



碳纤维增强 SiBOC 陶瓷基复合材料的制备及其力学性能研究

方 萱, 陈建军

(浙江理工大学, a. 材料科学与工程学院; b. 先进陶瓷材料与纤维研究所, 杭州 310018)

摘 要: 碳纤维增强 SiBOC 陶瓷基复合材料(C_f /SiBOC CMC)具有低密度、高强度以及优异的耐高温和抗氧化性能。为了进一步提高 C_f /SiBOC CMC 力学性能,以聚硼硅氧烷(PBS)、纳米六方氮化硼(h-BN)、碳化硅(SiC)和炭黑为原料制备了不同填料含量的混合浆料,并以混合浆料为前驱体,采用前驱体浸渍裂解(PIP)工艺制备了 C_f /SiBOC CMC;分析填料含量对 SiBOC 陶瓷前驱体浆料黏度的影响,以及浆料中填料含量与 PIP 循环次数对复合材料孔隙率、体积密度与力学性能的影响;通过旋转黏度仪、场发射扫描电子显微镜和万能试验机对样品进行表征。结果表明:以填料含量为 13.77%,黏度为 881.33 mPa·s 的浆料为前驱体,所制备的 C_f /SiBOC CMC 力学性能在 4 次 PIP 循环后达到最优,抗弯强度和断裂韧性分别为 202.33 MPa 和 7.61 MPa·m^{1/2},相比未添加填料的复合材料分别提升了 49.87% 和 19.28%,对应的孔隙率和体积密度分别为 7.16% 和 1.6767 g/cm³。该研究可为 SiBOC 陶瓷基复合材料力学性能的提升提供一定的参考。

关键词: SiBOC 陶瓷;浆料;填料含量;六方氮化硼;前驱体浸渍裂解; C_f /SiBOC 陶瓷性能

中图分类号: TB34

文献标志码: A

文章编号: 1673-3851(2026)03-0125-09

引文格式: 方萱,陈建军. 碳纤维增强 SiBOC 陶瓷基复合材料的制备及其力学性能研究[J]. 浙江理工大学学报(自然科学),2026,55(2):125-133.

Reference Format: FANG Xuan, CHEN Jianjun. A study on the preparation and mechanical properties of carbon fiber-reinforced SiBOC ceramic matrix composites[J]. Journal of Zhejiang Sci-Tech University, 2026, 55(2): 125-133.

A study on the preparation and mechanical properties of carbon fiber-reinforced SiBOC ceramic matrix composites

FANG Xuan, CHEN Jianjun

(a. School of Materials Science & Engineering; b. Institute of Advanced Ceramic Materials & Fibers, Zhejiang Sci-Tech University, Hangzhou 310018, China)

Abstract: Carbon fiber-reinforced SiBOC ceramic matrix composites (C_f /SiBOC CMC) exhibit low density, high strength, and exceptional high-temperature resistance and oxidation performance. To further enhance the mechanical properties of C_f /SiBOC CMC, mixed slurries with varying filler contents were prepared using polyborosiloxane (PBS), nano hexagonal boron nitride(h-BN), silicon carbide (SiC), and carbon black as raw materials. C_f /SiBOC CMC with mixed slurry as precursor was fabricated via the precursor infiltration and pyrolysis (PIP) process. The effect of slurry filler content on the viscosity of SiBOC ceramic precursor, and that of slurry filler content combined with PIP cycles on the porosity, bulk density, and mechanical properties of the composites were investigated subsequently. Samples were characterized using a rotational viscometer, field-emission scanning electron microscope, and universal testing machine. Results demonstrated that when a slurry with a filler content of 13.77% and viscosity of

收稿日期: 2024-03-31

网络出版日期: 2025-05-12

基金项目: 浙江省自然科学基金重点项目(LZ23E020003);国家自然科学基金项目(51872262)

作者简介: 方 萱(2002—),女,江西抚州人,硕士研究生,主要从事有机硅前驱体和陶瓷基复合材料方面的研究。

通信作者: 陈建军, E-mail: chen@zstu.edu.cn

881.33 mPa·s was used as the precursor, the mechanical properties of the prepared C_f /SiBOC CMC reached their optimum after four PIP cycles. The flexural strength and fracture toughness were 202.33 MPa and 7.61 MPa·m^{1/2}, respectively, representing improvements of 49.87% and 19.28% compared to the unmodified composite. The corresponding porosity and bulk density were 7.16% and 1.6767 g/cm³, respectively. This study provides valuable insights for enhancing the mechanical performance of SiBOC-based ceramic matrix composites.

Key words: SiBOC ceramic; slurry; filler content; hexagonal boron nitride (h-BN); precursor infiltration and pyrolysis (PIP); properties of C_f /SiBOC ceramic

0 引言

纤维增强 SiOC 陶瓷基复合材料(Carbon fiber-reinforced SiOC ceramic matrix composites, C_f /SiOC CMC)兼具低密度、耐高温、抗氧化、抗热震、高强度、耐磨、耐腐蚀以及良好的高温吸波性能等优异性能,在航空航天、国防军工和能源动力等领域有着广泛的应用前景^[1-3]。

