

界面层对 SiC_f/SiC 复合材料力学性能及氧化行为的影响

张冰玉, 王 岭, 焦 健, 杨金华, 刘善华

(中航复合材料有限责任公司, 北京 101300)

[摘要] 为研究界面层对 SiC_f/SiC 复合材料力学性能及氧化行为的影响, 采用先驱体浸渍裂解工艺制备了 3 种不同界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料。3 种界面层分别为热解碳(PyC)、PyC+BN-I 和 PyC+BN-II (其中 BN-I 表示 B 质量分数大约 2%, BN-II 表示 B 质量分数大约 20%)。研究表明, 具有 PyC 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料常温力学性能最高, 其常温弯曲强度达到 380MPa, 而双界面层体系中, SiC_f/SiC 复合材料常温弯曲强度分别为 282MPa (PyC+BN-I) 和 259MPa (PyC+BN-II)。1200℃氧化试验表明, 具有 PyC+BN-II 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料弯曲强度保留率最高, 为 54%。3 种不同界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料在氧化后均表现为脆性断裂。微观结构显示, 界面和纤维被氧化是导致材料最终失效的原因; 能谱分析表明, 具有 PyC+BN-I 和 PyC+BN-II 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料纤维内部未检测到 O 原子存在, 证实 BN 有保护纤维的作用。

关键词: 界面层; SiC_f/SiC 复合材料; 抗氧化性能

Effect of Interface on Mechanical Property and Oxidation Behavior of SiC_f/SiC Composites

ZHANG Bingyu, WANG Ling, JIAO Jian, YANG Jinhua, LIU Shanhua

(AVIC Composite Corporation LTD, Beijing 101300, China)

[ABSTRACT] In order to investigate the influence of interfaces on the mechanical properties and oxidation behaviors of SiC_f/SiC composites, SiC_f/SiC composites with 3 different interfaces (PyC, PyC+BN-I and PyC+BN-II) were prepared via precursor infiltration and pyrolysis (PIP) method. Results showed that SiC_f/SiC composites with PyC interface exhibited the highest flexural strength of 380MPa. SiC_f/SiC composites with PyC+BN-I and PyC+BN-II interfaces exhibited flexural strengths of 282MPa and 259MPa, respectively. The flexural strength retention rate of SiC_f/SiC composites with PyC+BN-II interface was 54% after heat treatment at 1200℃ in air for 2h, and all SiC_f/SiC composites with different interfaces exhibited brittle fracture after heat treatment. The microstructure of SiC_f/SiC composites demonstrated that the oxidation of interfaces and fibers caused the failure of the composites. Energy dispersive spectrometer had not detected oxygen on SiC fibers of SiC_f/SiC composites with PyC+BN-I and PyC+BN-II interfaces, which indicated that BN interface can effectively protect fibers from oxidation.

Keywords: Interfaces; SiC_f/SiC composite; Anti-oxidation

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2017.12.078

随着对航空发动机燃油效率和推重比要求的不断提高, 航空工业对高温材料也提出了更加迫切的需求。传统的高温合金已经不能满足使用要求(高温合金使用温度上限 1100℃), 目前各国的研发重点为陶瓷基复合材料, 尤其是抗氧化性优异的 SiC_f/SiC 复合材料。与金属材料相比, SiC_f/SiC 具有以下优势: 密度低, 仅为高温合金的 1/3~1/4; 耐高温, 可在 700~1650℃ 范围内工作数百甚至上千小时; 具有良好的抗氧化性能^[1-3]。

SiC_f/SiC 复合材料的结构单元包括增强纤维、界面

层、SiC 基体和表面涂层等。界面层作为陶瓷基复合材料重要的结构单元, 能够调节纤维与基体的结合强度, 改善材料的断裂模式, 界面层还可以作为氧扩散阻挡层, 保护纤维不受氧化。典型的界面层类型包括界面层与纤维弱结合、界面层与纤维强结合且界面层具有层状晶结构、界面层与纤维强结合且界面层为 (X-Y)_n 多层结构、界面层与纤维强结合且界面层为多孔结构以及非理想界面层^[4]。SiC_f/SiC 复合材料最常用的界面层是各向异性热解碳(Pyrocarbon, PyC)层, 虽然从力学角度看,

