密、近表皮区域缺陷增多的分布特

表 2 A 型试样、B 型试样、C 型试样内部缺陷 CT 图像

Table 2 Internal defect CT images of types A, B, and C specimens

位置	A 型试样 CT 图像	B 型试样 CT 图像	C 型试样 CT 图像
前表面			
中间			
后表面			
叠加			

征;3组试样标距段(工作段)的孔隙状态相似,实测孔隙率分别为A型1.05%、B型1.03%、C型1.02%。CT检测结果表明,3种试样基体致密程度和缺陷状态相近,可排除缺陷对测试结果的影响。

1.4 测试设备和试验过程

采用Instron 68TM-10双立柱电子万能试验系统对3种拉伸试样开展室温((23±2)℃)力学测试,使用Instron 2620-601型可变标距的引伸计以适应不同试样标距的应力-应变曲线测量。A型(哑铃形)试样采用试验机气动夹具直接夹持试样前/后表面(图2(a)),通过接触面静摩擦力传递载荷;B型与C型(Y型端部)试样配合四片式楔形自锁夹具进行侧面吊挂加载(图2(b,c))。该夹具(图3)由4片中间开设楔形槽的金属夹块组成:夹块宽度方向中部按试样端部轮廓开随形槽,槽深略小于试样半厚度;槽侧面设计为8°楔角;槽长度大于试样楔形端部以确保顺利嵌入。装配时首先将试样嵌入上、下夹块卡槽,然后将组合件夹持至试验机气动夹具。加载过程中位移增大引发自锁效应,同时夹块对试样前/后表面的摩擦力分担部分楔形接触面挤压应力。

拉伸试验采用位移控制模式,加载速率设定为0.5 mm/min,试验机与引伸计数据采集频率均为50 Hz。测试过程中:A型试样引伸计标距设定为

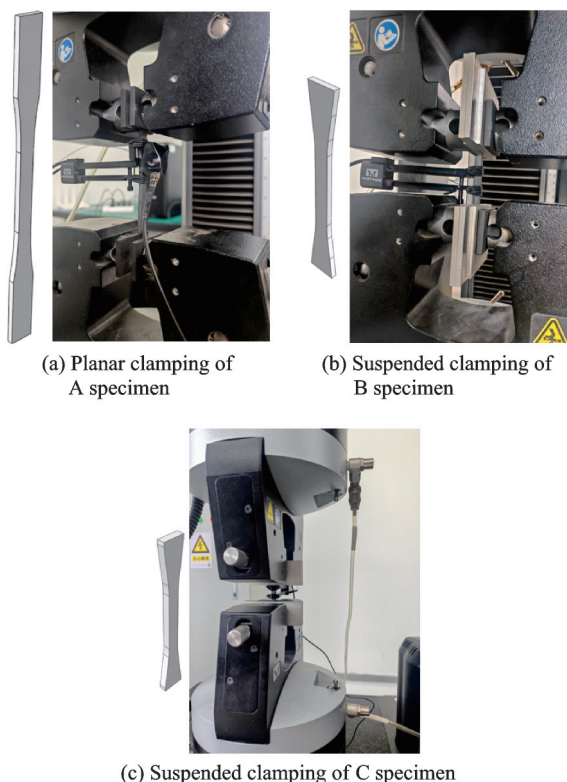


图2 3种构型试样的夹持实物图

Fig.2 Physical clamping diagrams of three configuration specimens

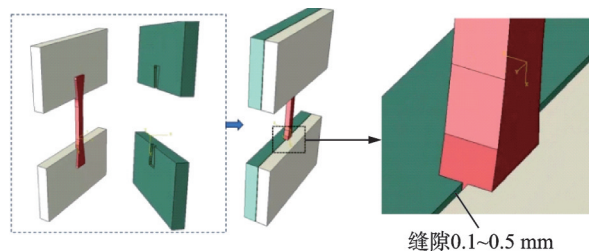


图3 四片式卡槽夹具的示意图

Fig.3 Schematic diagrams of a four-segment groove clamping fixture

25 mm;B型及C型试样引伸计标距设定为12.5 mm。每组试验正式加载前施加100 N预载荷,随后以恒定速率连续加载直至载荷衰减至峰值载荷的30%。

另外,在A型试样加载过程中采用VIC-3D非接触全场应变测量系统对试样表皮铺层为0°层的一侧进行观测,获得该表面整个加载过程中全场变化的变化规律,DIC测试的采样频率为每秒采集2张照片。

