第 49 卷第 4 期
2021 年 4 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 4
April，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20200670

C/SiC 拉伸强度与声发射演化的关联性

张勇祯[1,2]，童小燕[1]，谭志勇[3]，姚磊江[1]，李 斌[1]

(1. 西北工业大学，无人机特种技术重点实验室，西安 710072；2. 西北工业大学航空学院，西安 710072；
3. 空间物理重点实验室，北京 100076)

摘 要：对平纹编织 C/SiC 复合材料样品拉伸破坏过程的声发射进行监测，采用基于改进遗传算法的无监督聚类方法对声发射信号进行模式识别，统计分析各类声发射模式的特征及其演化过程，结合断口分析，研究了 C/SiC 复合材料的拉伸强度、损伤机制与声发射信号演化之间的关系。结果表明：维断裂的声发射能量能够反映纤维/基体界面结合强度；低强度 C/SiC 材料中存在引起应力集中的基体富集区，在加载初期基体开裂事件占比超过 50%；中强度 C/SiC 材料由于较强的界面，纤维损伤以单丝或部分纤维断裂事件为主；高强度 C/SiC 材料界面结合强度适中，纤维簇断裂是主要的失效模式。

关键词：声发射；碳/碳化硅；无监督聚类；损伤；拉伸强度
中图分类号：TB332　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)04–0666–07
网络出版时间：2021–03–17



Correlation Between Ultimate Strength and Acoustic Emission Evolution of C/SiC During Tensile Failure Process

ZHANG Yongzhen[1,2], *TONG Xiaoyan*[1], *TAN Zhiyong*[3], *YAO Leijiang*[1], *LI Bin*[1]

(1. National Key Laboratory of Science and Technology on UAV, Northwestern Polytechnical University, Xi′an 710072, China; 2. School of Aeronautics, Northwestern Polytechnical University, Xi′an 710072, China; 3. Science and Technology on Space Physics Laboratory, Beijing 100076, China)

Abstract: Acoustic emission (AE) monitoring tests were carried out on the tensile failure process of plain weave C/SiC composites with different strengths. An unsupervised clustering method, based on the improved genetic algorithm, was used to recognize the characteristics of various AE classes, corresponding to different microscopic fracture mechanisms. Combined with the fracture surface observation, the relationship between tensile strength, damage mechanisms, and the evolution of AE signals was analyzed. It is found that: The AE energy of fiber breakage can reflect the bonding strength of the fiber/matrix interface; For the specimen with the lowest strength, there has the matrix enrichment area leading to the stress concentration, and the matrix cracking events account for more than 50% in the initial stage; For the specimen with the medium strength, the failure of fiber are mainly the breakage of single or a few fibers, due to the strong fiber/matrix interface; For the specimen with the highest strength, the integral breakage of fiber clusters is the dominant failure mode, due to the moderate interface bonding strength.

Keywords: acoustic emission; carbon/silicon carbide; unsupervised clustering; damage; tensile strength

碳纤维增韧碳化硅陶瓷基复合材料(C/SiC)在航空发动机、液体火箭发动机、空天飞行器热防护系统及核聚变反应堆等方面有着巨大的应用潜力[1–3]。C/SiC 复合材料在服役过程中，存在多种微观损伤机制，其损伤演化过程存在较大差异，造成力学性能往往呈现较大分散性[4]。为建立力学性能和损伤演化规律之间的关联，需要通过在线监测的手段对损伤过程进行准确的描述。声发射技术由于能实时、连续探测材料内部损伤发展释放的瞬时弹性波，成为了在线监控材料状态的重要手段[5–6]。

收稿日期：2020–09–02。　修订日期：2020–09–13。
基金项目：国家自然科学基金(51772244,11072195)。
第一作者：张勇祯(1994—)，男，博士研究生。
通信作者：姚磊江(1973—)，男，博士，教授。

Received date: 2020–09–02.　**Revised date:** 2020–09–13.
First author: ZHANG Yongzhen (1994–), male, Doctoral candidate.
E-mail: zhangyongzhennpu@163.com
Correspondent author: YAO Leijiang (1973–), male, Ph.D., Professor.
E-mail: yaolj@nwpu.edu.cn

目前，运用声发射技术对 C/SiC 复合材料损伤监测的研究主要集中在这类材料不同类型及不同应用条件下的监测。Momon 等[7]对 C/SiC 复合材料在高温环境下静力拉伸和循环疲劳的声发射信号进行分析，确定了不同信号类型对应的损伤模式；常岩军等[8]采用声发射信号能量和幅值识别了 3D-C/SiC 复合材料拉伸损伤模式；黄喜鹏等和王波等[4, 9]使用 *K*-均值算法对不同密度 C/SiC 和 3 维针刺 C/SiC 复合材料的声发射信号进行模式识别，研究了在拉伸载荷作用下不同类型 C/SiC 的损伤模式。童小燕等[10]使用 *K*-均值无监督聚类算法对 C/SiC 常温拉伸试验的声发射信号参数进行了研究。LYU 等[11]对 C/SiC 高温应力氧化条件下的声发射进行分析，描述了应力氧化寿命与破坏机制之间的关系。然而由于制备工艺的限制，C/SiC 材料分散性大，同一类型的材料有着不同的力学性能，如何识别加载过程中不同性能 C/SiC 复合材料中微观损伤类型并获得其损伤演化规律，成为了 C/SiC 复合材料广泛应用和安全服役的关键。