PyC 界面层可使复合材料表现出非线性力学行为,但其致命缺点是在高于 800℃ 的氧化气氛中极易氧化^[5],PyC 界面层在高温氧化气氛中的应用也因此受到了限制。BN (氮化硼)与热解碳有相似的层状结构,BN 却具有优异的抗氧化性能,BN 在 850℃ 开始氧化^[6],氧化后生成的 B₂O₃ 在高温下具有自愈合裂纹的能力,能够阻止氧原子进一步向材料内部弥散,显著提高纤维的抗氧化性能,从而延长复合材料在高温氧化气氛下的使用寿命。

本研究采用先驱体浸渍裂解(PIP)工艺制备了 3 种不同界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料,对其常温力学性能和抗氧化性能进行了研究,并对氧化前后复合材料的微观及性能进行了表征,分析了 SiC_f/SiC 复合材料氧化失效机理。

1 试验及方法

1.1 试验原料

增强纤维:KD-II 型 SiC 纤维,国防科技大学生产,单丝强度约 2.5GPa,每束 1000 根。SiC 纤维平纹布:委托宜兴新立织造有限公司编织,编织密度 6 束/cm。液态聚硼硅烷:中国科学院化学研究所合成,淡黄色透明液体,可在 250~350℃ 固化。聚硼硅氮烷先驱体(BN-I):中国科学院化学研究所合成,淡黄色透明固体,1000℃ 惰性气氛下裂解后硼质量分数大约为 2%。氮化硼先驱体(BN-II):中国科学院化学研究所合成,乳白色透明液体,1000℃ 惰性气氛下裂解后硼质量分数大约为 20%。

1.2 试验方法

1.2.1 SiC 纤维表面界面层的制备

PyC 界面层:采用 CVI 工艺在 SiC 纤维表面制备 PyC 界面层。

BN-I 界面层:将聚硼硅氮烷先驱体(BN-I)研磨成粉末溶于甲苯中制成一定浓度的先驱体溶液,将带有 PyC 界面层的 SiC 纤维布在先驱体溶液中真空浸渍 1h,取出在鼓风烘箱中加热使甲苯挥发干净,然后在惰性气体保护下以 3℃/min 的升温速率至 1000℃,保温 1h。

BN-II 界面层:将带有 PyC 界面层的 SiC 纤维布在氮化硼先驱体(BN-II)溶液中真空浸渍 1h,然后在惰性气体保护下以 3℃/min 的升温速率至 1000℃,保温 1h。

制备 PyC 界面层及 BN 界面层厚度见表 1。

图 1 为制备 BN-I 界面层与 BN-II 界面层纤维表面 XPS 分析结果。

1.2.2 SiC_f/SiC 复合材料的制备

采用 PIP 工艺制备 SiC_f/SiC 复合材料,直至增重率降低至 2% 以下。SiC_f/SiC 复合材料的密度和开孔率见

表 2。为确保所制备复合材料性能具有可比性,制备 3 种材料的 PIP 工艺条件完全相同,具体制备方法详见文献[7]。

1.3 材料表征及性能测试

纤维表面界面层的元素组成用 Thermo Scientific 公司 ESCALab250Xi 多功能光电子能谱仪分析,激发源为单色化的 AlK α X 射线,功率约 200W,分析面积为 500 μ m²。试样的密度和开孔率测试方法参考 GB/T25995-2010《精细陶瓷密度和显气孔率试验方法》。试样的弯曲强度和弯曲模量在美国 MTS 公司生产的 C45.105 型电子万能试验机上进行,测试方法参考 GB/T6569-2006《精细陶瓷弯曲强度试验方法》。试样的微观形貌采用日本 HITACHI 公司生产的 S-4800 场发射扫描电子显微镜表征。氧化处理在德国 Nabertherm 公司生产的箱式电阻炉中进行,将不同界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料试样以 100℃/h 的升温速率加热到 1200℃,保温 2h,并随炉冷却至室温,测试其弯曲性能,以弯曲强度保留率来表征材料的抗氧化性能。