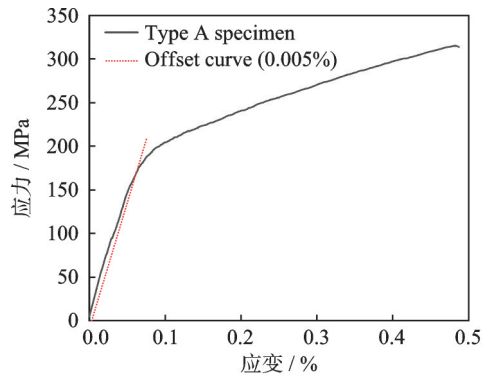
2 结果与讨论

2.1 拉伸应力-应变曲线对比

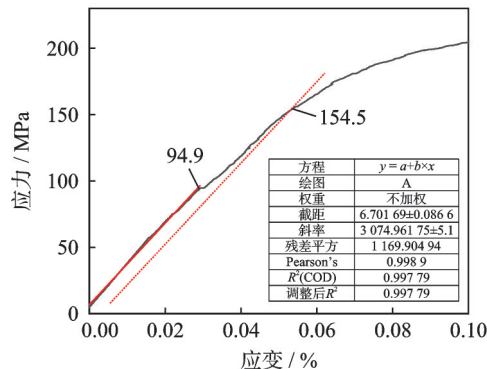
图4(a)呈现A型试样完整的拉伸应力-应变曲线,图4(b)为0.1%应变范围内的局部放大图。参考ASTM C1275,采用偏移法确定比例极限,即生成一条与用于确定弹性模量的拉伸应力-应变曲线线性部分相平行,且具有一个比较小的应变偏移量的直线来确定,比例极限应力即为上述偏移线与拉伸应力-应变曲线相交点所对应的应力水平^[14]。为了确定数据的保守性,预浸料MI工艺的SiC_i/SiC复合材料采用偏移法确定比例极限时的偏移量为0.005%^[23]。图中红色虚线代表线性段偏移0.005%应变后的基准线,其与曲线的交点测定为拉伸比例极限值(154.5 MPa)。曲线在94.9 MPa应力前保持线性关系,超过此临界点后逐渐偏离线性。

图5(a)呈现B型试样完整的拉伸应力-应变曲线,图5(b)为0.1%应变范围内的局部放大图。图中红色虚线代表线性段偏移0.005%应变后的基准线,其与曲线的交点测定为拉伸比例极限值(165.3 MPa)。曲线在92.9 MPa应力前保持线性关系,超过此临界点后逐渐偏离线性。

图6(a)呈现C型试样完整的拉伸应力-应变曲线,图6(b)为0.1%应变范围内的局部放大图。图中红色虚线代表线性段偏移0.005%应变后的基准线,其与曲线的交点测定为拉伸比例极限值



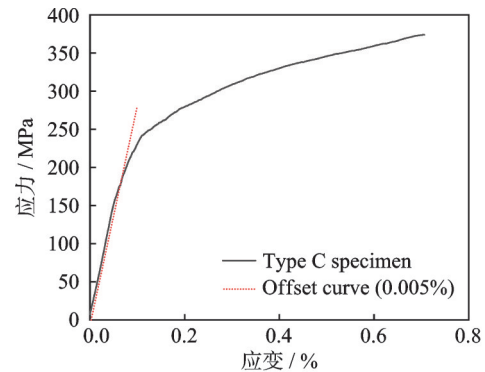
(a) Full-range stress-strain response



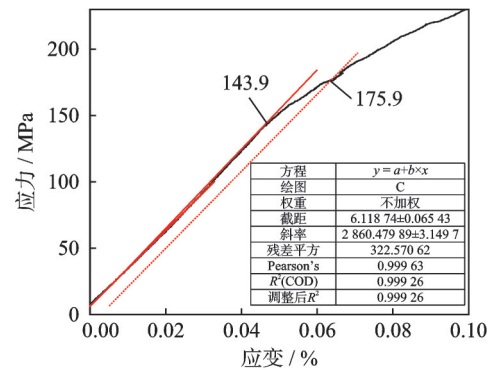
(b) Magnified view focusing on 0.1% strain range