SiOC 陶瓷基复合材料通常以聚硅氧烷(Polysiloxane, PSO)为前驱体^[4-8]。Zhao 等^[9]以 PSO 为前驱体,碳纤维为增强体,通过前驱体浸渍裂解(Precursor infiltration and pyrolysis, PIP)工艺制备了 C_f /SiOC 复合材料,并将 Ni 元素引入基体,有效提高了复合材料的致密度及机械性能。Yang 等^[10]以 PSO 为前驱体,以具有碳纤维梯度周期结构的 Al₂O₃ 纤维为增强体,制备出具有优异机械性能的 Al₂O₃/SiOC CMC。与 SiC 前驱体聚碳硅烷、Si₃N₄ 前驱体聚硅氮烷相比,PSO 具有制备工艺简单、成本低且环境友好等特点^[11-12]。PSO 常存在陶瓷产率低、SiOC 非晶相在高于 1250 °C 情况下力学性能下降等缺陷,为改善其耐高温性能,研究人员通常通过掺杂异质元素硼(B)进行改性^[13]。例如, Song 等^[14]以硼酸为硼源,2,4,6,8-四乙烯基四硅氧烷和聚甲基氢硅氧烷为原料,合成了聚硼硅氧烷(Polyborosiloxane, PBS),热解后得到的 SiBOC 陶瓷在 1400 °C 时仍为非晶态。Gencer 等^[15]以正丁基三甲氧基硅烷和异丁基三甲氧基硅烷为硅源,以硼酸三乙酯和硼酸为硼源,采用溶胶-凝胶法合成新型 SiBOC 预陶瓷聚合物,1400 °C 下热解得到的 SiBOC 陶瓷仍保持无定形结构。Ganesh 等^[16]以二维碳织物为增强材料,以硼改性酚醛树脂为基体树脂,制备了 C_f /SiBOC CMC,发现 SiBOC 基体中 B 的存在促进了游离碳的石墨化,且形成的硼硅酸盐修复了裂纹,阻碍了氧气向内扩散,进而提升复合材料的抗氧化性能。综上可知,深入研究以 SiBOC 陶

瓷为基体的复合材料具有重要意义。

为了进一步提升复合材料力学性能,研究人员通常在基体中添加纳米填料。纳米填料具有较高的表面积,与基体间界面存在较好的附着力^[17]。纳米六方氮化硼(Hexagonal boron nitride, h-BN)颗粒具有层状结构、高导热性和自润滑性,且 h-BN 在 850 °C 以下不会迅速氧化^[18],可用于增强复合材料抗氧化性能与机械性能;碳化硅(Silicon carbide, SiC)具有良好的耐高温性、抗热震性和低膨胀系数^[19]等。填料改性的陶瓷基复合材料已被广泛研究^[20-22]。Jian 等^[19]将 SiC 颗粒添加到 SiC 前驱体聚碳硅烷(PCS)中制备了更致密复合材料,该复合材料的弯曲强度从 130.0 MPa 提高到了 246.4 MPa。杨亚云等^[23]将纳米 SiC 微粉加入先驱体溶液中,缩短了 3D- C_f /SiC 复合材料制备周期,当 SiC 质量分数为 11.76% 时,复合材料抗弯强度为 136.0 MPa,相比未添加 SiC 微粉的复合材料提升了 12.12%。Zhu 等^[24]通过 SiC 浆料浸渍制备了 2D- C_f /SiC 复合材料, SiC 质量分数为 40% 的浆料制备的 2D- C_f /SiC CMC,最大破坏应力比未添加 SiC 时增加了一倍,达到了 232.0 MPa,断裂韧性达到了 10 MPa·m^{1/2}。

目前,关于以混合浆料为前驱体制备的 C_f /SiBOC CMC 的研究报道较少,本文以碳纤维为增强体,以 PBS、h-BN、SiC 和炭黑为原料制备了不同填料含量的混合浆料,采用 PIP 法制备了不同填料含量的浆料为前驱体的 C_f /SiBOC CMC;分析填料含量对 SiBOC 陶瓷前驱体浆料黏度的影响,探究浆料中填料含量和 PIP 循环次数对 C_f /SiBOC CMC 孔隙率、体积密度与力学性能的影响。本文深化了对浆料体系多尺度增强机制的认识,丰富了浆料体系在陶瓷基复合材料中的作用的研究,对以 SiBOC 陶瓷为基体的复合材料力学性能提升的研究具有一定意义。

1 实验部分

1.1 实验材料

纯度为 99.5% 的分析纯柠檬酸、纯度为 98% 的甲基三甲氧基硅烷、纯度为 98% 的二苯基二甲氧基硅烷、纯度为 97% 的苯硼酸、分析纯聚乙二醇-200 (上海麦克林生化科技有限公司); 纯度为 99.9% 的工业级正硅酸乙酯 (杭州杰西卡化工有限公司); PAN 基碳纤维-T300 (日本东丽集团); 粒径约为 50 nm 的 h-BN 粉 (广州金属冶金集团有限公司); 粒径约为 500 nm 的 SiC 粉 (秦皇岛一诺高新材料开发有限公司); 粒径约为 100 nm 的炭黑 (天津瑞亚特化工有限公司); 纯度为 95% 的乙醇 (杭州米克化工

仪器有限公司); 纯度为 99.99% 的丙酮 (湖州双林化学科技有限公司)。

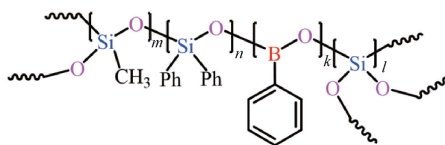
1.2 样品制备

1.2.1 PBS 的制备

采用溶胶凝胶法制备前驱体 PBS, 具体方法参考文献[25]。将柠檬酸加入 10.40 g 去离子水中, 调节 pH 值为 3~4; 将 20.80 g 正硅酸乙酯、27.20 g 甲基三甲氧基硅烷与 24.20 g 二苯基二甲氧基硅烷 (摩尔比为 1:2:1) 加入去离子水中, 在磁力搅拌器上 (DF-101 S, 常州普天仪器制造有限公司) 40 °C 下水解 45 min, 然后加入 4.88 g 苯硼酸 (苯硼酸与硅烷摩尔比为 0.1), 并升温至 60 °C 反应 6 h, 即得到 PBS 溶胶。所得到的 PBS 数码照片与分子结构式如图 1 所示。