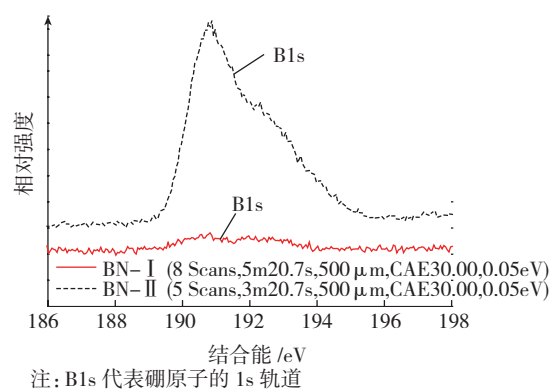
2 结果与讨论

2.1 SiC_f/SiC 复合材料的室温力学性能

表 3 为不同界面层体系 SiC_f/SiC 复合材料常温弯

表1 SiC_f/SiC复合材料PyC界面层及BN界面层厚度

编号	界面层种类	PyC 界面层厚度 /nm	BN 界面层厚度 /nm
SiC-0	PyC		—
SiC-I	PyC+ BN-I	250	50~100
SiC-II	PyC+ BN-II		50~100



注: B1s 代表硼原子的 1s 轨道

图1 制备BN-I界面层与BN-II界面层纤维表面XPS分析结果
Fig.1 XPS results of SiC fibers with BN-I and BN-II interphases

表2 不同界面层体系SiC_f/SiC复合材料密度和开孔率

编号	密度 / (g·cm ⁻³)	开孔率 /%
SiC-0	2.34	7.32
SiC-I	2.28	7.83
SiC-II	2.32	8.16

曲强度和弯曲模量。可见,制备 PyC 界面层的 SiC-0 复合材料的弯曲强度最高,这是由于纤维表面均匀致密的 PyC 层能够有效地传递载荷;SiC-I、SiC-II 的弯曲强度分别为 282MPa 和 259MPa,呈依次降低的趋势,是由于 PIP 工艺制备的 BN 界面层比较疏松,且容易剥落,导致基体和纤维之间存在微小孔洞等缺陷,不能起到很好的载荷传递作用。

图 2 为不同界面层体系 SiC_f/SiC 复合材料常温弯曲测试的应力-应变曲线。SiC-0、SiC-I、SiC-II 常温弯曲测试的应力-应变曲线在断裂之前分两个阶段。首先,材料在弯曲载荷的作用下不断发生变形,此阶段复合材料的载荷和位移呈线性关系,曲线处于线性状态,此阶段材料发生的是弹性变形,作用在材料上的弯曲载荷由基体承担;随着外加载荷的不断增大,基体中产生越来越多的微裂纹,直至饱和时基体发生开裂,复合材料的载荷-位移曲线在这一点开始偏离线性,此阶段作用在材料上的弯曲载荷主要由纤维承担。随着外加载荷的进一步加大,纤维开始发生断裂,当应力达到最高点时,材料内部纤维开始断裂;随后,伴随纤维脱粘、纤维断裂和纤维拔出等过程,应力-应变曲线呈下降趋势。

由图 2 可见, SiC-0、SiC-I、SiC-II 样品的应力-应变曲线的轮廓相似,均呈非线性断裂模式。其中, SiC-0 样品应力-应变曲线线性段最长,说明其基体开裂应力最高,可承载更高的载荷, SiC-I、SiC-II 线性阶段较 SiC-0 短,可能是由于 BN 的引入改变了基体的组成及结构。

2.2 SiC_f/SiC 复合材料抗氧化性能

表 4 为不同界面层体系 SiC_f/SiC 复合材料氧化后形貌。可见,氧化后的试样表面形成了一层白色物质,这是 SiC 基体氧化后生成的 SiO₂,其中 SiC-II 样品表面生成的 SiO₂ 明显比 SiC-0 和 SiC-I 致密。

表 5 为不同界面层体系 SiC_f/SiC 复合材料样品氧化前后密度、开孔率和弯曲强度保留率。可见, SiC-0、SiC-I 和 SiC-II 氧化后, SiC-0 失重 0.39%, SiC-I 和 SiC-II 分别增重 0.08% 和 0.75%,这与表 4 中观察到 SiC-II 样品表面生成的 SiO₂ 比较致密的结论是吻合的。表 5 中可见 SiC-0、SiC-I 和 SiC-II 氧化后均表现为密度降低、孔隙率升高,这是由于富碳的 SiC 基体和 PyC 界面层被氧化造成的。