图 4 A 型试样拉伸应力-应变曲线与局部放大图

Fig.4 Tensile stress-strain curves of Type A specimen with local magnification



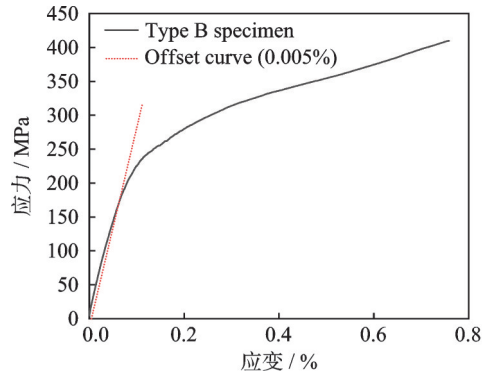
(a) Full-range stress-strain response



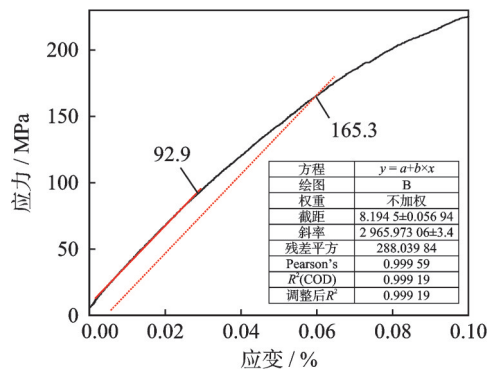
(b) Magnified view focusing on 0.1% strain range

图 6 C 型试样拉伸应力-应变曲线与局部放大图

Fig.6 Tensile stress-strain curves of Type C specimen with local magnification



(a) Full-range stress-strain response



(b) Magnified view focusing on 0.1% strain range

图 5 B 型试样拉伸应力-应变曲线与局部放大图

Fig.5 Tensile stress-strain curves of Type B specimen with local magnification

图 7(a)对比显示 A、B、C 型试样的完整拉伸应力-应变曲线,图 7(b)为 0.1% 应变范围内上述拉伸应力-应变曲线的局部放大图,可见 3 种不同构型试样拉伸应力-应变曲线的线性段高度一致,但超过比例极限后 A 型试样的拉伸应力-应变曲线显著偏离 B/C 型试样的应力-应变曲线;在拉伸应力-应变曲线非线性段初期($<0.4\%$ 应变),B/C 型试样的拉伸应力-应变曲线基本重合,当应变超过 0.4% 时,二者的曲线逐渐分离。

2.2 拉伸性能测试参数影响的定量分析

表 3 定量对比了 A、B、C 型试样的拉伸模量、比例极限、极限强度及破坏应变数据:哑铃形(A 型)试样模量最高;标准 Y 型吊挂(B 型)试样极限强度(409.9 MPa)与破坏应变最高;微型 Y 型吊挂(C 型)试样比例极限最高。

在同样的试样标距下,试样构型对 SiC_f/SiC 复合材料拉伸性能测试结果的影响可通过对比 A、B 型试样的拉伸测试结果来分析:试样形式对拉伸模量和拉伸比例极限的影响不大,但对拉伸强度和拉伸破坏应变有明显影响。哑铃形试样的拉伸模量比标准 Y 型吊挂试样高 3.54%,比例极限比标准 Y 型吊挂试样低 6.99%,极限拉伸强度比标准 Y 型吊挂试样低 30.0%,拉伸破坏应变比标准 Y 型吊挂试样低 57.2%,以上结果证实构型显著影响拉伸强度

(175.9 MPa)。曲线在 143.9 MPa 应力前保持线性关系,超过此临界点后逐渐偏离线性。

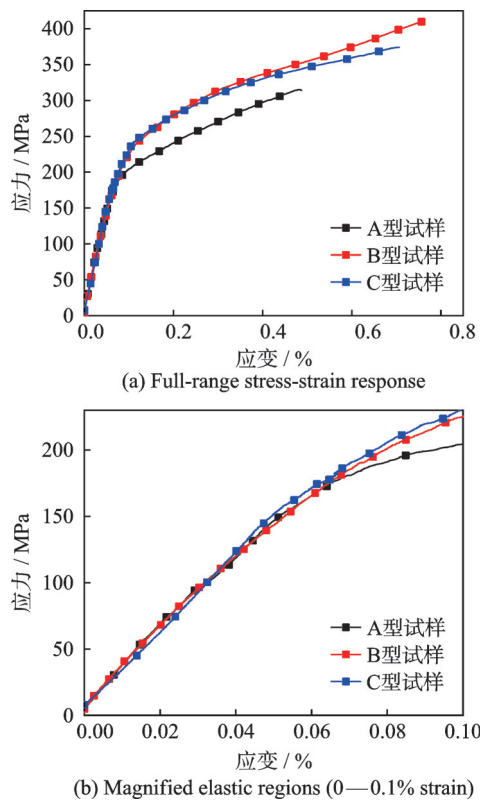


图7 3种试样拉伸应力-应变曲线对比

Fig.7 Comparative tensile behavior of Types A, B, and C specimens

表3 3种试样拉伸性能参数测试结果的定量对比

Table 3 Quantitative comparison of tensile property test results for three specimens

