

复合界面层对 SiC_f/SiC 复合材料力学损伤行为的影响

沈轩逸^{1,2,3}, 马沁^{2,3}, 薛玉冬^{2,3}, 廖春景^{2,3},
朱敏¹, 张翔宇^{2,3}, 杨金山^{2,3}, 董绍明^{2,3}

(1. 上海理工大学 材料与化学学院, 上海 200093; 2. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室, 上海 200050; 3. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 结构陶瓷与复合材料工程研究中心, 上海 200050)

摘要: SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料在航空航天领域具有广阔的应用前景, 其界面层设计是研究重点。研究表明, 复合界面层可以有效提升陶瓷基复合材料的抗氧化性能, 但其对材料力学性能及损伤机制的影响尚不明确。本研究利用化学气相渗透法(CVI)制备得到具有 BN 及(BN/SiC)₃ 复合界面层的小复合材料, 探究了复合界面层对 SiC_f/SiC 复合材料失效机制的影响。基于两种力学加载实验结合声发射探测分析了两种界面层小复合材料的损伤过程。实验结果表明, 利用 CVI 制备的小复合材料界面结构清晰, 基体致密。两类小复合材料均具有 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料的典型力-位移曲线, 不同界面层小复合材料损伤过程具有不同的力声特征。通过两类力学加载试验的声发射特征能够有效分析小复合材料各阶段损伤发展情况。本实验中 BN 及(BN/SiC)₃ 复合界面层 SiC_f/SiC 小复合材料最大承受载荷分别为 139 和 160 N, 复合界面层小复合材料中的多层界面具有更强的偏转裂纹能力, 降低裂纹延伸至纤维的速度, 进而提高材料的力学性能。

关键词: 复合界面层; 小复合材料; 单调拉伸; 损伤分析; 声发射

中图分类号: TQ174 文献标志码: A

Effects of Multilayered Interfaces on Mechanical Damage of SiC_f/SiC Composites

SHEN Xuanyi^{1,2,3}, MA Qin^{2,3}, XUE Yudong^{2,3}, LIAO Chunjin^{2,3}, ZHU Min¹,
ZHANG Xiangyu^{2,3}, YANG Jinshan^{2,3}, DONG Shaoming^{2,3}

(1. School of Materials and Chemistry, University of Shanghai for Science and Technology, Shanghai 200093, China; 2. State Key Laboratory of High-Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 3. Structural Ceramics and Composites Engineering Research Center, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China)

Abstract: SiC_f/SiC ceramic matrix composites have excellent prospects in aeroengine applications. Importantly, the interface design becomes a research focus. Multilayered interfaces can effectively improve the oxidation

收稿日期: 2023-01-01; 收到修改稿日期: 2023-03-25; 网络出版日期: 2023-04-11

基金项目: 国家重点研发计划项目(2022YFB3707700); 国家自然科学基金优秀青年科学基金项目(52222202); 上海市“基础研究特区计划”(JCYJ-SHFY-2021-001); 中国科学院轻型动力创新研究院创新引导基金项目面上基金(CXYJJ20-MS-02); 中国科学院重点部署项目(ZDRW-CN-2021-2-2)
National Key R&D Program of China (2022YFB3707700); National Natural Science Foundation of China (52222202); Shanghai Pilot Program for Basic Research-Chinese Academy of Science, Shanghai Branch (JCYJ-SHFY-2021-001); Innovation Academy for Light-duty Gas Turbine, Chinese Academy of Sciences (CXYJJ20-MS-02); Key Research Program of the Chinese Academy of Sciences (ZDRW-CN-2021-2-2)

作者简介: 沈轩逸(1997-), 男, 硕士研究生. E-mail: 203613023@st.usst.edu.cn

SHEN Xuanyi (1997-), male, Master candidate. E-mail: 203613023@st.usst.edu.cn

通信作者: 杨金山, 研究员. E-mail: jyang@mail.sic.ac.cn; 张翔宇, 研究员. E-mail: xyzhang@mail.sic.ac.cn