(a) PBS 数码照片



(b) 分子结构式

图 1 实验室自制 PBS 数码照片及其分子结构式

1.2.2 前驱体浆料的制备

通过改变 h-BN 质量分数 (2%、4%、6%) 调控前驱体浆料中的填料含量 (指 h-BN、SiC 和炭黑总量在浆料中的质量分数, 分别对应 11.27%、13.77%、14.89%)。称取 h-BN 粉 (1.51、3.08、4.72 g)、6.00 g SiC 粉和 1.00 g 炭黑, 量取 5 mL 聚乙二醇-200, 混合初步制成浆料后, 采用行星磨 (F-P4000, 湖南弗卡斯实验仪器有限公司) 进行混料: 以乙醇作为球磨介质, 球料比为 4:1 (乙醇与上述浆料质量比), 球磨机转速为 300 r/min, 时间为 5 h, 即得到混合均匀的浆料。将 3 种混合均匀的浆料分别倒入 PBS 溶胶中, 在磁力搅拌器上搅拌约 3 h, 即得到 3 种不同填料含量的前驱体浆料, 分别称为填料含量为 11.27%、13.77% 和 14.89% 的前驱体浆料。制备过程中未添加填料, 即纯 PBS 溶胶称作填料含量为 0% 的前驱体浆料。

1.2.3 碳纤维布的预处理

将碳纤维布剪裁为 5 cm × 5 cm 的片状, 在丙酮中浸泡 6 h 进行除胶, 烘干后置于酚醛树脂溶液中真空浸渍 2 h, 并在管式炉 (ZT-45-20, 上海晨华科技股份有限公司) 中 700 °C 下裂解, 在纤维表面形

成一层裂解碳 (Pyrolytic carbon, PyC) 后备用。

1.2.4 C_f/SiBOC CMC 的制备

图 2 为 C_f/SiBOC CMC 的制备流程图, 具体方法如下: 将预处理后的碳纤维布真空浸渍于前驱体中 2 h, 取出后与前驱体浆料层叠复合; 在干燥箱 (DZF-6020, 安徽贝意克设备技术有限公司) 中进行预固化处理 (80 °C, 30 min), 之后, 于平板硫化仪 (HT-PB-180, 精域仪器有限公司) 120 °C、2 h、5~10 MPa 条件下得到碳纤维增强树脂基复合材料; 经 1000 °C 裂解处理得到 C_f/SiBOC CMC 素坯, 将素坯置于真空罐 (漯河善薪教育科技有限公司) 中, 经前驱体浆料真空浸渍, 进行 PIP 循环直至无明显增重, 得到样品 C_f/SiBOC CMC。

1.3 样品测试

采用旋转黏度仪 (NDJ-9S, 上海平轩科学仪器有限公司) 测试前驱体浆料黏度, 选用二号转子, 转速设为 30 r/min; 采用阿基米德排水法测试样品的体积密度, 浸渍介质为去离子水, 样品置于水中在真空条件下煮沸 2 h 以保证开孔完全渗透; 采用万能试验机 (WDW-10, 长春新试验机有限责任公司) 对复合材料进行力学性能测试; 采用自动内圆切割机

(J5060C₁, 上海汇盛电子机械设备有限公司)将以填料含量分别为 0%、11.27%、13.77% 和 14.89% 的前驱体浆料制备的 C_f/SiBOC CMC 切割为 3 mm×4 mm×20 mm 的试样条,通过三点弯曲法测试试样条抗弯强度,跨距为 30 mm,加载速度为 0.5

mm/min;采用单边切口梁法对试样条进行断裂韧性测试,将试样条中间切一个缺口,深度为 1 mm,跨距为 15 mm,加载速度设为 0.05 mm/min 和采用场发射扫描电子显微镜(GeminiSEM 500,德国卡尔蔡司集团)观察复合材料表面微观形貌。