针对同一工艺条件制备的多个 C/SiC 复合材料进行室温拉伸试验，并采用声发射技术采集拉伸过程种各样品的损伤信号。采用基于改进遗传算法的无监督聚类方法[12]，结合样品断口 SEM 图像识别材料损伤类型，分析不同力学性能 C/SiC 样品的损伤演化过程，探究 C/SiC 材料力学性能差异的微观机制。

1　实验

1.1　样品制备

采用由西北工业大学超高温结构复合材料重点试验室提供的 2D-C/SiC 复合材料样品。该材料通过在 1K-T300 平纹编织碳布叠层中采用化学气相渗透(CVI)工艺沉积热解碳界面及碳化硅基体制备获得。样品中碳纤维体积含量约为 40%，孔隙率约为 15%，密度为 2.1~2.2 g/cm^3。拉伸样品形状及尺寸见图 1。拉伸样品制备条件一致，分别命名为样品 S1、样品 S2 和样品 S3。

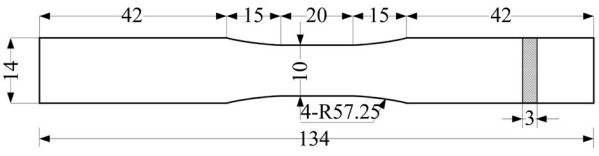


图 1　拉伸样品

Fig. 1　Tensile specimen

1.2　样品表征

用 Instron8801 型液压伺服疲劳试验机进行室温拉伸试验，加载条件：位移加载，加载速率为 0.5 mm/min。用 PAC 公司 PCI-II 型声发射仪和 WD 传感器进行声发射监测，监测条件：信号门槛值 45 dB，前置放大增益 40 dB，采样频率 1 MHz。用 TM4000PLUS 型台式扫描电镜观察并记录各样品断口形貌。

2　结果与讨论

2.1　样品拉伸强度及声发射信号分布

在 0.5 mm/min 的位移载荷控制方式下，2D-C/SiC 样品 S1~样品 S3 的极限强度分别为 232.3、182.6 MPa 和 144.7 MPa。各样品的声发射事件在加载初期出现较少，且能量较低。但随着加载的进行，声发射事件数量和能量有了大幅的增加，各样品的声发射信号呈现出较明显的阶段性分布特征。图 2 为样品 S1 试验过程中声发射的能量分布，样品 S2、样品 S3 类似。图 3 为样品载荷过程中声发射能量的归一化累积曲线。

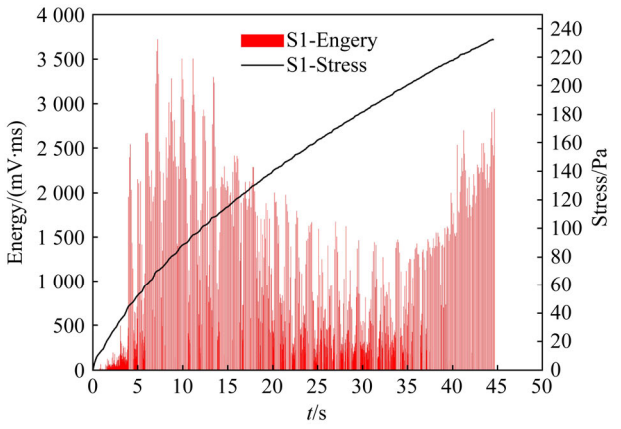


图 2　样品 S1 载荷位移曲线和声发射能量分布

Fig. 2　Load-displacement curve and AE energy distribution of specimen S1 in tensile process