组名	几何构型	模量/ GPa	比例极限/ MPa	极限拉伸 强度/MPa	拉伸破坏 应变/%
A	哑铃形	307.5	154.5	315.2	0.482 9
B	端部Y型	296.6	165.3	409.9	0.758 9
C	缩小后的 端部Y型	286.0	175.9	374.1	0.705 2

与拉伸断裂应变。

在同样的Y型吊挂试样构型下,试样标距长度对SiC_f/SiC复合材料拉伸性能的影响可通过对比B组和C组的结果来分析:长标距标准Y型吊挂的拉伸模量比短标距微型Y型吊挂高3.57%,拉伸比例极限比短标距微型Y型吊挂试样低6.41%,极限拉伸强度比短标距微型Y型吊挂试样高8.73%,拉伸破坏应变比短标距微型Y型吊挂试样高7.08%,可见在同样Y型吊挂构型下,当标距从25 mm缩短至15 mm时,各参数波动均小于9%,表明标距段尺寸的影响效应不显著。

2.3 失效模式与显微机制

图8展示了A、B、C型3种试样的宏观断裂形貌,试样断裂的位置均发生在试样的标距范围内,可见试样均发生有效的失效模式。



图8 试验件宏观断裂形貌

Fig.8 Macroscopic fracture morphologies of the test specimens

利用体视显微镜观测A、B、C型3种试样的侧面,试样厚度范围内的侧面微观断裂形貌如图9所示。对比分析3种试样的微观断口形貌特征,发现A型试样断口显著倾斜,不同铺层的断裂面不在同一平面,表明加载过程存在弯矩作用,导致厚度方向应力分布不均,0°铺层纤维拔出长度较短,90°铺层中由于层内断裂暴露出较多横向纤维,说明90°铺层中的微观断裂发生在基体与纤维的界面处;从正面和侧面看,B型与C型试样断口均非常平整,试样中0°铺层纤维拔出长度均匀,90°铺层断口平直,证实加载过程应力场均匀分布且对中性良好,无附加弯矩。另外,对比B、C型试样断口可知,B型、C型试样纤维拔出长度明显大于A型试样。

基于对上述断口形貌的分析,可知试样构型加载方式主导材料拉伸性能测试结果差异的原因:A型试样平面夹持引入弯曲,导致试样厚度方向存在非均匀应力场,促使0°层纤维非同步断裂并提前触发基体开裂,降低有效承载截面,致使极限拉伸强度和破坏应变较低,无法反映材料真实的拉伸性能。根据ASTM C1275,A型哑铃形试样平面夹持方法在加载时引入额外弯矩的原因是装夹试样无法保证百分百对中。如图10(a)所示,最理想的对中状态是试样厚度方向的中心线与试验机一对夹块的中轴线(即试验机的载荷中轴线)完全重合,但由于实际上、下一对夹块的中轴线不可能完全对中,可能有一些偏心,如图10(b)所示,因此试样夹持至试验机后,试样厚度的中轴线,以及试验机上、下夹头的中轴线不重合,加载过程中试样有发生如图10(c)所示“S形”变形的趋势,这种“S形”变形就会诱发图9(a)所示的倾斜断口。另外由于本次测试的SiC_f/SiC复合材料是非对称铺层,加载过程中也会由于试样厚度方向中轴线两侧铺层不完全对称而导致偏心,引入额外弯矩。此外,哑铃形试样平面夹持方法完全借助试验机夹块与试样接触面的摩擦传力,夹持边缘应力集中严重,可能诱发基体微裂纹早萌生,导致A型试样比例极限应力也明显降低。