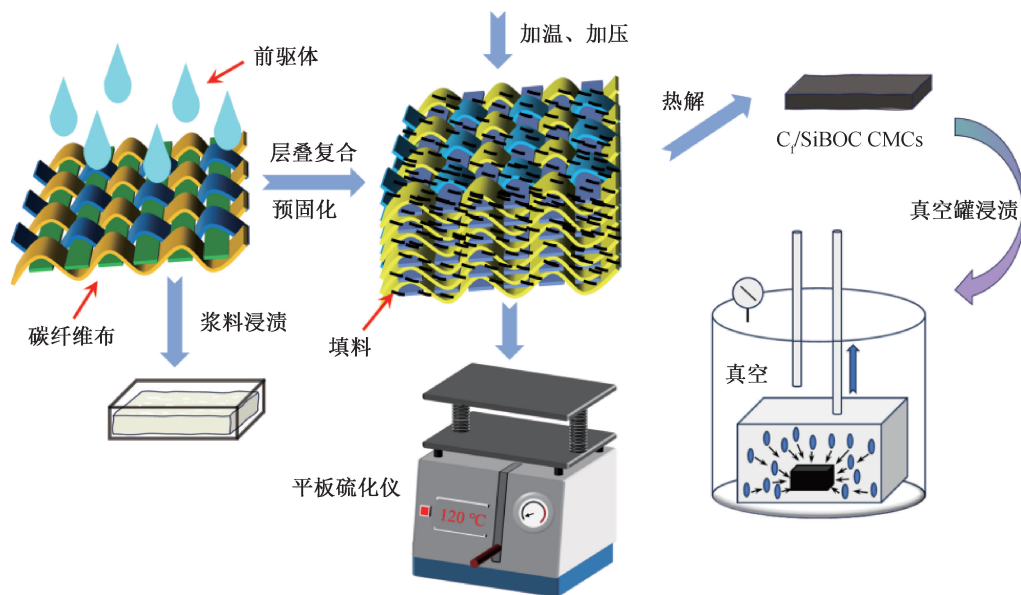


图2 C_f/SiBOC CMC 的制备流程图

2 结果与讨论

2.1 SiBOC 陶瓷前驱体的黏度

图3为SiBOC陶瓷前驱体浆料的黏度随填料含量变化柱状图。从图3可以看出:随着浆料中填料含量的增加,黏度也随之升高,当填料含量为0%、11.27%、13.77%和14.89%时,黏度分别为188.67、539.33、881.33、1175.00 mPa·s。

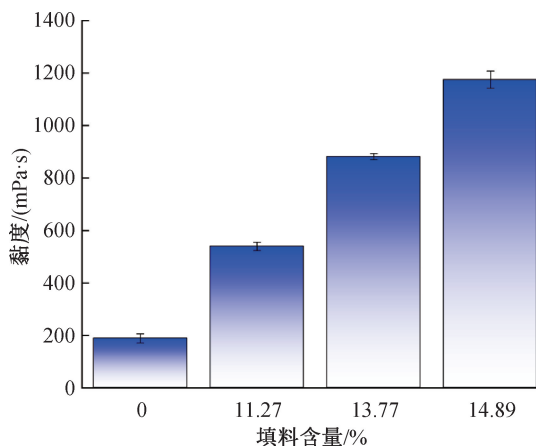


图3 SiBOC 陶瓷前驱体浆料的黏度随填料含量变化柱状图

2.2 C_f/SiBOC CMC 的孔隙率与体积密度

图4为以不同填料含量的浆料为前驱体制备的

C_f/SiBOC CMC 的孔隙率与体积密度随 PIP 循环次数变化曲线。图4显示:随着 PIP 循环次数的增加,曲线逐渐变平缓,这表明复合材料内部孔隙逐渐被填充,同时每次浸渍-裂解后的增重率降低;以混合浆料为前驱体制备的复合材料孔隙率明显低于以纯 PBS 为前驱体制备的复合材料,且其体积密度更高,这主要是因为 h-BN、SiC 和炭黑的加入使前驱体质量残留率升高,进而在 PIP 循环后基体残余量增加,最终导致复合材料内部孔隙率降低,体积密度升高;在 5 次 PIP 循环后,以填料含量为 0%、11.27%、13.77% 和 14.89% 的前驱体浆料制备的复合材料的孔隙率分别为 8.76%、7.00%、6.65% 和 7.10%,体积密度分别为 1.5590、1.6528、1.6987 g/cm³ 和 1.6910 g/cm³,随着浆料中填料含量的增加,复合材料孔隙率先降低后升高的趋势,体积密度呈先增高后降低的趋势,随着前驱体浆料中填料含量的增高,黏度也升高,浆料逐渐具备合适的黏度和流动性,使浆料可以更好渗透入碳纤维内部,达到致密化效果;当浆料中填料含量到达 14.89% 时,黏度过高,使得纤维内部的渗透率下降,以填料含量为 13.77% 的前驱体浆料制备的样品在经过 5 次 PIP 循环处理后孔隙率降至最低(6.65%),同时密度达到峰值 1.6987 g/cm³。

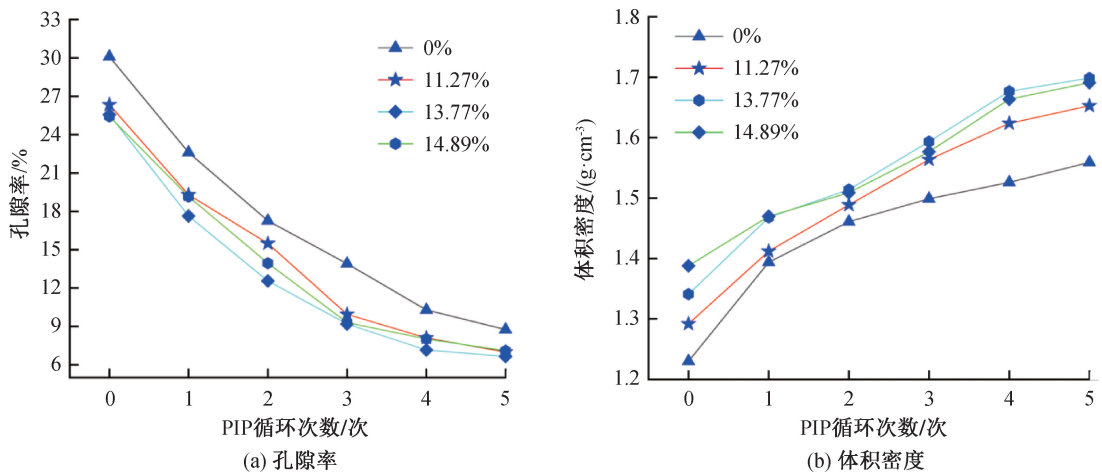


图 4 以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 C_f/SiBOC CMC 孔隙率与密度随 PIP 循环次数变化曲线