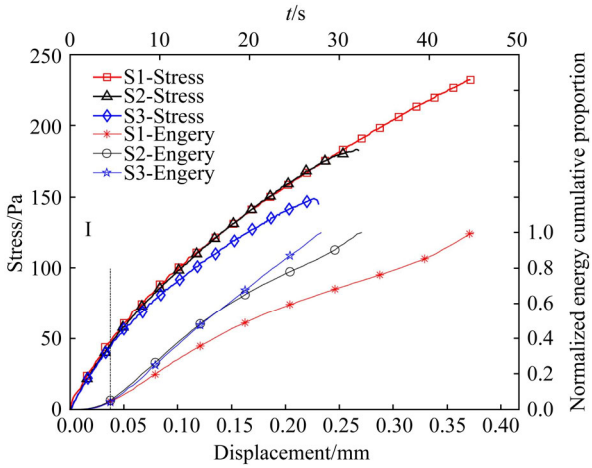


图 3　各样品归一化声发射累积能量曲线

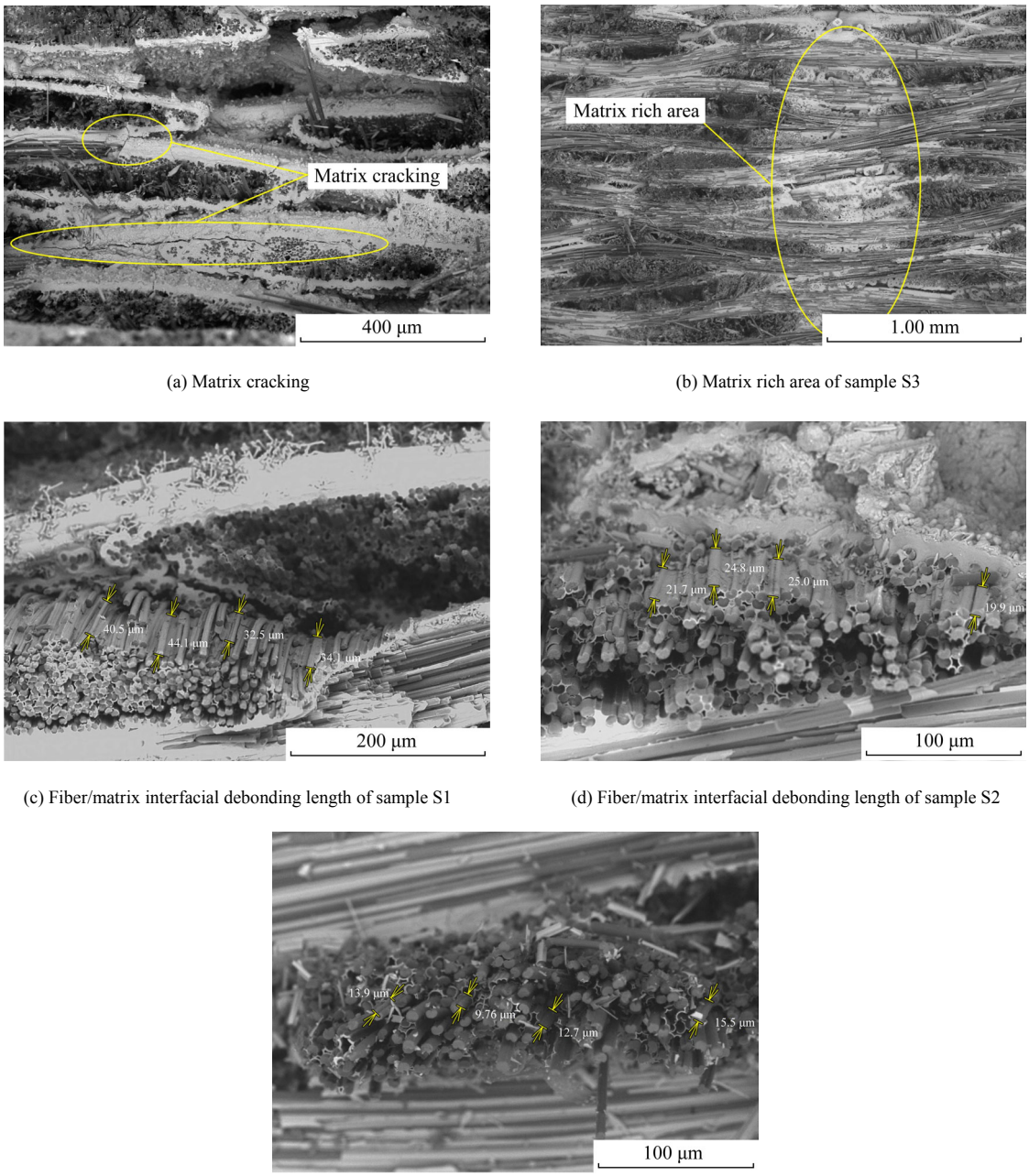
Fig. 3　Normalized accumulated energy with time of specimens

2.2 样品断口形貌

图 4 为样品断口 SEM 照片。由图 4 可见，样品 S1、样品 S2 和样品 S3 断口形貌各有一定差异。样品 S1 和样品 S2 断口层次不齐，而样品 S3 的断口较为平齐；各样品中都存在明显的基体开裂、层间剥离、纤维簇断裂等损伤机制；图 4a 为样品中不同尺度的基体裂纹；图 4b 为样品 S3 中的基体富集现象；图 4c~图 4e 分别为样品 S1、样品 S2 和样品 S3 断口中脱粘纤维长度。

2.3 声发射信号模式识别

2.3.1 声发射信号无监督聚类 由于样品 S1、样品 S2 和样品 S3 试验条件一致，为了聚类结果的可比较性，将 3 个样品的声发射数据标记后融合，采用作者提出的基于改进遗传算法的无监督聚类方法进行分析[12]。在聚类完成后，将各个样品的声发射信号通过标记分离，获得各个样品的聚类结果。图 5 为样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的声发射信号聚类结果。表 1 为样品声发射信号的聚类中心参数。



(a) Matrix cracking

(b) Matrix rich area of sample S3

(c) Fiber/matrix interfacial debonding length of sample S1

(d) Fiber/matrix interfacial debonding length of sample S2

(e) Fiber/matrix interfacial debonding length of sample S3

图 4 样品断口 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of the fracture surfaces