YANG Jinshan, professor. E-mail: jyang@mail.sic.ac.cn; ZHANG Xiangyu, professor. E-mail: xyzhang@mail.sic.ac.cn

resistance of ceramic matrix composites, while their effect on the mechanical properties and damage mechanism are still unclear. Here, SiC_f/SiC minicomposites with BN and (BN/SiC)₃ interfaces were fabricated *via* the chemical vapor infiltration (CVI) method. Then, effect of multilayered interfaces on the failure mechanism of SiC_f/SiC composites was evaluated. According to the two kinds of mechanical experiments and acoustic emission (AE) detection, the damage mechanism of minicomposites was analyzed. Results indicate that the minicomposites prepared by CVI have an obvious interface structure and a dense matrix. The maximum load of BN and (BN/SiC)₃ minicomposites was 139 and 160 N, respectively. Besides, the two types of minicomposites possess typical load-displacement curves, and the damage processes of composites with different interfacial coatings exhibit various load-acoustic characteristics correspondingly. The AE characteristics of two mechanical loading tests can effectively assess the damage evolution of the minicomposites at each stage. In conclusion, multilayered interfaces can deflect cracks better, delay cracks extending to fibers, and thus improving mechanical properties of SiC_f/SiC composites.

Key words: multilayered interfaces; minicomposite; monotonic tensile; damage analysis; acoustic emission

连续碳化硅纤维增强碳化硅(SiC_f/SiC)陶瓷基复合材料具有耐高温、抗氧化、抗蠕变、高比强度、高比模量和低密度等优异性能,在航空航天、能源、冶金和交通等领域具有广阔的应用前景^[1-3]。SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料主要由 SiC 基体、界面和 SiC 纤维组成。其中,界面相作为连接纤维和基体的中间桥梁,具有偏转裂纹,延长裂纹传递路径,保护纤维,调节增强体与基体之间结合强度的能力,并能促进纤维断裂后以拔出方式继续消耗能量,从而提高材料的韧性。因此,界面相设计是调控与设计 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料性能的重点与焦点^[4-8]。

热解炭(PyC)和氮化硼(BN)具有层状结构,可以使裂纹在界面片层之间发生偏转,进而对复合材料达到增韧的效果,是理想的界面相候选材料^[9]。然而,随着航空发动机热端部件的服役条件愈加苛刻,单层界面相的可设计性已逐渐不能满足对复合材料应力传递、抗氧化等多种更高性能要求^[10]。(X-Y)_n 多层界面相因其 X、Y 元素类型、子层厚度、子层数量等均可调控,具有极强的可设计性。它克服了单层界面相功能单一的缺点,能够由不同子层分别满足力学及抗氧化性能的要求,是进一步发展陶瓷基复合材料的研究热点^[11]。Drollard 等^[12-13]首次将 (PyC/SiC)_n 多层界面引入 2D 编织 SiC_f/SiC 复合材料中,发现当界面相与纤维表面强结合时,可以同时提高复合材料的强度和韧性。Jia 等^[14]分析了 (PyC/SiC)_n 层数对复合材料力学性能的影响,发现材料的断裂韧性随界面子层层数增加而增加。PyC 界面在室温下为复合材料带来良好的力学性能,但是它被高温氧化后会导致复合材料性能急剧下降,而 BN 界面本身具有更强的抗氧化性,且氧化后形成的 B₂O₃ 相能弥合裂纹,阻碍氧化性气氛进一步侵

入纤维,从而提高复合材料的抗氧化性能。张冰玉等^[15]利用 PIP 工艺制备了 3 种 BN 质量分数的 (PyC+BN) 双界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料,结果表明,纯 PyC 界面层 SiC_f/SiC 复合材料在室温下弯曲性能最好,但经 1200 °C 氧化 2 h 后弯曲强度保留率仅有 40%;而 BN 质量分数 >20% 的复合材料氧化后的弯曲强度保留率达 54%。与此同时, Mu 等^[16]探究了 BN/SiC 双层界面相小复合材料的力学及介电性能,结果表明材料的抗弯强度、应变以及介电性能均有所提升。Bhatt 等^[17]发现多层 BN/SiC 界面可通过自增韧效应显著改善复合材料的力学性能。上述研究表明, (BN/SiC)_n 多层界面是提高复合材料常温/高温力学性能以及延长使用寿命的重要研究方向。

本研究采用 SiC_f/SiC 小复合材料为研究对象,避免了宏观结构和预制体构架等其他因素对材料力学损伤行为的影响。基于室温拉伸及加/卸载实验,结合声发射测试(Acoustic Emission, AE)探究材料的力学损伤行为,对比了具有单层 BN 及多层 (BN/SiC)₃ 复合界面的 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料的力学性能及损伤机制,可为实际工程应用中多维编织 SiC_f/SiC 复合材料的损伤分析及其结构优化提供实验和理论基础。