图 3 为不同界面层体系 SiC_f/SiC 复合材料氧化后弯曲测试应力-应变曲线。可见, SiC-0、SiC-I 和 SiC-II 氧化后强度急剧下降,氧化后弯曲强度保留率分别为 40%、45% 和 54%,氧化后复合材料呈现脆性断裂模式,纤维失去增强、增韧的效果。

由以上分析能够得出结论: SiC-II 样品氧化后表面

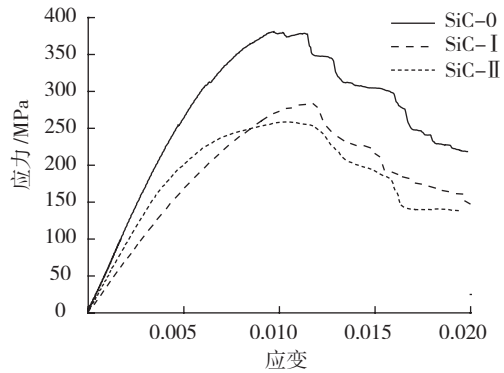


图2 不同界面层体系SiC_f/SiC复合材料室温弯曲测试的应力-应变曲线

Fig.2 Strain-stress curves of SiC_f/SiC composites with different interphases

表3 不同界面层体系制备的SiC_f/SiC复合材料常温弯曲强度和弯曲模量

样品	常温弯曲强度 /MPa	常温弯曲模量 /GPa
SiC-0	380	69.4
SiC- I	282	64.0
SiC- II	259	52.3

表4 不同界面层体系制备的SiC_f/SiC复合材料氧化处理后形貌



表5 不同界面层体系SiC_f/SiC复合材料氧化后质量变化和弯曲强度保留率

界面层	密度 / (g·cm ⁻³)	开孔率 /%	质量变化 /%	弯曲强度保留率 /%
SiC-0	2.34	7.32	-0.39	40
SiC- I	2.28	8.16	+0.08	45
SiC- II	2.32	7.83	+0.75	54

生成 SiO₂ 在 3 者中最致密、孔隙率升高最小、强度保留率最高,抗氧化性能较优。SiC_f/SiC 复合材料氧化过程中,纤维、基体和界面可能都受到了不同程度的损伤。

2.3 SiC_f/SiC 复合材料微观形貌分析

2.3.1 界面层的微观形貌

图 4 为纤维界面层的微观形貌,图 4 (a) 可见 SiC 纤维表面有一层均匀的 CVI-PyC 界面层,局部放大可见, PyC 界面层厚度为 250nm。图 4 (b) 可见,在制备有 PyC 界面层的 SiC 纤维表面大部分被 BN-I 界面层覆盖。图 4 (c) 可见,在制备有 PyC 界面层的 SiC 纤维表面被连续的 BN-II 界面层所覆盖, BN-II 界面层呈六边形鳞片状^[8-9],有剥落的现象,可见该界面层粘附能力

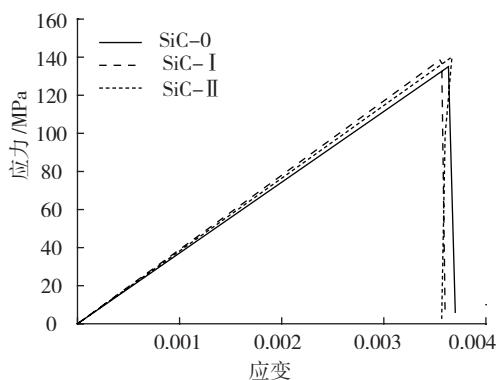
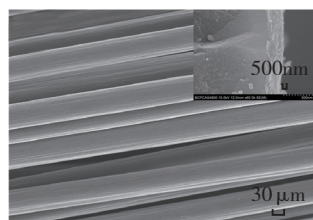
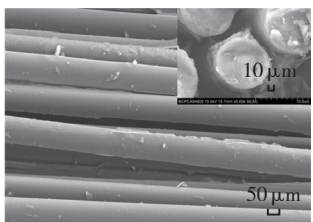