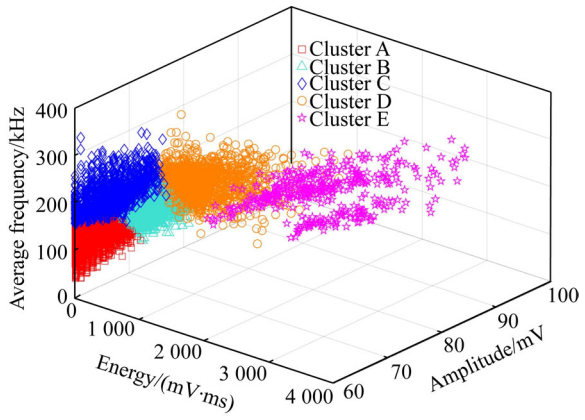


图 5　声发射信号聚类结果

Fig. 5　Clustering results of the AE signals

2.3.2　损伤模式识别　　基于声发射信号的材料损伤模式识别是建立材料内微观断裂机制和声发射信号之间的对应关系[13–14]。声发射信号无监督聚类结果中，各聚类中心的声发射参数值代表不同声发射信号。

从表 1 中 C/SiC 复合材料样品的声发射信号聚类中心参数可以看出：聚类 A 的声发射能量最低，声发射能量参数与其对应断裂源释放的应变能正相关[17]，C/SiC 复合材料中 SiC 基体表现为脆性及低应力开裂的特点，损伤时释放应变能很小，因此聚类 A 对应 SiC 基体裂纹。聚类 E 的计数、能量和幅值等声发射参数在全部聚类中心中最高，聚类 E 对应的断裂机制是在较高应力状态下产生并释放了较大的应变能，符合碳纤维的断裂特征。聚类 E 计数非常多，表明其是大量纤维同时断裂形成的纤维簇断裂事件。聚类 C 的平均频率与聚类 E 相接近，分别为为 182 kHz 和 195 kHz。因为声发射信号的频率特征很大程度上取决于断裂源的材料属性[15]，表明聚类 C 和聚类 E 属于同一组分材料损伤的声发射信号；但聚类 C 的能量参数仅为 47 mV·ms，远小于聚类 E 的 1 986 mV·ms，表明聚类 C 是少量或者单丝纤维断裂产生的声发射事件。

表 1　声发射信号聚类中心参数值

Table 1　Numerical value of the clustering center

Cluster	Count	Energy/(mV·ms)	Amplitude/mV	Average frequency/kHz
A	222	30	64	108
B	823	114	72	135
C	367	47	67	182
D	3 094	421	79	162
E	18 275	1 986	82	195

在 2D-C/SiC 样品拉伸过程中，基体裂纹扩展至纤维，由于纤维对裂纹的阻碍作用，使裂纹开始偏折，并沿着纤维界面和层间基体扩展，引发界面脱黏和层间剥离等损伤。纤维/基体之间的界面损伤与样品层间剥离相比，PyC 界面较弱，且损伤面积更小，释放应变能的能力较弱，因此其对应的声发射信号能量、平均频率等参数更小。所以，可以判定聚类 B 为纤维/基体之间的界面损伤，而聚类 D 则对应样品的层间剥离。

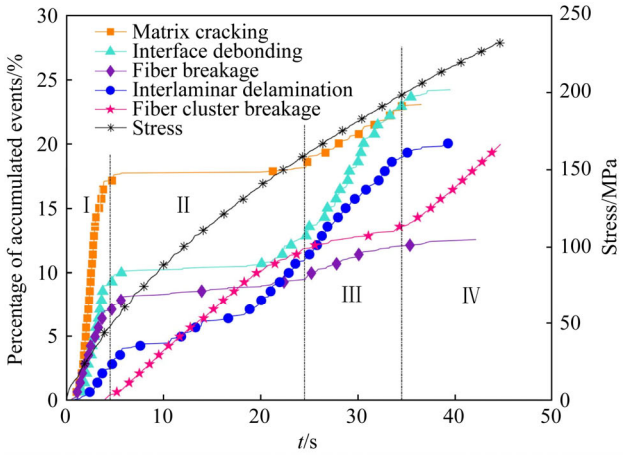
2.3.3　材料损伤演化分析　　C/SiC 复合材料的拉伸失效过程在前期研究中被划分为 3 个阶段：损伤起始、损伤加速和损伤稳定[16–20]。损失起始阶段，材料几乎没有损伤产生；损失加速阶段，材料原始孔洞等缺陷处产生的裂纹开始增长、扩展，材料模量逐渐降低；损伤稳定阶段，应力达到一定值，大量初始裂纹的扩展结束，SiC 基体中裂纹密度趋于饱和，损伤稳定发展[21–22]。

在声发射模式识别的基础上，通过对样品拉伸过程中各损伤机制声发射事件数的统计分析，得到各类损伤对应声发射事件累积增长曲线，如图 6 所示。由图 6 可以看出，纤维簇断裂事件与纤维断裂事件在样品 S1、样品 S2、样品 S3 中占比不同，分别为(20%，12.59%)、(0.78%，21.95%)和(3.4%，6.3%)。从图 4c~图 4e 样品断口 SEM 照片中也可以看出在样品 S1 中纤维拔出较长，纤维簇断裂和纤维断裂数量较为均衡，而样品 S2 和样品 S3 断口中小能量的纤维断裂事件明显偏多，进一步证实了模式识别结果的可靠性。因此，根据样品中各类损伤的发展变化趋势将各样品加载过程划分为 4 个阶段。