2.3 C_f/SiBOC CMC 的力学性能与微观形貌

图 5 为以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 C_f/SiBOC CMC 力学性能随 PIP 循环次数变化曲线。从图 5 可以看出:随着 PIP 循环次数的增加,复合材料的抗弯强度和断裂韧性呈先增高后降低趋势,这是因为在浸渍-裂解过程中样品内部的孔隙逐渐被填充使其变得致密,而后下降的原因是经过多次热循环后,碳纤维表面受损、SiBOC 基体软化,且实验过程中微量氧气残留或是前驱体分解产生的活性氧,使界面相(PyC)在多次 PIP

循环后发生高温氧化形成气孔和裂缝而损伤,从而使 SiBOC 基体与碳纤维直接接触,PyC 界面层的柔性缓冲作用被刚性 SiBOC 取代,导致 SiBOC 基体与碳纤维间的界面结合强度下降^[26];当浆料中填料含量为 13.77% 时,复合材料的力学性能最优,在 4 次 PIP 循环后抗弯强度与断裂韧性分别为 202.33 MPa 和 $7.61 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,相比以纯 PBS 为前驱体的复合材料分别提升了 49.87% 和 19.28%,对应的复合材料孔隙率和体积密度分别为 7.16% 和 $1.6767 \text{ g}/\text{cm}^3$ 。

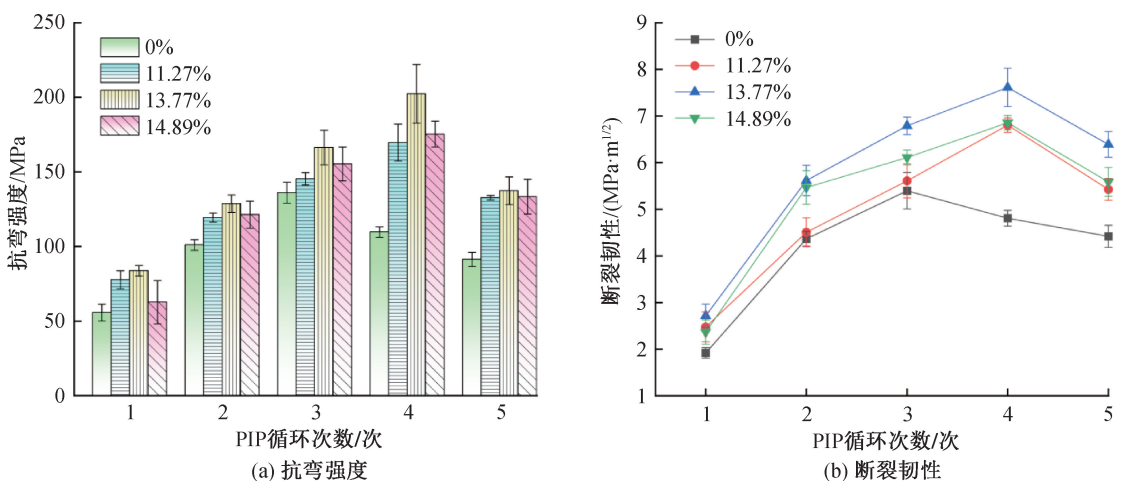


图 5 以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 C_f/SiBOC CMC 力学性能随 PIP 循环次数变化曲线

以混合浆料为前驱体的 C_f/SiBOC CMC 的力学性能在 4 次 PIP 循环后下降,相比以纯 PBS 为前驱体的复合材料力学性能下降(3 次 PIP 循环后)延迟的原因是:h-BN 具有层状结构,能够缓解基体在裂解过程中因热膨胀系数不匹配而产生的热应力,减少裂纹的形成和扩展,且 h-BN 的层间剪切强度低,能在基体/纤维的界面处形成柔性缓冲层,缓解热残余应力以阻止界面微裂纹扩展;SiC 的高硬度

和高模量使裂纹形成需更多能量,且 SiC 与 SiBOC 的弹性模量具有差异,当裂纹遇到 SiC 时可能分叉为多条微裂纹,分散能量;纳米炭黑可分布在基体微裂纹尖端,通过钉扎效应阻止裂纹扩展,且炭黑在高温裂解过程中可能部分转化为纳米石墨片,填充 SiBOC 基体的孔隙,降低缺陷密度。综上,h-BN、SiC 和炭黑共同作用延缓了缺陷的临界积累和界面失效的发生,延迟了复合材料力学性能的下

降^[18,27-29]。对于以混合浆料为前驱体的复合材料,随着浆料中填料含量的增加,复合材料力学性能先升高后降低,表明 h-BN 网络会阻止裂纹扩展;随着浆料中填料含量的进一步增加,浆料黏度过高导致浸渍裂解过程中前驱体无法完全渗透样品,以至于复合材料内部孔隙无法完全被填充,进而阻碍了其致密化过程,导致以填料含量为 14.89% 的浆料为前驱体制备的复合材料力学性能下降。

以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 的抗弯强度-位移曲线如图 6 所示。从图 6 可以观察到 $C_f/SiBOC$ CMC 的抗弯强度-位移曲线可分为 3 个阶段:a)弯曲强度随位移线性增加,出现应力集中,但没有发生明显的材料损伤。b)抗弯强度逐渐达到最大值,呈非线性增长。此时载荷超过基体开裂应力,使得基体中的微裂纹扩展交联,产生大裂纹,且随着载荷的增加,裂纹进一步扩展,并可能出现界面脱粘、纤维与基体间滑动、纤维断裂等现象。c)纤维的承载能力在最大应力之后逐渐下降,这一阶段发生了复合材料的界面剥离、纤维束的拔出和断裂。曲线在阶段 3 均呈锯齿状,判断其为伪塑性断裂^[30],4 种不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 表现为相同断裂形式,均为之字形锯齿状的伪塑性断裂,表明浆料的掺入对复合材料断裂形式无影响。