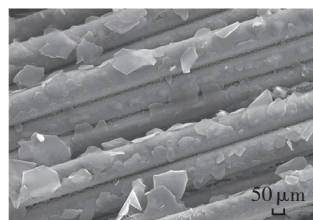
图3 不同界面层体系SiC_t/SiC复合材料氧化后的应力-应变曲线
Fig.3 Strain-stress curves of SiC_t/SiC composites with different interphases after oxidation test



(a) PyC



(b) BN-I



(c) BN-II

图4 界面层的微观形貌

Fig.4 Microstructures of interphases

较差。

2.3.2 SiC_t/SiC复合材料断口微观形貌及材料破坏机理分析

图5为SiC-0常温弯曲测试后断口微观形貌, SiC-0样品含PyC界面, SiC-0断口纤维拔出现象明显, 纤维的断裂截面与界面层的断裂截面位于不同平面, 由此可知在材料的断裂过程中, 纤维与界面层、界面与基体之间均发生了滑移脱粘, 这种滑移作用可以消耗部分断裂能, 同时裂纹前端在界面层内外均发生了方向转移, 纤维在基体断裂后增韧作用显著。

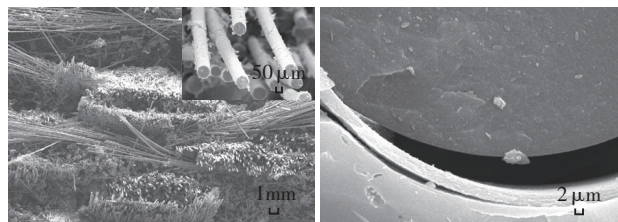


图5 SiC-0常温弯曲测试后断口微观形貌

Fig.5 Microstructures of SiC-0 after bending test at room temperature

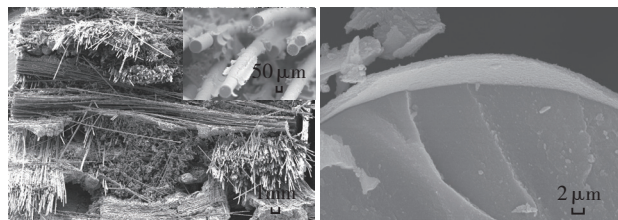


图6 SiC-I 常温弯曲测试后断口微观形貌

Fig.6 Microstructures of SiC-I after bending test at room temperature

图6为SiC-I 常温弯曲测试后断口微观形貌, SiC-I 样品含PyC和BN-I界面, 其断口有明显的纤维拔出, 材料呈现韧性断裂模式。可见, SiC纤维表面的PyC界面层仍然附着在纤维表面, 没有发生脱粘, 而在断裂过程中发生脱粘的部位主要在BN-I界面层上, 这是由于BN-I界面层采用PIP工艺制备, 致密度远低于CVI工艺制备的界面层^[10-11], 界面上存在较多孔洞等缺陷, 因此BN-I界面附着力较差, 材料断裂过程中易发生脱粘。SiC-I样品的断口微观形貌也反映出其相对SiC-0低的室温弯曲强度。

图7为SiC-II 常温弯曲测试后断口微观形貌, SiC-II 样品含PyC和BN-II界面, 其断口也有明显的纤维拔出。SiC-II 样品断裂时界面的脱粘现象与SiC-I 样品类似, PyC界面层附着在纤维表面, 脱粘的部位主要在BN-II界面层上。BN-II界面层中B含量高, 其界面可以观察到明显的六方BN晶体结构的鳞片疏松堆积, 如图4(c)所示, 因此该界面附着强度甚至低于SiC-I 样品的BN-I界面, 这也印证了SiC-II 样品较低的室温弯曲性能。

由断口形貌分析, 在SiC-0、SiC-I、SiC-II 受到弯曲载荷时, 断口都有明显的纤维拔出, SiC-0的致密PyC界面层断裂过程中同时发生界面-纤维和界面-基体之间的脱粘, 表现出显著的载荷传递以及纤维增韧效果; SiC-I和SiC-II的脱粘主要发生在PIP工艺制备的BN-I和BN-II界面层上, 力学性能有所降低, 并且随BN-II界面的结构缺陷增加, 力学性能进一步降低。