1 实验方法

1.1 材料制备

研究以第三代 SiC 纤维(Cansas-3303)为增强体,并分别以 BCl₃-NH₃ 和 CH₃SiCl₃(MTS)-H₂ 为反应体系,利用化学气相渗透(CVI)工艺在其表面沉积 BN 及 SiC 界面层,得到 BN 及 (BN/SiC)₃ 两种界面结构,

并继续利用 SiC 沉积获得致密的 SiC_f/SiC 小复合材料, 如图 1 所示。研究将 BN 界面层小复合材料和 (BN/SiC)₃ 界面层小复合材料分别记为 C-1、C-2。实验制备的小复合材料各项性能参数如表 1 所示。

1.2 力学测试及显微观察

利用 MTS 公司的 Landmark Model 370.10 液压伺服测试系统对小复合材料进行室温拉伸及加/卸载实验。其中, 各种力学实验的加载及卸载速率均设置为 500 N/min, 在加/卸载实验中未断的试样再经单调拉伸至断裂, 并记录拉伸及加/卸载过程中的载荷-位移曲线。试样总长度为 160 mm, 标距为 80 mm。利用日立 SU8220 场发射扫描电子显微镜观察小复合材料界面层及拉伸断口微观形貌, 并结合能量色散光谱仪(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)测定小复合材料中各组分的元素组成。

1.3 声发射探测

声发射探测与力学实验保持同步, 所用设备为物理声学公司(PAC)的 PCI-2 型声发射系统, 如图 2 所示。将两个 AE 传感器(Nano-30, PAC)与样品耦合, 设置采集阈值为 45 dB 以过滤掉环境噪音。两个前

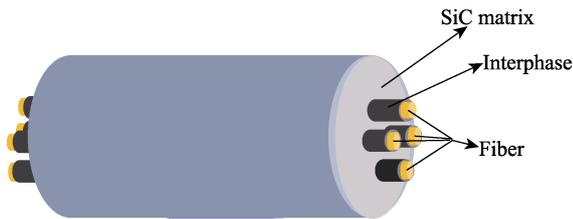


图 1 小复合材料示意图
Fig. 1 Schematic diagram of minicomposites

表 1 小复合材料基本参数

Table 1 Basic parameters of minicomposites

Sample	Density/(g·cm ⁻³)	Porosity/%	Volume of fibre/%
C-1	2.55	11.3	33.29
C-2	2.71	9.8	31.32

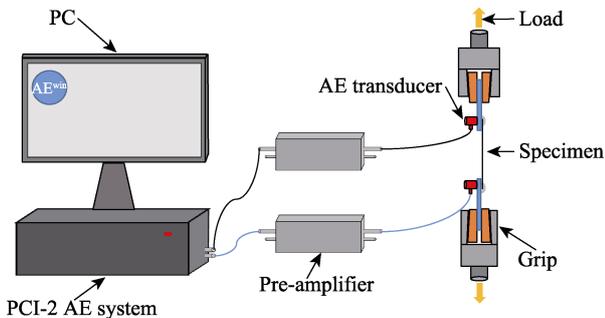


图 2 声发射系统示意图
Fig. 2 Schematic diagram of acoustic emission system

置放大器分别与传感器连接用于放大声信号。根据文献[18]确定声波在小复合材料中的传播速度为 8500 m/s。过滤出定位在-4~4 mm 间的 AE 事件用于后期分析。

2 结果与讨论

2.1 样品微观结构

制备的 BN 及(BN/SiC)₃ 复合界面层小复合材料的断口形貌如图 3 所示。从图 3(a)中可以看出, BN 界面层厚度约 600 nm, 具有较为明显的层状结构。图 3(b)显示(BN/SiC)₃ 界面层的 BN 亚层厚度约为 200 nm, SiC 亚层厚度约为 500 nm, 两者之间界限清晰, 界面亚层间结合紧密。

2.2 小复合材料单调拉伸

SiC_f/SiC 小复合材料在单调拉伸过程中的载荷随位移的变化如图 4 所示。两类小复合材料均呈双线性特征, 最大承受载荷分别为 139、160 N, 最大位移分别为 0.54、0.32 mm。

通过对比可以发现, C-2 相比 C-1 能够承受更高的载荷, 以及更长的线性阶段(C-1: 0~60 N 与 C-2: 0~120 N)与非线性阶段(C-1: 60~80 N 与 C-2: 120~150 N)。这可能是由于复合界面层相比单层界面层可以更好地使复合材料内部裂纹在界面处发生分叉和偏转。同时 C-2 相比 C-1 而言位移量较小。这可能是由于在高温下长时间通过 CVI 工艺沉积界面, 导致纤维受到一定损伤, 进而造成 C-2 主要由纤维承受载荷的失效阶段(C-1: 80~139 N 与 C-2: 150~160 N)的位移较低。