图 7 为以不同填料含量的浆料为前驱体制备的

$C_f/SiBOC$ CMC 抛光截面的微观形貌图。图 7 显示:以未添加填料的浆料为前驱体制备的复合材料纤维间基体含量较少,这主要是由于未添加填料的样品前驱体热解后溢出大量气体,使得基体质量残留率低,前驱体溶液黏度过低,在成型过程中在压力作用下溢出,进一步减少了复合材料中的基体含量;以添加填料的混合浆料为前驱体制备的复合材料纤维之间基体含量较高,表明浆料改性后的前驱体与碳纤维织物浸渍充分,这是由于前驱体浆料中填料含量增高,黏度上升,在成型过程中少量前驱体溢出,改性后的前驱体在裂解过程中质量损失率低,所以形成了相对致密的结构。

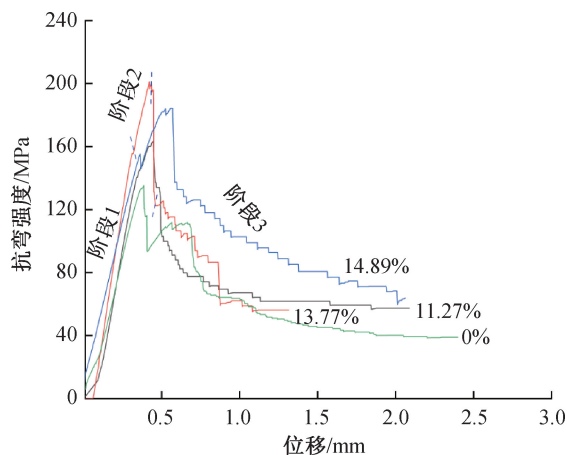


图 6 以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 的抗弯强度-位移曲线

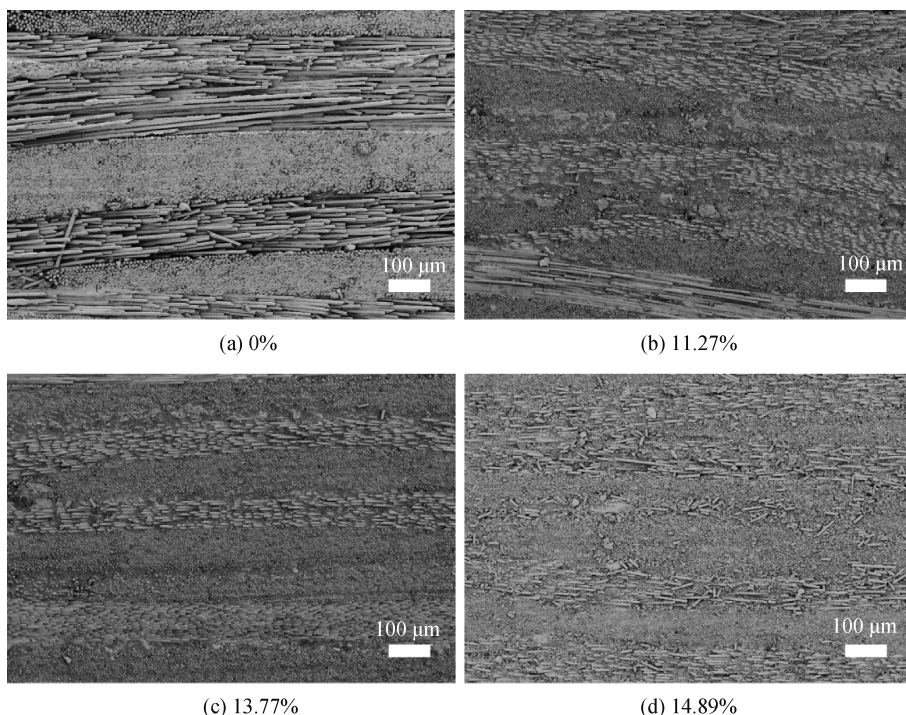


图 7 以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 低倍($\times 100$)截面 SEM 图

以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 的 SEM 结果如图 8 所示。从图 8 可以看出:以填料含量为 13.77% 的浆料为前驱体制备的样品具有相对致密的结构,随着浆料中填料含量的增加,复合材料截面孔隙先减少后增多,这与图 5 中 $C_f/SiBOC$ CMC 的力学性能变化曲线相符;当浆料中填料含量较低(11.27%)时,前驱体黏度较

低,能实现较好浸渍效果,在浸渍裂解过程中基体质量残余率较低,导致产生了较多孔隙;当浆料中填料含量为 14.89% 时,截面观察到较多孔隙,原因是在此配比下,前驱体浆料黏度较高,使得浸渍裂解过程中前驱体难以渗透复合材料,孔隙堵塞形成封闭孔,进而阻碍后期致密化过程,与孔隙率和体积密度随 PIP 循环次数变化的趋势相符。