2.3.3 SiC_t/SiC复合材料氧化处理后微观形貌及材料

破坏机理分析

图8为不同界面层的SiC_r/SiC复合材料样品1200℃氧化处理后弯曲测试的断口形貌, SiC-0、SiC-I和SiC-II氧化后弯曲测试的断口都表现出贯穿性的脆性断裂特征,断口无纤维拔出现象。图8(a)局部放大图可见, SiC-0样品纤维表面存在一层孔隙,几乎看不到PyC界面层,说明1200℃氧化2h处理后PyC界面层氧化严重,不能起到保护SiC纤维的作用,EDS结果表明,氧化后SiC-0样品纤维内部有O原子存在,证明纤维已经被氧化,导致SiC-0样品氧化处理后强度保留率仅为40%。

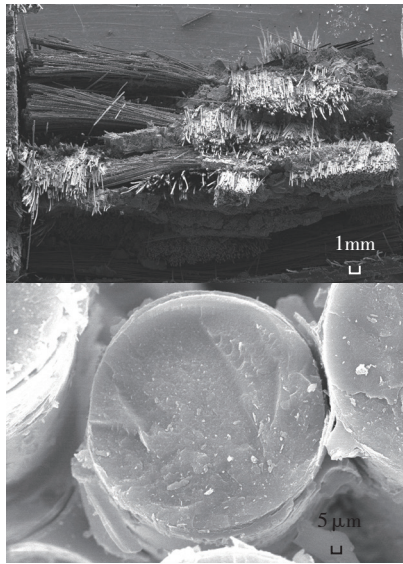
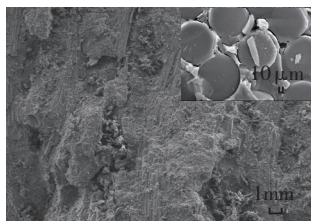
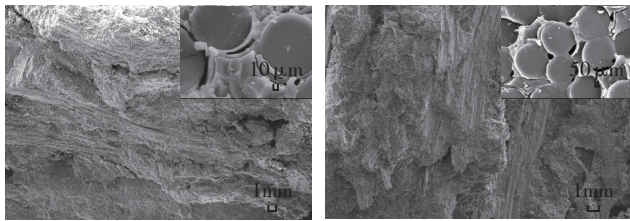


图7 SiC-II 常温弯曲测试后断口微观形貌
Fig.7 Microstructures of SiC-II after bending test at room temperature



(a) SiC-0



(b) SiC-I

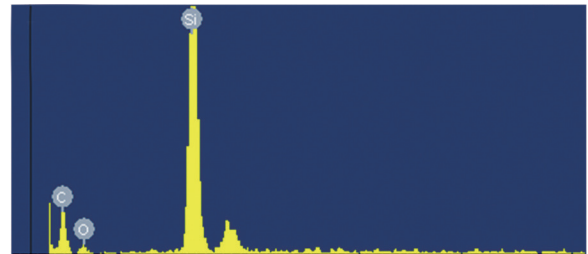
(c) SiC-II

图8 不同界面层体系制备的SiC_r/SiC复合材料氧化后弯曲测试的断口微观形貌

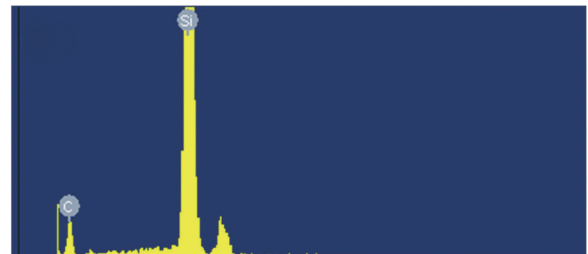
Fig.8 Microstructures of SiC_r/SiC composites with different interphases after oxidation treatment