B型与C型试样由于采用可实现自适应对中

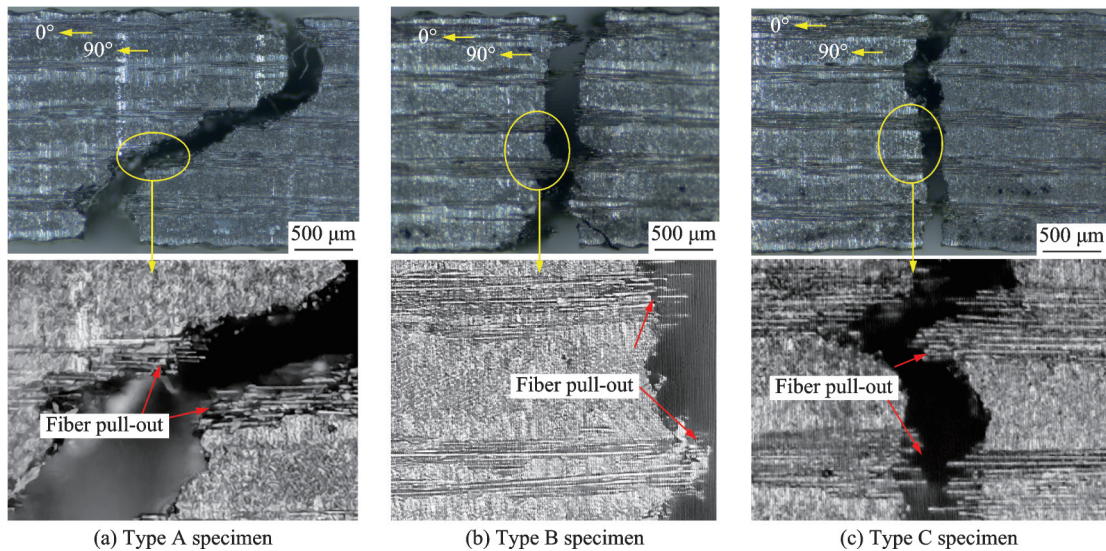


图9 试验件侧面断口微观形貌图

Fig.9 Side view of microscopic morphologies of fracture surface for test specimens

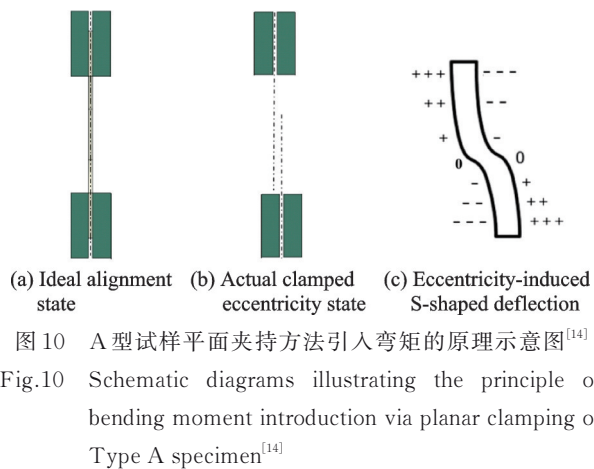


图10 A型试样平面夹持方法引入弯矩的原理示意图^[14]
 Fig.10 Schematic diagrams illustrating the principle of bending moment introduction via planar clamping of Type A specimen^[14]

调节的夹具,并且试样更短,因此对中性比A型试样大大改善。另外,图3所示的夹具可实现试样左、右两侧吊挂挤压和试验前、后两面摩擦剪切的混合传力,可确保试样在夹持区域和夹持边缘的应力集中大大降低,以上传力路径的改变也有利用降低偏心加载影响,令试样相对于试验机的加载线获得良好的对中性,图8和图9的断口形貌也证实了B型与C型试样在加载过程中确实具有较好的对中性,试样工作截面上具有均匀的应力场。另外,混合传力带来的应力集中降低,也令B型与C型试样不容易提早发生基体开裂,使B型与C型试样具有高于A型试样的拉伸比例极限。

在相同构型下,试样标距长度对拉伸测试结果也有一定影响,标距缩短(25 mm→15 mm)有利于减少临界缺陷数量,使C型试样的比例极限相比B型试样提高了6.41%,另外长标距的B型试样可增强应力重分布能力,促进多裂纹桥接,故B型试样的极限拉伸强度与拉伸破坏应变比C型试样分别

提高8.73%和7.08%。

2.4 基于DIC的拉伸变形的尺寸效应

采用VIC-2D软件对A型哑铃形试样加载过程中采集的散斑图像进行数字图像相关(Digital image correlation, DIC)计算。选择第一幅未加载图像作为参考图像,并选取矩形区域作为变形分析的计算区域(Area of interest, AOI),如图11(a)所示。图中试样长度方向两端黑色矩形区域为用于固定引伸计的黑色橡皮筋成像区域,该区域不参与DIC计算,故已从AOI中排除。

图11(b)展示了加载过程中纵向拉伸应变 ϵ_{yy} 分布云图随应力水平升高的演变规律。可见,在80 MPa应力水平下,试样表层的0°铺层已出现基体开裂,表现为云图中的横向条纹。随着应力水平提高,基体裂纹密度增加,表层横向条纹变得更为密集且数量增多。至约150 MPa时,基体裂纹基本达到饱和状态,该应力点恰好近似对应材料的拉伸比例极限。此后,裂纹数量不再显著增加,但裂纹区域的应变梯度持续增大。此过程对应于0°铺层中纤维的逐渐拔出。临近断裂时(约300 MPa),断裂萌生位置处的应变集中显著加剧,最终导致该处纤维断裂,试样失效。