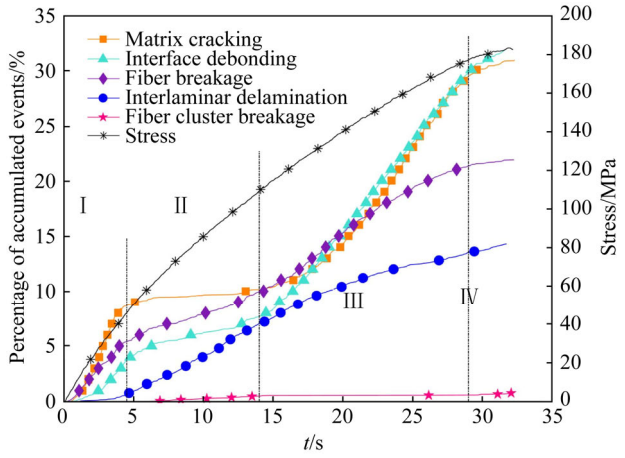
第 I 阶段，该阶段样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的应力范围分别为：0~48 MPa，0~46 MPa，0~44 MPa；一般认为，C/SiC 复合材料在拉伸过程中存在损伤起始阶段，在起始阶段材料几乎不发生损伤[18]。通过图 3 看到在该阶段 3 个样品的应力–位移曲线几乎完全重合，但通过声发射监测发现即使在该阶段仍有明显的声发射事件产生，表明材料在该阶段内部存在微观损伤事件。

C/SiC 复合材料在制备过程中 C 纤维和 SiC 基体的热膨胀系数差异较大，存在较大的热失配应力，同时 CVI 工艺在 SiC 基体填充纤维束间和束内空隙过程中会产生部分微结构孔隙[21–24]。加载开始，材料残余热应力释放，在材料局部应力超过基体承载能力后，基体孔隙作为裂纹源，在基体内部垂直于纵向受载方向产生大量微裂纹并扩展。同时，随着

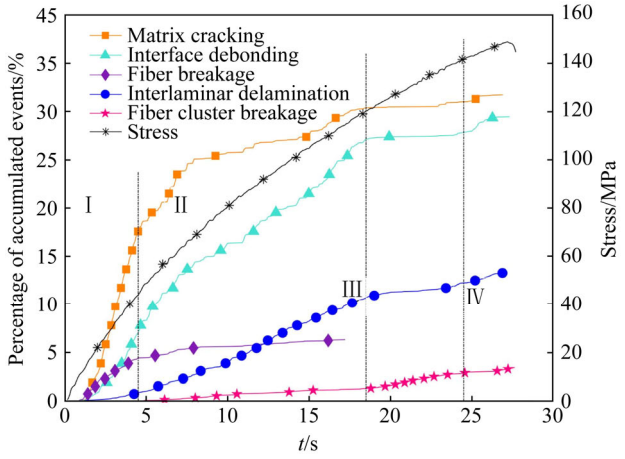
拉伸应力增大，在低强度的 SiC 区域也开始出现基体裂纹。



(a) S1



(b) S2



(c) S3

图 6 各类损伤样品累积 AE 事件数随时间变化

Fig. 6 Evolution of the percentage of accumulated AE events with time

第 I 阶段基体开裂的声发射事件数在样品 S1、样品 S2 和样品 S3 中分别占据 47.7%、46.9%和 58.9%。S3 的基体开裂事件比例明显较样品 S1 和样品 S2 高，这是由于样品 S3 中存在大量的 SiC 基体富集区。从图 4b 的样品断口可以发现，该基体富集区的存在不仅导致了样品 S3 前期大量的基体裂纹，而且该区域抗载荷能力差加速了损伤集中[25]，最终导致样品 S3 在较低拉伸应力下断裂失效。

在外部载荷作用下，由于材料组分热膨胀失配形成的初始微裂纹在垂直于应力方向扩展，沿着外载荷方向的纵向纤维及纤维束对基体微裂纹的扩展有阻碍作用，裂纹将沿着较弱的纤维/基体界面发生偏转，直到偏折裂纹的纤维断裂[26]。第 I 阶段各个样品都存在一定比例的界面脱黏和纤维断裂声发射事件。在裂纹偏折过程中，对于纤维和基体间结合强度较高的界面，裂纹偏转程度会较低，并对纤维造成一定的损伤，使纤维发生较低应力下断裂。样品 S1、样品 S2、样品 S3 中纤维断裂事件的聚类中心声发射能量依次为 63 mV·ms、48 mV·ms 和 22 mV·ms，聚类中心的能量代表了整个事件在加载过程中的平均水平，可以看出样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的纤维断裂能量是依次降低的，表明微裂纹在样品 S1 中偏折之后，沿着扩展距离最长，导致阻碍裂纹扩展的纤维在较高应力下发生断裂，产生了较高能量的纤维断裂声发射事件，说明样品 S1、样品 S2 和样品 S3 中纤维/基体的界面结合强度依次递增。从图 4c~图 4e 可以看出，纤维脱黏长度均值依次为 37.8 μm、22.9 μm 和 13.0 μm，证实了这一推断。样品中纤维断裂能量及界面脱黏平均长度如表 2 所示。