SiC-I与SiC-II的界面也发生氧化,但从微观结构上看与SiC-0的界面变化不同。SiC-I与SiC-II的界面氧化后,产生纤维周边的氧化性孔隙缺陷不是在纤维表面均匀分布的薄层空隙,而是以较大孔隙无规律地分布在纤维表面,这主要是与BN界面层结构相关。由于PIP制备的BN界面层致密度不够,在有缺陷的部位,BN和下方的PyC界面首先氧化,形成较大的孔隙;而BN致密的部分,BN氧化形成B₂O₃液相玻璃^[12],可以阻挡O的进一步侵蚀,因此下方的PyC界面受到保护。SiC-II的BN界面结构缺陷更加明显,所以其氧化后界面的零散孔隙分布也更加显著。因此, SiC-I与SiC-II的BN界面由于结构缺陷,只是部分保护了PyC界面和纤维,仍然有部分发生了氧化,其断裂行为也表现出典型的脆性断裂。EDS结果表明, SiC-I与SiC-II经过氧化处理后的纤维内部没有检测到O原子的存在,从氧化后材料的强度保留率来看, SiC-I与SiC-II分别为45%和54%,略高于没有BN涂层的SiC-0。

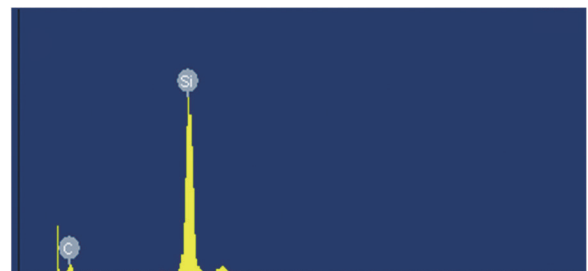
图9为氧化后纤维内部EDS分析原始峰值曲线图,可见,制备BN界面层的SiC-I和SiC-II复合材料纤维内部没有检测到氧原子存在,说明BN界面层可以有效



(a) SiC-0



(b) SiC-I



(c) SiC-II

图9 氧化后纤维内部EDS分析原始峰值曲线
Fig.9 EDS curves of SiC fibers after oxidation test

地防止纤维被氧化。

通过上述研究和分析表明,在 SiC_f/SiC 复合材料中引入 BN 界面层提高材料的抗氧化性能需从两个方面考虑:(1)制备致密的 BN 界面层,将纤维及其表面 PyC 界面完全保护。从本研究结果来看,PIP 工艺制备的 BN 界面层确实阻止了部分纤维被氧化,一定程度上提高了 SiC_f/SiC 复合材料的氧化后强度保留率。但由于 PIP 工艺所制备的 BN 界面层结构缺陷,未能形成致密的界面层而将纤维完全保护,因此在结构的孔隙缺陷处,氧化破坏了 PyC 涂层和纤维表面。要制备致密的 BN 界面层,需要通过 CVI 工艺实现。(2)制备更加致密、孔隙率更低的 SiC_f/SiC 复合材料,减少基体中的孔隙和微裂纹,从而阻止 O 元素的侵蚀。本试验中,当所制备的材料暴露在高温氧化气氛中时,氧首先从材料表面的孔隙和微裂纹侵入到材料内部。因此,减少材料孔隙率,提高材料致密度,能够减少氧进入材料的途径,提高 SiC_f/SiC 复合材料的抗氧化性能。

3 结论

本研究采用通过 PIP 工艺制备出具有 PyC、PyC+BN-I 和 PyC+BN-II 3 种界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料,并对材料的力学性能及氧化行为进行了分析。结果表明,制备有 PyC 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料室温弯曲强度最高,达到 380MPa;制备有 PyC+BN-I 和 PyC+BN-II 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料室温弯曲强度略有降低,分别为 282MPa 和 254MPa。1200℃氧化 2h 后,PyC+BN-II 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料弯曲强度保留率最高,为 54%。

微观结构显示,3 种不同界面层体系的 SiC_f/SiC 复合材料在 1200℃氧化 2h 后,基体和界面层均有被氧化的现象,而纤维被氧化是导致材料最终失效的原因。能谱分析表明,仅制备 PyC 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料纤维内部检测到 O 原子存在,而制备有 PyC+BN-I 和 PyC+BN-II 界面层的 SiC_f/SiC 复合材料纤维内部未检测到 O 原子存在,说明 BN 界面层有阻挡氧的作用,但是由于 PIP 制备的 BN 界面的结构缺陷,不能完全保护 SiC 纤维,因此也发生部分氧化,氧化后力学性能有所降低。