2.3 小复合材料单调拉伸样品断口形貌

利用 SEM 表征小复合材料的断口形貌, 结果如图 5 所示。C-1 和 C-2 小复合材料均具有一定程度的纤维拔出现象。界面层均与纤维发生内脱黏, 说明 BN 界面层及复合界面层的 BN 亚层与纤维的结合较弱, 而与 SiC 基体及 SiC 亚层结合较强。与单界面层小复合材料相比, 多层界面小复合材料的偏转裂纹的能力更强, 能够使裂纹沿着界面亚层进一步偏转, 有效缓冲裂纹尖端应力场, 消耗大量断裂能, 保护纤维, 从而提高小复合材料的力学性能^[19]。

2.4 小复合材料单调拉伸的力声特征

如图 6 所示, C-1 与 C-2 在单调拉伸中自加载初始就产生声发射活动, 说明小复合材料对损伤较为敏感, 在较低载荷条件下即会发生损伤, 产生声发射信号。根据图 4 单向拉伸曲线各阶段及图 6(a)中 C-1 各阶段单值高能声发射能量所代表的载荷, 实

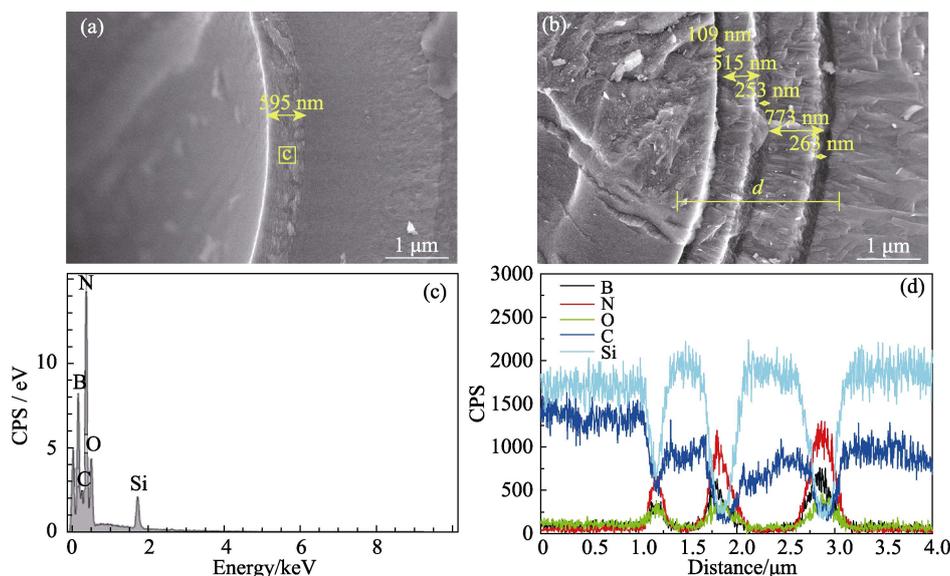


图 3 小复合材料断口形貌及其 EDS 分析

Fig. 3 Fracture morphologies and EDS analyses of minicomposites

(a) C-1; (b) C-2; (c) EDS of C-1; (d) EDS of C-2; Colorful figures are available on website

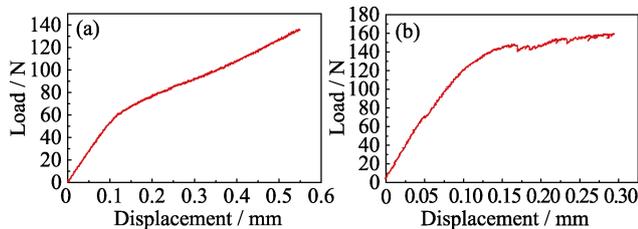


图 4 小复合材料单调拉伸实验中的力学性能

Fig. 4 Mechanical properties of minicomposites during monotonic tensile test

(a) C-1; (b) C-2

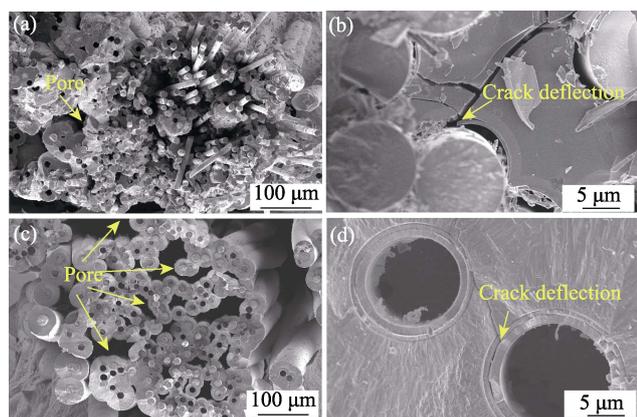


图 5 小复合材料拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture morphologies of minicomposites