表 2 样品纤维断裂能量及界面脱黏长度

Table 2 Fiber breaking energy and interface debonding length of specimens

Sample No.	Energy of fiber breakage/(mV·ms)	Interface debonding length/μm	Tensile strength/MPa
S1	63	37.8	232.3
S2	48	22.9	182.6
S3	22	13.0	144.7

第 II 阶段：该阶段样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的应力范围分别为：48~161 MPa，46~109 MPa，44~120 MPa；图 6 结果表明，在第 II 阶段样品 S1 和 S2 以纤维簇和层间剥离的声发射事件增加为主。该阶段样品 S1 和样品 S2 中基体开裂事件和界面脱黏事件数占比增加较小，说明样品进入了基体裂纹饱和阶段。而样品 S3 在该阶段虽然出现了能量较大的纤维簇断裂和层间剥离事件，且界面脱黏和基体

裂纹事件的增长速率有了一定下降，但是界面脱黏和基体裂纹事件数占比仍然高达 43.8%和 27.8%，表明样品 S3 在这一阶段基体微裂纹尚未饱和。

在二维编织 C/SiC 复合材料中，纤维交叉处的编织节点会形成尺寸较大的孔洞，在外载荷的作用下这些孔洞周围的基体容易开裂，成为裂纹源[21,23]。经过第 I 阶段的加载，微裂纹扩展使有些孔洞相互连接贯穿成为更长的层间孔洞，这种层间孔洞在外载荷持续作用下产生层间剥离。随着基体微裂纹进入饱和阶段，裂纹饱和区域纤维与纤维簇作为主要承载对象[27−28]。纤维和纤维簇断裂的声发射事件开始增加。样品 S1 中的纤维/基体界面较弱，大量裂纹在界面发生偏折之后沿着各自纤维扩展距离较长，最后在各裂纹饱和区域较集中地发生断裂，形成较多纤维簇断裂事件。而样品 S2 界面结合强度较大，裂纹在界面偏折后距离较小，导致纤维快速损伤，引发较多小能量的纤维断裂事件。因此，样品 S1 中以大能量纤维簇断裂事件为主，样品 S2 中以小能量纤维断裂事件为主。而样品 S3 由于存在较大区域的基体富集区域，且样品 S3 的纤维/基体界面结合最强，导致该阶段样品 S3 中形成裂纹饱和区域较少，只有少量的纤维及纤维簇断裂事件。

第 III 阶段：该阶段样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的应力范围分别为：161~199 MPa，109~177 MPa，120~142 MPa；该阶段内样品 S1 和样品 S2 中大能量的纤维簇断裂事件占比非常小，只有 6.3%和 0.2%，而样品 S3 中纤维簇断裂事件数急剧增加，达到 35.7%，但低能量的纤维断裂事件消失。从图 6 看出各样品的其他类型损伤在该阶段持续发生。经过第 II 阶段的加载，样品 S1 和样品 S2 中微裂纹饱和区域的纤维及纤维簇作为承载部分，发生大量断裂失效事件；随着拉伸载荷持续增大，第 III 阶段复合材料样品继续发生非线性变形，拉伸曲线斜率在该阶段逐渐减小，纤维断裂区域的基体部分开始作为承载对象，基体重新开始破坏并产生新裂纹，在第 I 和 II 阶段形成并扩展的部分微裂纹也汇聚形成基体长裂纹随着应力增加而增殖，从图 4a 可以观察到基体中发展形成的基体长裂纹。伴随着基体长裂纹扩展，纤维/基体界面脱黏和层间剥离事件持续发生。裂纹扩展、界面脱黏和层间剥离的表面能释放成为能量耗散主要方式。样品 S3 在 I 和 II 阶段中，基体裂纹始终产生并扩展，在第 II 阶段末期才出现饱和趋势，大量的基体微裂纹促使基体失去继续承载能力，继而在第 III 阶段，纤维开始大量承载，但较强的界面结合力使横向裂纹在界面处较难发生偏转或偏折后裂纹扩展距离较短，样品增韧机制匮乏，导致纤维簇断裂加剧，之后快速从基体中拔出，样品 S3 在该阶段的纤维簇断裂事件能量占比高达 69.4%。