参考文献

- [1] 焦健,史一宁,邱海鹏,等.高性能连续碳纤维增强碳化硅复合材料的制备及其高温力学性能的研究[J].功能材料,2011,42(3):401-403.
- JIAO Jian, SHI Yining, QIU Haipeng, et al. The preparation and the high-temperature properties of 3D C_f/SiC composite material by PIP process[J]. Functional Materials, 2011, 42(3): 401-403.
- [2] LI H, MORSCHER G N, LEE J, et al. Tensile and stress-rupture

behavior of SiC_f/SiC mini-composite containing chemically vapor deposited zirconia interphase[J]. Am Ceram Soc, 2004, 87(9):1726-1733.

[3] YU Haijiao, ZHOU Xingui, ZHANG Wei, et al. Mechanical behavior of SiC_f/SiC composites with alternating PyC/SiC multilayer interphases[J]. Materials and Design, 2013(44):320-324.

[4] 刘海韬,程海峰,王军,等. SiC_f/SiC 复合材料界面相研究进展[J].材料导报,2010,24(1):10-14.

LIU Haitao, CHENG Haifeng, WANG Jun, et al. Study on the interphase of the continuous SiC fiber reinforced SiC composites[J]. Materials Review, 2010, 24(1):10-14.

[5] 刘善华.纤维混编 CMC-SiC 的残余热应力与基体开裂应力研究[D].西安:西北工业大学,2014.

LIU Shanhua. Research of residual thermal stress and matrix cracking stress for CMC-SiC with hybrid fibers[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2014.

[6] 李俊生,张长瑞,李斌.陶瓷基复合材料中氮化硼界面相研究进展[J].材料导报,2011,25(9):14-21.

LI Junsheng, ZHANG Changrui, LI Bin. Advances in boron nitride interphases in ceramic matrix composites[J]. Materials Review, 2011, 25(9):14-21.

[7] 简科,陈朝辉,马青松,等.硼在先驱体转化制备 2D C_f/SiC 材料中的应用[J].稀有金属材料与工程,2006,35(2):5-8.

JIAN Ke, CHEN Zhaohui, MA Qingsong, et al. Application of boron in fabricating of 2D C_f/SiC composites by precursor pyrolysis[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(2): 5-8.

[8] 张伟华,成来飞,张立同,等. C/SiC 复合材料表面 Si-C-B 自愈合涂层的制备与抗氧化行为[J].无机材料学报,2008,23(4):774-778.

ZHANG Weihua, CHENG Laifei, ZHANG Litong, et al. Preparation and anti-oxidation behavior of Si-C-B self-healing coating on C/SiC composite[J]. Journal of Inorganic Materials, 2008, 23(4): 774-778.

[9] 张立同,成来飞.自愈合陶瓷基复合材料制备与应用基础[M].北京:化学工业出版社,2015:20-21.

ZHANG Litong, CHENG Laifei. Preparation and application of self-healing ceramic matrix composite[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2015:20-21.

[10] 邹世钦,张长瑞,周新贵,等. PIP 工艺制备的 C/SiC 复合材料的氧化行为[J].国防科技大学学报,2005,27(5):107-112.

ZOU Shiqin, ZHANG Changrui, ZHOU Xingui, et al. The oxidation behaviors of C/SiC composites prepared by precursor infiltration pyrolysis process[J]. Journal of National University of Defense Technology, 2005, 27(5): 107-112.

[11] 李伟,陈朝辉. PIP 工艺制备 C_f/SiC 复合材料微观结构研究[J].稀有金属材料与工程,2007,36(1):611-614.

LI Wei, CHEN Chaohui. Evaluation of microstructure of C_f/SiC composite fabricated by precursor infiltration and pyrolysis[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(1):611-614.

[12] 张立同,成来飞,徐永东,等.自愈合碳化硅陶瓷基复合材料研究及应用进展[J].航空材料学报,2006,26(3):227-231.

ZHANG Litong, CHENG Laifei, XU Yongdong, et al. Progress on self-healing silicon carbide ceramic matrix composites and its applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3):227-231.

通讯作者:王岭,博士,研究方向为陶瓷基复合材料, E-mail: lingwang14802@163.com。

(责编 铃兰)