为研究SiC_f/SiC复合材料拉伸应变的尺寸效应,利用VIC-2D软件的虚拟引伸计功能,在A型试样表面设置了不同标距长度的虚拟引伸计,其标距分别为1、2、5、8、12、18、32及38 mm,如图12所示。软件根据虚拟引伸计的变形量 ΔL 与标距长度 L ,计算出标距段的平均纵向拉伸应变 ϵ_{yy} 。

图13展示了不同标距虚拟引伸计测得的A型试样拉伸应变-应力曲线。观察发现,标距为

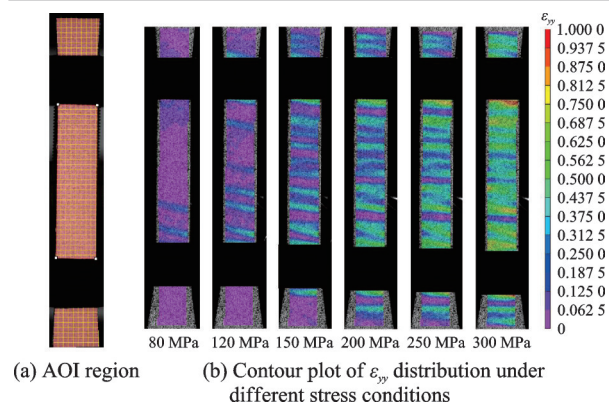


图11 计算区域示意图与加载过程中表面应变分布变化规律

Fig.11 AOI schematic and progression of surface strain field during loading

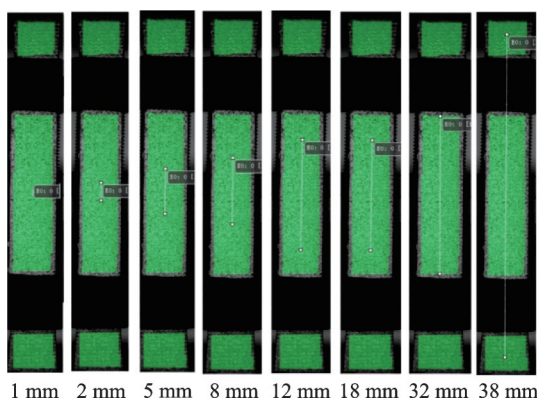


图12 A型试样表面不同标距长度的虚拟引伸计示意图

Fig.12 Schematic of virtual extensometers with varying gauge lengths on Type A specimen surface

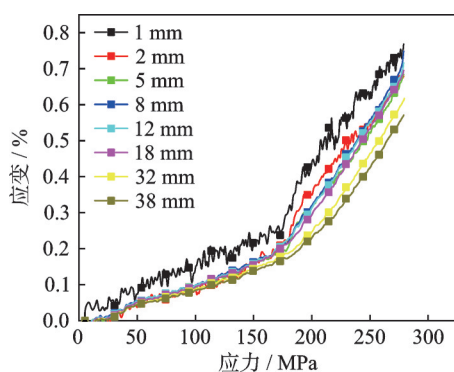


图13 不同标距虚拟引伸计测得的A型试样拉伸应变-应力曲线

Fig.13 Tensile strain-stress curves of Type A specimen obtained by virtual extensometers with varying gauge lengths

32 mm和38 mm的虚拟引伸计所测应变值显著偏低。这是由于A型试样的有效标距段(均匀变形区)长度仅为25 mm,上述两种标距已超出该区域,导致无法准确测量应变。相比之下,标距为5、8、12和18 mm的4个虚拟引伸计测得的应变结果基

本吻合,表明在此标距范围内测量变形时,拉伸应变无明显尺寸效应。然而,当虚拟引伸计标距进一步减小至2 mm和1 mm时,测得应变显著增大,且应变数据的波动程度加剧,其中2 mm的虚拟引伸计在初始还能保持与上述5~18 mm的虚拟引伸计较一致的应变,超过比例极限后应变明显发生偏离,而1 mm的虚拟引伸计全程与上述5~18 mm的虚拟引伸计明显偏离,并且具有严重的数据波动。这说明在2 mm标距尺度下,拉伸应变表现出明显的尺寸效应。这一现象源于纤维增强脆性基体陶瓷基复合材料的力学行为依赖于其特征长度 L_c 。根据Hild的理论模型^[20],当试样标距 $L < 10L_c$ 时,材料性能与尺寸具有强烈的相关性,对SiC_f/SiC复合材料来说,其特征长度的10倍长度($10L_c$)可能大于2 mm。