第 IV 阶段：该阶段样品 S1、样品 S2 和样品 S3 的应力范围分别为：199~232 MPa，177~183 MPa，142~145 MPa；各样品都进入最后的破坏期，各类损伤的声发射事件持续发生，高能量的纤维簇断裂事件再次成为释放应变能的主要事件。纤维簇断裂事件声发射能量在样品 S1、样品 S2 和样品 S3 中占比为：90.6%、35.1%和 49.9%，都为这一阶段中声发射信号能量占比最大的损伤类型。同时，样品 S1 在第 IV 阶段应力位移曲线表现为准线性曲线，表明纤维正在承担着主要载荷[16]，高达 90.6%的声发射能量占比也表明样品 S1 在第 IV 阶段是几乎完全由纤维簇承载，随着纤维簇的断裂和拔出，样品最终断裂。样品 S2 和样品 S3 在最后宏观断裂阶段仍然有较多的界面脱黏和基体裂纹事件，表明样品中存在部分承载能力较强的基体在前期未通过裂纹扩展释放应变能，却在样品最后断裂过程中由于大量承载纤维簇断裂失效而重新受载破坏，同时引起较多数量的界面脱黏事件。

上述研究表明，基于声发射信号无监督聚类和样品断口分析的损伤模式识别方法能够较为准确地描述材料失效过程中各类损伤机制的演化过程。通过对比 3 个不同强度 C/SiC 样品的损伤发展过程发现：纤维/基体界面结合强度和基体在材料中分布均匀程度是影响 C/SiC 复合材料极限强度的重要因素；加载的初期，高(样品 S1)、中(样品 S2)、低(样品 S3)强度的样品均存在基体裂纹产生及扩展，但中、高强度的样品在中期存在基体微裂纹饱和期，而低强度样品的基体裂纹事件直到最后样品宏观断裂前才出现饱和趋势；界面结合较弱的中(样品 S2)、高(样品 S1)强度样品基体裂纹和界面脱黏在整个拉伸试验过程中与纤维及纤维簇断裂事件交替发生，层间开裂在整个过程中持续发生，但低强度样品(样品 S3)各类损伤阶段性发展特征不显著，第 I 阶段之后各类损伤几乎同步发展。

3　结论

1) 低强度 C/SiC 复合材料在加载初期，基体开裂事件占比超过 50%，基体富集区引起的应力集中对材料强度影响很大；中强度 C/SiC 复合材料由于

较强的界面，纤维以小能量的单丝或部分纤维断裂事件为主，这类事件数量占比(21.95%)远高于纤维簇事件数占比(0.78%)；高强度 C/SiC 复合材料在损伤过程中，由于界面结合强度适中，大能量的纤维簇断裂事件占比(20%)与小能量单丝纤维事件占比(12.59%)均衡。

2) 通过纤维断裂事件声发射信号聚类中心能量参数可以反映纤维/基体界面结合强度；界面结合强度、基体在材料中分布均匀程度及各类损伤是否存在明显的阶段性交替发展是影响 C/SiC 复合材料极限强度的重要因素。

参考文献:

[1] CHRISTIN, FRANCOIS. Design, fabrication, and application of thermo-structural composites (TSC) like C/C, C/SiC, and SiC/SiC composites[J]. Adv Eng Mater, 2002, 4(12): 903–912.

[2] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: an overview[J]. Compos Sci Technol, 2004, 64(2): 155–170.

[3] 张立同, 成来飞. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料可持续发展战略探讨[J]. 复合材料学报, 2007, 24(2): 1–6.
ZHANG Litong, CHENG Laifei. Acta Mater Compos Sin (in Chinese), 2007, 24(2): 1–6.

[4] 黄喜鹏, 王波, 杨成鹏, 等. 基于声发射信号的不同密度 C/SiC 复合材料损伤演化[J]. 复合材料学报, 2019, 36(2): 425–433.
HUANG Xipeng, WANG Bo, YANG Chengpeng, et al. Acta Mater Compos Sin (in Chinese), 2019, 36(2): 425–433.

[5] EMMANUEL M, CHRISTOPHER B, GREGORY N M, et al. Feasibility and Limitations of Damage Identification in Composite Materials Using Acoustic Emission[J]. Compos Part A Appl Sci Manuf, 2015, 75: 77–83.

[6] MAILLET E, GODIN N, RMILI M, et al. Real-time evaluation of energy attenuation: A novel approach to acoustic emission analysis for damage monitoring of ceramic matrix composites[J]. J Eur Ceram Soc, 2014, 34(7): 1673–1679.

[7] MORSCHER G N, MAILLET E. Nondestructive evaluation – use of acoustic emission for CMCs[J]. Comp Compos Mater II, 2018, 5: 308–324.

[8] 常岩军, 矫桂琼, 张克实, 等. 3D–C/SiC 复合材料拉伸性能的声发射研究[J]. 复合材料学报, 2010, 27(6): 82–87.
CHANG Yanjun, JIAO Guiqun, ZHANG Keshi, et al. Acta Mater Compos Sin (in Chinese), 2010, 27(6): 82–87.

[9] 黄喜鹏, 王波, 杨成鹏, 等. 基于声发射信号的三维针刺 C/SiC 复合材料拉伸损伤演化研究[J]. 无机材料学报, 2018, 33(6): 609–616.
HUANG Xipeng, WANG Bo, YANG Chengpeng, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2018, 33(6): 609–616.

[10] 童小燕, 张佳丽, 姚磊江, 等. 2D–C/SiC 拉伸损伤的声发射信号聚类分析[J]. 固体力学学报, 2014, 35(2): 109–114.
TONG Xiaoyan, ZHANG Jiali, YAO Leijiang, et al. Chinese J Solid Mechanics (in Chinese), 2014, 35(2): 109–114.