(a, b) C-1; (c, d) C-2

验选定 0、40、60、100、140 N 作为加/卸载实验的峰值载荷, 并按其值由低至高依次标定为 F_0 、 F_1 、 F_2 、 F_3 和 F_{broken} 。

在 $F_0 \sim F_1$ 加载初始阶段, 声发射事件数相对较少, 平均单值声发射能量同样较低, 持续时间维持

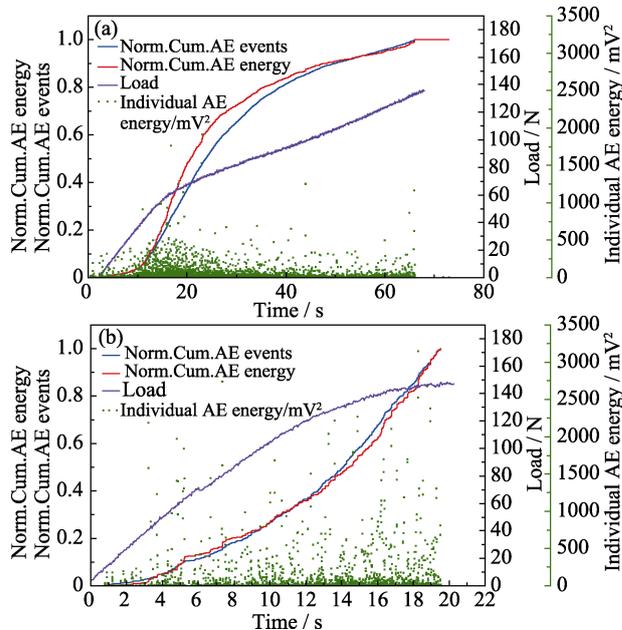


图 6 小复合材料单调拉伸中的名义累积声发射事件数和能量以及单值声发射能量与载荷的关系

Fig. 6 Nominal cumulative AE event number and energy relationship between single-value AE energy and load in monotonic tensile of minicomposites

(a) C-1; (b) C-2; Colorful figures are available on website

在较低的水平, 声发射累积能量上升曲线较为平缓。这些现象说明小复合材料在实验加载初期产生了部分损伤, 对力学影响较为敏感^[20], 但损伤发展较为缓慢, 不随加载进行而加剧, 并且损伤基本上为低能量级且为同种类型, 此阶段声发射事件数随载荷增加出现微小波动, 说明损伤是渐进的。这阶段的损伤主要来源于基体原生微裂纹扩展^[21]。在

$F_1 \sim F_2$ 阶段, 出现了大量 AE 事件, 即材料受到了大量损伤, 主要包括基体裂纹大量扩展、界面发生开裂、脱黏, 以及纤维束内纤维界面加速开裂并在其它区域产生新的裂纹源等损伤。在 $F_2 \sim F_3$ 阶段, 产生的声发射能量及数量进一步增加后降低, 表明基体损伤进一步加大, 部分承载载荷的纤维发生断裂。这些损伤缓解了材料内部的局部应力集中, 再次发生基体裂纹大型扩展以及大量纤维束断裂需要进一步积累能量。此时, 损伤主要集中在断口处的局部区域, 并且有部分纤维束开始逐步断裂和拔出。在 $F_3 \sim F_{\text{broken}}$ 阶段, 产生的声发射能量及事件数先低后高, 表明材料在这一阶段, 内部能量逐渐累积, 并产生了少量的纤维断裂、基体裂纹扩展等损伤^[22]。当内部能量累积完毕后, 出现大量高能声发射事件, 此时剩余纤维束被大量拉断, 材料失效。

与 C-1 相同, 根据图 4 及图 6(b) 中声发射数据, 将 C-2 各阶段载荷选定为 0、40、125、140、150 N, 并按其值由低至高依次标定为 P_0 、 P_1 、 P_2 、 P_3 和 P_{broken} 。