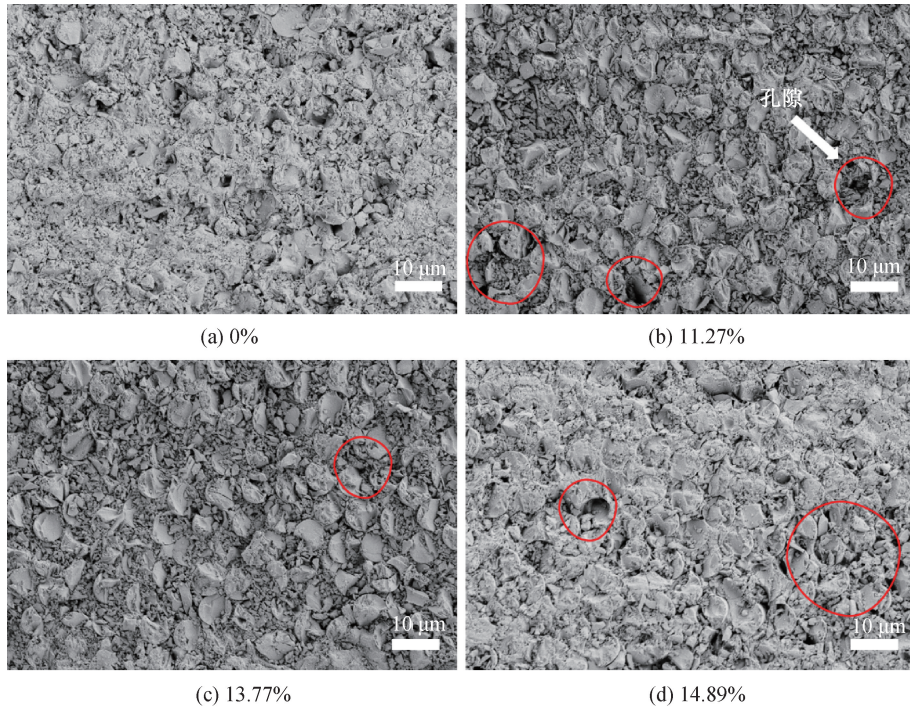


图 8 以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 的高倍($\times 1500$)截面 SEM 图

3 结 论

本文以 PBS、h-BN、SiC 和炭黑组成的填料含量分别为 0%、11.27%、13.77% 和 14.89% 的浆料为前驱体,碳纤维为增强体,采用 PIP 工艺制备了 4 种不同类型的 $C_f/SiBOC$ CMC,探究了前驱体浆料中填料含量对 $C_f/SiBOC$ CMC 黏度、力学性能和微观形貌的影响,主要结论如下:

a) SiBOC 陶瓷前驱体的黏度随着浆料中填料含量的升高呈上升趋势。复合材料力学性能随 PIP 循环次数保持增强的情况下,当浆料中填料含量为 13.77% 时,样品具有最低孔隙率和最高密度,4 次 PIP 循环后分别为 7.16% 和 1.6767 g/cm^3 ,表明此工艺流程下,黏度为 $881.33 \text{ mPa}\cdot\text{s}$ 的前驱体浆料具备的流动性能达到最优浸渍效果。

b) 通过 PIP 工艺制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 具有较高的致密度。 $C_f/SiBOC$ CMC 截面的孔隙随着浆料中填料含量的增加先减少后增多,以填料含量

为 13.77% 的浆料为前驱体制备的复合材料致密度最高,表明此含量下的前驱体浆料对碳纤维织物的浸渍效果最好。

c) 复合材料力学性能随着浆料中填料含量的上升先增高后降低,当填料含量为 13.77% 时,复合材料的抗弯强度和断裂韧性最大,分别为 202.33 MPa 和 $7.61 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,相对以不含填料的浆料为前驱体制备的复合材料分别提升了 49.87% 和 19.28%。抗弯强度-位移曲线表明 $C_f/SiBOC$ CMC 为伪塑性断裂。

本文对以不同填料含量的浆料为前驱体制备的 $C_f/SiBOC$ CMC 制备工艺进行阐述,并表征了 $C_f/SiBOC$ CMC 的力学性能,可为提升 SiBOC 陶瓷基复合材料的力学性能研究提供一定参考。

参考文献:

- [1] Xu T H, Ma Q S, Chen Z H. High-temperature behavior of $C_f/SiOC$ composites in inert atmosphere[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 530: 266-270.