基于纤维增强脆性基体的陶瓷基复合材料的界面力学理论,利用式(1)可估算MI-SiC_f/SiC复合材料的特征长度(L_c)。

$$L_c = \frac{\sigma_f \cdot d_f}{2\tau} \quad (1)$$

式中: σ_f 为纤维拉伸强度, d_f 为纤维直径, τ 为纤维/基体界面剪切强度。Cansas-III SiC纤维的拉伸强度约为2 800 MPa,纤维直径约为10 μ m,典型BN界面层的剪切强度为20 MPa,代入式(1)计算得到MI-SiC_f/SiC复合材料的特征长度 L_c 约为0.49 mm,10倍的特征长度 L_c 为4.9 mm,证实了上述 $10L_c$ 大于2 mm的结论。此外,B型试样和C型试样的标距均大于10倍的特征长度 L_c ,而二者性能参数测试结果的波动小于9%,进一步验证了预浸料MI工艺制备的[(0°/90°)₅]铺层的SiC_f/SiC复合材料符合Hild等^[20]提出的尺寸效应稳定区理论。

3 结 论

(1) 对于预浸料MI工艺制备的[(0°/90°)₅]铺层的SiC_f/SiC复合材料,其拉伸性能测试结果对测试方法具有敏感性,其中弹性模量受构型/尺寸影响最小,比例极限对试样夹持的应力集中敏感,极限拉伸强度与破坏应变对应应力场均匀性敏感。其中,夹持方式主导拉伸测试准确性,平面夹持方式容易引入附加弯矩,导致拉伸试样厚度方向应力分布不均,使A型试样拉伸性能测试结果普遍较低,可能无法反映材料真实的拉伸性能。因此,SiC_f/SiC复合材料拉伸性能测试推荐采用Y型端部试样吊挂加载的方法,确保对中以消除弯矩。

(2) [(0°/90°)₅]铺层MI-SiC_f/SiC复合材料的拉伸性能测试需要考虑特征长度,当虚拟引伸计标

距小于临界值($10L_c=4.9\text{ mm}$)时,测得的应变表现出明显的尺寸效应,大于临界值时不同标距的虚拟引伸计的应变测试结果具有一致性。在同样采用 Y 型端部试样吊挂加载的方案下,B 型(标距 25 mm)与 C 型(标距 15 mm)试样拉伸性能的差异低于 9%,证实了当标距 >10 倍特征长度时,试样标距的尺寸效应对 SiC_f/SiC 复合材料拉伸强度测试结果的影响可忽略。基于上述结论,零件本体取样测试时,只需拉伸试样标距大于 15 mm 即可保证数据有效性。

(3) $[(0^\circ/90^\circ)_5]$ 铺层的 $\text{MI-SiC}_f/\text{SiC}$ 复合材料在拉伸加载过程中表现出典型的损伤演化行为,基于 DIC 全场应变的观测结果,材料首先在较低应力水平(约 80 MPa)下于 0° 铺层发生基体开裂,裂纹密度随应力增加而增大,并在接近拉伸比例极限(约 150 MPa)时达到饱和。此后,损伤机制转变为以 0° 铺层纤维拔出为主,表现为基体开裂处应变持续增大,直至临近断裂(约 300 MPa)时在基体开裂最严重处发生断裂失效。

参考文献:

- [1] MORSCHER G N, OJARD G, MILLER R, et al. Tensile creep and fatigue of Sylramic-iBN melt infiltrated SiC matrix composites: Retained properties, damage development, and failure mechanisms[J]. *Composites Science and Technology*, 2008, 68(15/16): 3305-3313.
- [2] 王雅娜,李天山,王海润,等. GE 公司预浸料-熔渗工艺 SiC_f/SiC 复合材料应用研究历程及启示[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(2): 1-17.
WANG Ya'na, LI Tianshan, WANG Hairun, et al. Research history and enlightenment of GE's prepreg-melt infiltration process for SiC_f/SiC composites[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(2): 1-17.
- [3] 艾莹珺,赵春玲,郎旭东,等. 熔融渗硅工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料在水氧腐蚀环境中的氧化行为[J]. *材料工程*, 2025, 53(5): 152-158.
AI Yingjun, ZHAO Chunling, LANG Xudong, et al. Oxidation behavior of SiC_f/SiC composites prepared by melt infiltration in water-oxygen corrosion environment[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(5): 152-158.
- [4] 王波,矫桂琼,杨成鹏,等. 陶瓷基复合材料力学行为研究进展[J]. *航空制造技术*, 2014(6): 54-57.
WANG Bo, JIAO Guiqiong, YANG Chengpeng, et al. Research progress on mechanical behavior of ceramic matrix composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2014(6): 54-57.
- [5] LI Yihang, GUAN Tianhao, MA Yong, et al. Mechanical behavior and failure mechanism of 2D- SiC_f/SiC composite under dynamic tensile loading through experimental and numerical investigation[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2025, 45(5): 1171-124.
- [6] WISNOM M R. Size effects in the testing of fiber-composite materials[J]. *Composites Science and Technology*, 1999, 59(13): 1937-1957.
- [7] 王海润,郝自清,刘刘,等. SiC/SiC 陶瓷基复合材料面内剪切模量测试方法[J]. *航空材料学报*, 2025, 45(2): 91-101.
WANG Hairun, HAO Ziqing, LIU Liu, et al. Test method for in-plane shear modulus of SiC/SiC ceramic matrix composites[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2025, 45(2): 91-101.
- [8] 王浩伟,张大旭,陈明明. 陶瓷基与碳/碳复合材料拉伸性能试验研究进展[J]. *硅酸盐通报*, 2015, 34(7): 1907-1920.
WANG Haowei, ZHANG Daxu, CHEN Mingming. Research progress on tensile properties testing of ceramic matrix and C/C composites[J]. *Bulletin of the Chinese Ceramic Society*, 2015, 34(7): 1907-1920.
- [9] LIPETZKY P, DVORAK G J, STOLOFF N S. Tensile properties of a SiC_f/SiC composite[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1996, 216(1/2): 11-19.
- [10] SHEN X, LI M, DAI Y, et al. The effects of preparation temperature on the SiC_f/SiC 3D/4D woven composite[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(9): 13448-13456.
- [11] 蒙怡,杨胜春,刘小川. 陶瓷基复合材料拉伸力学性能试验方法研究[J]. *纤维复合材料*, 2023, 40(3): 17-21.
MENG Yi, YANG Shengchun, LIU Xiaochuan. Study on test method for tensile mechanical properties of ceramic matrix composites[J]. *Fiber Composites*, 2023, 40(3): 17-21.
- [12] WU Xiaochen, ZHENG Ruixiao, LI Lu, et al. Research progress on in-situ monitoring of damage behavior of SiC_f/SiC ceramic matrix composites at high temperature environments[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2024, 39(6): 609-622.
- [13] 刘虎,杨金华,陈子木,等. 熔融渗硅工艺制备的 SiC_f/SiC 复合材料微观结构与性能[J]. *材料工程*, 2020, 48(6): 102-110.
LIU Hu, YANG Jinhua, CHEN Zimu, et al. Microstructure and properties of SiC_f/SiC composites prepared by melt infiltration[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2020, 48(6): 102-110.
- [14] ASTM International. Standard test method for monotonic tensile behavior of continuous fiber-reinforced ad-

- vanced ceramics with solid rectangular cross-section test specimens at ambient temperature: ASTM C1275 [S]. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [15] ZHANG S, MENG W, GAO X, et al. Size effect of strength for SiC/SiC composites: Experimental study and theoretical analysis[J]. *Applied Composite Materials*, 2021, 28: 1381-1398.
- [16] BUNSELL A R, BERGER M H. Fine diameter ceramic fibres[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2000, 20(13): 2249-2260.
- [17] QUÉMARD L, REBILLAT F, GUETTE A, et al. Influence of specimen size on the tensile behavior of a woven SiC/SiC composite at room temperature[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, 27(2/3): 1371-1379.
- [18] NEOGI J, SANKAR J, KELKAR A. Effect of sample test volume and geometry on the tensile mechanical behavior of SiC/SiC continuous fiber ceramics composite[C]//*Proceedings of the 37th AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics and Materials Conference*. Salt Lake City: AIAA, 1996: 515-524.
- [19] RUGGLES-WRENN M B, DELAPASSE J. Static and fatigue behavior of two SiC/SiC composites at 1 200 °C in air and in steam[J]. *International Journal of Fatigue*, 2013, 47: 154-160.
- [20] HILD F, DOMERGUE J M, LECKIE F A, et al. Tensile and flexural ultimate strength of fiber-reinforced ceramic-matrix composites[J]. *International Journal of Solids and Structures*, 1994, 31(7): 1035-1045.
- [21] LAMON J. Statistical approaches to failure for ceramic reliability assessment[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, 84(2): 221-232.
- [22] NOZAWA T, KATOH Y, KOHYAMA A, et al. Specimen size effect on the in-plane shear properties of SiC/SiC composites[C]//*Proceedings of the 26th Annual Conference on Composites, Materials, and Structures*. Cocoa Beach:[s.n.], 2002: 127-138.
- [23] GE Aerospace. Melt infiltrated ceramic matrix composites for shrouds and combustor liners of advanced industrial gas turbines: DOE-1004879[R]. Ohio: GE Aerospace, 2011.

(编辑:夏道家)