与 C-1 类似, C-2 同样在 $P_0 \sim P_1$ 阶段即产生了若干低能量 AE 事件, 表明两类小复合材料在加载初始阶段差异较小, 均产生部分微裂纹。与 C-1 在进入 $F_1 \sim F_2$ 阶段后立即产生大量声发射事件不同, C-2 在 $P_1 \sim P_2$ 阶段的声发射能量与声发射数量随加载过程的进行而逐渐提升, 表明在此阶段, 尽管 C-2 裂纹的数量继续增加, 但裂纹传导至多层界面后, C-2 能够借助多层界面使裂纹发生大量偏转。这些大量的裂纹偏转有效缓解了材料内部裂纹尖端部位的应力集中, 消耗了大量的断裂能^[23]。在 $P_2 \sim P_3$ 阶段, 出现更多声发射事件数, 并且出现更多高能单值声发射能, 表明在这一阶段, 材料受到的损伤进一步加剧, 基体损伤加剧, 多层界面相逐渐无法起到保护作用, 出现大量界面脱黏、滑移、断裂等损伤, 裂纹逐渐达到饱和, 部分纤维发生断裂^[24]。可以注意到, C-2 在这一阶段单值声发射能量与事件数均高于 C-1, 表明 C-2 纤维受到的损伤更加严重, 这一点与前面的分析相吻合。长时间的高温 CVI 制备过程使纤维本身受到一定损伤, 造成在这一阶段纤维无法承受更多的能量, 并且多层界面发生断裂及滑移产生的事件数比单层界面相多, 能量也比单层界面相高。 $P_3 \sim P_{\text{broken}}$ 阶段, 与 C-1 类似, C-2 短时间内出现了大量高能声发射事件, 表明此时样品中大量纤维断裂, 材料失效。

2.5 小复合材料加/卸载的力声特征

为进一步探究 C-1 与 C-2 在单调拉伸期间各阶段的损伤情况, 均以 40、60、100、140 N 作为加/

卸载实验的峰值载荷, 对两类材料进行加/卸载实验。小复合材料加/卸载实验试样的力-位移曲线如图 7 所示。两类小复合材料加/卸载曲线均不重合, 表明材料在加/卸载过程中具有迟滞性, 材料内部不断耗散能量^[25]。此外, 每次加/卸载的力-位移曲线斜率都要比上一次实验的力-位移曲线的斜率小, 表明实验过程中材料弹性模量不断减小, 损伤逐渐增大。由图 7(a) 可见, C-1 迟滞环中, 0~100 N 范围的迟滞环最宽, 表明在该阶段复合材料受到的损伤最大。由图 7(b) 可见, C-2 没有 C-1 的迟滞现象明显, 且卸载点应力越大, 迟滞环越宽。

C-1 在加/卸载过程中的累积声发射能量和累积声发射事件数以及单值能量与应力对应的关系如图 8 所示。两类小复合材料加/卸载过程中的力声特征

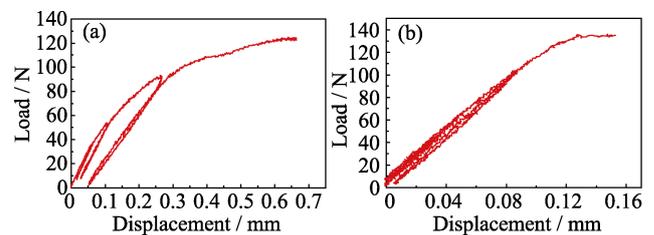


图 7 小复合材料加/卸载实验中的力学性能
Fig. 7 Mechanical properties of minicomposites during loading/unloading tensile tests
(a) C-1; (b) C-2