[11] LYU PENG, YAO LEIJIANG, MA XIAOFEI, et al. Correlation between failure mechanism and rupture lifetime of 2D-C/SiC under stress oxidation condition based on acoustic emission pattern recognition[J]. J Eur Ceram Soc, 2020, 40(15): 5094–5102.

[12] 张勇祯, 童小燕, 姚磊江, 等. 基于改进遗传算法的 C/SiC 拉伸损伤声发射模式识别[J]. 无机材料学报, 2020, 35(5): 593–600.
ZHANG Yongzhen, TONG Xiaoyan, YAO Leijiang, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2020, 35(5): 593–600.

[13] LI L, LOMOV S V, XIONG Y, et al. Cluster analysis of acoustic emission signals for 2D and 3D woven glass/epoxy composites[J]. Compos Struct, 2014, 116(1): 286–299.

[14] ECH-CHOUDANY Y, ASSARAR M, SCIDA D, et al. Unsupervised clustering for building a learning database of acoustic emission signals to identify damage mechanisms in unidirectional laminates[J]. Appl Acoust, 2017, 123: 123–132.

[15] MORIZET N, GODIN N, TANG J, et al. Classification of acoustic emission signals using wavelets and random forests: application to localized corrosion[J]. Mech Syst Signal Pr (in Chinese), 2016(70/71): 1026–1037.

[16] 杨成鹏, 矫桂琼, 王波. 2D–C/SiC 复合材料的单轴拉伸力学行为及其强度[J]. 力学学报, 2011, 43(2): 330–337.
YANG Chengpeng, JIAO Guiqiong, WANG Bo. Chinese J Theoret Appl Mechan (in Chinese), 2011, 43(2): 330–337.

[17] 管国阳, 矫桂琼, 张增光. 2D–C/SiC 复合材料的宏观拉压特性和失效模式[J]. 复合材料学报, 2005(4): 81–85.
GUAN Guoyang, JIAO Guiqiong, ZHANG Zengguang. Acta Mater Compos Sin (in Chinese), 2005, 22(4): 81–85.

[18] 常岩军, 矫桂琼, 陶永强, 等. 2.5D–C/SiC 复合材料的拉伸损伤研究[J]. 无机材料学报, 2008, 23(3): 509–514.
CHANG Yanjun, JIAO Guiqiong, TAO Yongqiang, et al. J Inorg Mater (in Chinese), 2008, 23(3): 509–514.

[19] 梅辉, 成来飞, 张立同, 等. 2 维 C/SiC 复合材料的拉伸损伤演变过程和微观结构特征[J]. 硅酸盐学报, 2007, 35(2): 137–143.
MEI Hui, CHENG Laifei, ZHANG Litong, et al. J Chin Ceram Soc, 2007, 35(2): 137–143.

[20] WANG M, LAIRD C. Characterization of microstructure and tensile behavior of a cross-woven C/SiC composit[J]. Acta Mater, 1996, 44(4): 1371–1387.

[21] 方鹏, 成来飞, 张立同, 等. C/SiC 复合材料拉伸过程的声发射研究[J]. 无损检测, 2006, 28(7): 358–361.
FANG Peng, CHENG Laifei, ZHANG Litong, et al. Nondestr Testing (in Chinese), 2006, 28(7): 358–361.

[22] 乔生儒, 杜双明, 纪岗昌, 等. 3D–C/SiC 复合材料的损伤机理[J]. 机械强度, 2004, 26(3): 307–312.
QIAO Shengru, DU Shuangming, JI Gangchang, et al. J Mechan Strength(in Chinese), 2004, 26(3): 307–312.

[23] 王毅强, 张立同, 成来飞, 等. 化学气相渗透法制备 2 维和 2.5 维 C/SiC 复合材料及其拉伸性能[J]. 硅酸盐学报, 2008, 36(8): 1062–1068.
WANG Yiqiang, ZHANG Litong, CHENG Laifei, et al. J Chin Ceram Soc, 2008, 36(8):1062–1068.

[24] 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, 34(6): 728–732.
MA Iunqiang, XU Yongdong, ZHANG Litong, et al. J Chin Ceram Soc, 2006, 34(6): 728–732.

[25] XIA Z C, HUTCHINSON J W. “Matrix Cracking of Cross-Ply Ceramic Composites[J].” Acta Metal Et Mater, 1994, 42(6): 1933–1945.

[26] 成来飞, 张立同, 梅辉. 陶瓷基复合材料强韧化与应用基础[M]. 北京: 化学工业出版社, 2019: 46–47.

[27] NIE J, XU Y, ZHANG L, et al. Microstructure and tensile behavior of multiply needled C/SiC composite fabricated by chemical vapor infiltration[J]. J Mater Process Tech, 2009, 209(1): 572–576.

[28] WANG Yiqiang, ZHANG Litong, CHENG Laifei. Effects of heat treatment on the tensile behavior and damage evolution of a 3D–C/SiC composite[J]. Int J Mod Phys B, 2010, 24(15/16): 2591–2596.