- [2] Ma Q S, Chen Z H, Zheng W W, et al. Effects of pyrolysis processes on microstructure and mechanical properties of C_f /SiOC composites fabricated by preceramic polymer pyrolysis[J]. *Ceramics International*, 2005, 31(2): 305-314.
- [3] 施巧英, 李静丹, 甘念渝, 等. 连续吸波 SiC 纤维增强 SiOC 陶瓷基复合材料的高温吸波性能[J]. *材料工程*, 2025, 53(01): 81-90.
- [4] 郭蕾, 马青松, 陈雅琦. PIP 法制备 C/SiOC 复合材料的微结构演变与力学性能[J]. *材料工程*, 2023, 51(08): 162-169.
- [5] Wu Q Q, Wang Z, Ding Q, et al. C/SiOC composites by a modified PIP using solid polysiloxane: Fabrication, microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Inorganic Materials*, 2019, 34(12): 1349-1356.
- [6] Rau A V, Knott K, Lu K. Porous SiOC/SiC ceramics via an active-filler-catalyzed polymer-derived method [J]. *Materials Chemistry Frontiers*, 2021, 5(17): 6530-6545.
- [7] Deng Y M, Ren B, Jia Y J, et al. Layered composites made of polymer derived SiOC/ZrB₂ reinforced by ZrO₂/SiO₂ fibers with simultaneous microwave absorption and thermal insulation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 196: 50-59.
- [8] Zhang G J, Shi Q Y, Zhang W X, et al. High performance SiC/SiOC composites with in situ carbon interface [J]. *Ceramics International*, 2023, 49(14): 23011-23019.
- [9] Zhao Y H, Guo L, Ma Q S. Effects of in situ formed nanostructures on the structure and properties of C/SiOC composites[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2024, 107(8): 5338-5351.
- [10] Yang F, Xue J M, Wang C X, et al. In-situ construction of carbon fiber gradient periodic structure in Al₂O₃/SiOC composites for ultra-broadband and high-temperature electromagnetic wave absorption [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 194: 87-97.
- [11] Yin J, Lee S H, Feng L, et al. The effects of SiC precursors on the microstructures and mechanical properties of SiC_f/SiC composites prepared via polymer impregnation and pyrolysis process[J]. *Ceramics International*, 2015, 41(3): 4145-4153.
- [12] Colombo P, Mera G, Riedel R, et al. Polymer-derived ceramics: 40 years of research and innovation in advanced ceramics[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2010, 93(7): 1805-1837.
- [13] 胡智瑜, 马青松. 异质元素改性聚硅氧烷衍生 SiOC 陶瓷研究进展[J]. *材料工程*, 2019, 47(7): 19-25.
- [14] Song Y J, Zhang Z W, Chen K, et al. Pseudo low-temperature sintering effect and microstructure evolution of SiBCO ceramics [J]. *Ceramics International*, 2021, 47(7): 8888-8894.
- [15] Gencer A, Oksal B S. Synthesis and characterization of novel SiBOC ceramics: Comparison of microwave and ultrasonic application on gelation time[J]. *Journal of Sol-Gel Science and Technology*, 2015, 73(1): 171-180.
- [16] Ganesh Babu T, Devasia R. Boron-modified phenol formaldehyde resin-based self-healing matrix for C_f /SiBOC composites[J]. *Advances in Applied Ceramics*, 2016, 115(8): 457-469.
- [17] Burger N, Laachachi A, Ferriol M, et al. Review of thermal conductivity in composites: Mechanisms, parameters and theory[J]. *Progress in Polymer Science*, 2016, 61: 1-28.
- [18] Liu F H, Yi M Z, Ran L P, et al. Effect of silane grafted h-BN fillers on microstructure and mechanical properties of CVI-based C/C-BN composites [J]. *Materials Characterization*, 2021, 171: 110765.
- [19] Jian K, Chen Z H, Ma Q S, et al. Processing and properties of 2D- C_f /SiC composites incorporating SiC fillers[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 408(1/2): 330-335.
- [20] Liang J J, Xiao H N, Gao P Z, et al. Microstructure and properties of 2D- C_f /SiC composite fabricated by combination of CVI and PIP process with SiC particle as inert fillers [J]. *Ceramics International*, 2017, 43(2): 1788-1794.
- [21] 张健, 行小龙, 刘祎, 等. 可陶瓷化酚醛树脂及其复合材料研究进展[J]. *高分子材料科学与工程*, 2025, 41(1): 172-182.
- [22] 王震, 董绍明, 高乐, 等. 活性填料法制备 C_f /SiC-BN 复合材料[J]. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(S2): 541-543.
- [23] 杨亚云, 林文松, 段丽慧. SiC 微粉加入对 PIP 法制备 3D- C_f /SiC 复合材料的影响[J]. *硅酸盐通报*, 2015, 34(11): 3263-3266.
- [24] Zhu Y Z, Huang Z R, Dong S M, et al. Manufacturing 2D carbon-fiber-reinforced SiC matrix composites by slurry infiltration and PIP process[J]. *Ceramics International*, 2008, 34(5): 1201-1205.
- [25] Drozdov F V, Manokhina E A, Vu T D, et al. Polyborosiloxanes (PBS): Evolution of approaches to the synthesis and the prospects of their application[J]. *Polymers*, 2022, 14(22): 4824.
- [26] Boccaccini A R, Strutt A J, Vecchio K S, et al. Behavior of NicalonTM-fiber-reinforced glass-matrix composites under thermal cycling conditions[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 1998, 29(11): 1343-1352.
- [27] 安娜. 惰性填料 SiC 对 C/C-SiC 复合材料制备及烧蚀性能影响研究[J]. *合成材料老化与应用*, 2017, 46(4): 42-46, 98.
- [28] 赵志明, 李文琼, 靳朝辉, 等. 硅烷偶联剂 KH550 改性白炭黑及其在环氧树脂中的应用[J]. *合成材料老化与应用*, 2023, 52(04): 15-18.
- [29] Joy J, George E, Thomas S, et al. Effect of filler loading on polymer chain confinement and thermomechanical properties of epoxy/boron nitride (h-BN) nanocomposites[J]. *New Journal of Chemistry*, 2020, 44(11): 4494-4503.
- [30] Zhao R D, Pang S Y, Hu C L, et al. Fabrication of C/SiC composites by siliconizing carbon fiber reinforced nanoporous carbon matrix preforms and their properties[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, 43(2): 273-282.

团队介绍

陈建军教授团队专注于硅基(碳化硅、氮化硅及纳米硅粉)新材料、陶瓷前驱体、陶瓷纤维和陶瓷基复合材料等特色材料的基础研究和应用开发,以国家关键核心材料需求为导向,通过产学研合作,实现了碳化硅纳米晶须和纳米纤维制备的工程化与产业化,服务于国家和地方经济。团队获得国家自然科学基金和浙江省科技项目 20 余项,发表学术论文 100 多篇,获得授权国家发明专利 30 余项。团队积极投身产学研合作,积极参与国内外相关领域学术交流,与美国、日本和澳大利亚等国家高校开展学术交流与访问,与中国科学院上海硅酸盐研究所、宁波材料所、西北工大和哈工大等高校同行密切交流与互访,并与省内多家知名企业建立了产学研合作关系,围绕先进陶瓷及纤维材料关键技术难题开展联合攻关,成效显著。

(责任编辑:张会巍)