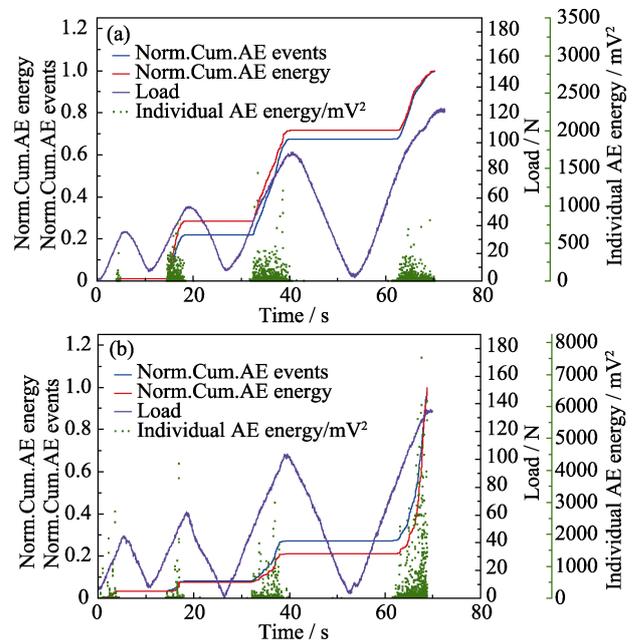


图 8 BN 及(BN/SiC)₃ 界面层小复合材料加/卸载过程中的名义累积声发射事件数和能量以及单值声发射能量与载荷的关系
Fig. 8 Nominal cumulative AE event number and energy during loading/unloading of minicomposites with BN and (BN/SiC)₃ interfacial coatings and relationship between single-value AE energy and load
(a) C-1; (b) C-2; Colorful figures are available on website

与单调拉伸过程中的力声特征类似。实验初始阶段即产生若干 AE 事件,表明小复合材料对损伤较为敏感。在卸载应力附近仅产生少数低能量 AE 事件,表明在卸载状态下,推动裂纹扩展的应力减小,裂纹扩展缓慢,仅产生微小损伤,并伴随纤维滑移复位。从图 8 中的声发射能量散点可以看出,在各加/卸载循环中,高能事件主要分布于该循环中较高应力附近,主要由于大型裂纹扩展、界面滑移、脱黏等严重损伤导致裂纹附近基体不再承力,这也造成了材料弹性模量下降。此外,材料在再次拉伸过程中,声发射事件在前卸载峰值应力水平前产生,说明材料具有 Felicity 效应,即损伤在应力达到前一峰值水平前产生^[26]。

两类材料在加/卸载各阶段的力声特征均有所不同。C-1 大量声发射事件数与高能声发射事件主要出现在第二阶段(0~60 N)和第三阶段(0~100 N),C-2 则主要出现在第四阶段(0~140 N),表明 C-2 在前三阶段耐损伤的能力高于 C-1,这与上述材料在加/卸载过程中力-位移曲线的不同迟滞现象相符合。多层界面可以有效阻止裂纹直接扩展至纤维,避免纤维直接受力,提高材料的比例极限应力,从而提升了材料的力学性能。

3 结论

实验制备了 BN 及(BN/SiC)₃ 两种界面层小复合材料,并通过声发射技术分别对单调拉伸及加/卸载过程的损伤机制进行了评估与分析:

1)不同界面层 SiC_f/SiC 小复合材料的损伤发展可用其声发射特性进行有效评估,分别探究了 BN 及(BN/SiC)₃ 复合界面层小复合材料的力学性能及损伤机制。两类小复合材料均具有 SiC_f/SiC 陶瓷基复合材料的典型力-位移曲线,复合界面层小复合材料比单层 BN 界面层小复合材料具有更高的拉伸强度。BN 及(BN/SiC)₃ 复合界面层小复合材料最大承受载荷分别为 139 N 与 160 N;

2)复合界面层能有效偏转裂纹,降低裂纹扩展至纤维的速度,保护纤维,进而提高材料的力学性能。

参考文献:

- [1] UDAYAKUMAR A, GANESH A S, RAJA S, *et al.* Effect of intermediate heat treatment on mechanical properties of SiC_f/SiC composites with BN interphase prepared by ICVI. *Journal of the European Ceramic Society*, 2011, **31(6)**: 1145.
- [2] HAN X, CHEN X, NIU X, *et al.* Effect of interface types on the heat-resistance of Cansas-II SiC_f/SiC composites. *Ceramic International*, 2022, **48(1)**: 744.
- [3] WICAKSONO S, CHAI G B. A review of advances in fatigue and life prediction of fiber-reinforced composites. *Journal of Materials: Design and Applications*, 2012, **227(3)**: 179.
- [4] 沙建军,代吉祥,张兆甫.纤维增韧高温陶瓷基复合材料(C_f/SiC_m/SiC)应用研究进展. *航空制造技术*, 2017, **19**: 16.
- [5] 王章文,张军,方国东,等.界面层对纤维增韧陶瓷基复合材料力学性能影响的研究进展. *装备环境工程*, 2020, **17(1)**: 77.
- [6] 张立同.纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料:模拟、表征与设计. *化学工业出版社*, 2009: 8-11.
- [7] 孙志刚,李龙彪,朱彬,等.界面层参数对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响. *航空动力学报*, 2010, **25(3)**: 597.
- [8] 赵文青,齐哲,吕晓旭,等.界面层对 CVI-mini SiC_f/SiC 复合材料力学性能的影响. *材料工程*, 2021, **49(7)**: 71.
- [9] NASLAIN R R, PAILLER R J F, LAMON J L. Single-and multilayered interphases in SiC/SiC composites exposed to severe environmental conditions: an overview. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2010, **7(3)**: 263.
- [10] LIU H T, YANG L W, HAN S. Research Progress on micro-mechanical property of continuous fiber-reinforced ceramic matrix composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2018, **33(7)**: 711.
- [11] 郑伟,王瀚寰,张佳平,等.界面层对陶瓷基复合材料性能的影响. *纤维复合材料*, 2022, **39(3)**: 81.
- [12] DROILLARD C, LAMON J, BOURRAT X. Strong interface in CMCs, a condition for efficient multilayered interphases. *Ceramic Matrix Composites-Advanced High-Temperature Structural Materials*, 1994, **365**: 371.
- [13] DROILLARD C, LAMON J. Fracture toughness of 2-D woven SiC/SiC CVI-composites with multilayered interphases. *Journal of the American Ceramic Society*, 1996, **79(4)**: 849.
- [14] JIA Y, LI K, XUE L, *et al.* Mechanical and electromagnetic shielding performance of carbon fiber reinforced multilayered (Pyc-SiC)_n matrix composites. *Carbon*, 2017, **111**: 299.
- [15] 张冰玉,王岭,焦健,等.界面层对 SiC_f/SiC 复合材料力学性能及氧化行为的影响. *航空制造技术*, 2017, **12**: 78.
- [16] MU Y, ZHOU W, LUO F, *et al.* Effects of BN/SiC dual-layer interphase on mechanical and dielectric properties of SiC_f/SiC composites. *Ceramics International*, 2014, **40(2)**: 3411.
- [17] BHATT R T, CHEN Y L, MORSCHER G N. Microstructure and tensile properties of BN/SiC coated Hi-Nicalon, and Sylramic SiC fiber preforms. *Journal of Materials Science*, 2002, **37(18)**: 3991.
- [18] ALMANSOUR A, MAILLET E, RAMASAMY S, *et al.* Effect of fiber content on single tow SiC minicomposite mechanical and damage properties using acoustic emission. *Journal of the European Ceramic Society*, 2015, **35(13)**: 3389.
- [19] ZHANG Z, LIU Y, LI L, *et al.* Modeling tensile damage and fracture behavior of fiber-reinforced ceramic-matrix minicomposites. *Materials*, 2020, **13(19)**: 4313.
- [20] BERTRAND S, FORIO P, PAILLER R, *et al.* Hi-Nicalon/SiC minicomposites with (Pyrocarbon/SiC)_n nanoscale multilayered interphases. *Journal of the American Ceramic Society*, 1999, **82(9)**: 2465.
- [21] BUET E, SAUDER C, SORNIN D, *et al.* Influence of surface fibre properties and textural organization of a pyrocarbon interphase on the interfacial shear stress of SiC/SiC minicomposites reinforced with Hi-Nicalon S and Tyranno SA3 fibres. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, **34(2)**: 179.
- [22] MAILLET E, GODIN N, R'MILI M, *et al.* Damage monitoring and identification in SiC/SiC minicomposites using combined acousto-ultrasonics and acoustic emission. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, **57**: 8.
- [23] 方光武,高希光,宋迎东.多层界面相陶瓷基复合材料裂纹偏转机制模拟. *航空动力学报*, 2019, **34(08)**: 1805.
- [24] CHEN X, SUN Z, LI H, *et al.* Modeling the effect of oxidation on the residual tensile strength of SiC/SiC minicomposites in stressed oxidizing environments. *Journal of Materials Science*, 2020, **55(8)**: 3388.
- [25] BUET E, SAUDER C, SORNIN D, *et al.* Influence of surface fibre properties and textural organization of a pyrocarbon interphase on the interfacial shear stress of SiC/SiC minicomposites reinforced with Hi-Nicalon S and Tyranno SA3 fibres. *Journal of the European Ceramic Society*, 2014, **34(2)**: 179.
- [26] 薛玉冬,胡建宝,杨金山,等.不同应力水平下 SiC_f/SiC 复合材料的损伤行为和机制研究. *材料科学与工艺*, 2020, **28(3)**: 89.