

DOI:10.16356/j.1005-2615.2017.06.017

CVI SiC 涂层对碳泡沫性能影响

余盛杰^{1,2} 陈照峰¹ 陶华¹ 汪洋^{1,2} 潘影^{1,2} 廖家豪¹

(1. 南京航空航天大学绝热与节能材料国际实验室, 南京, 211106; 2. 苏州宏久航空隔热材料科技有限公司, 苏州, 215400)

摘要:通过化学气相沉积法在柔性碳泡沫骨架上沉积生长碳化硅涂层, 研究碳化硅涂层对泡沫材料的力学性能以及隔热性能的影响。利用 SEM、XRD、压汞仪、电子万能试验机及导热分析仪分别对碳泡沫复合碳化硅涂层前后的微观形貌、物相组成、孔隙结构、抗压强度及导热系数进行测试。结果表明, 碳泡沫骨架表面生长 β -碳化硅涂层, 随着碳化硅厚度增大: 三维泡沫骨架结构存在的孔隙尺寸减小, 孔隙率从 99.68% 下降至 58.39%; 泡沫试样压缩特性由类弹性形变转变为塑性形变, 压缩强度从 0.02 MPa 增至 3.14 MPa; 单位热量传递截面积增大, 传热量增大, 试样导热系数从 0.026 W/(m·K) 升高至 0.101 W/(m·K)。

关键词:碳泡沫; 碳化硅; 抗压强度; 导热系数

中图分类号: TB332 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-2615(2017)06-0865-07

Influence of CVI-SiC Coating on Properties of Carbon Foam

YU Shengjie^{1,2}, CHEN Zhaofeng¹, TAO Hua¹, WANG Yang^{1,2}, PAN Ying^{1,2}, LIAO Jiahao¹

(1. International Laboratory for Insulation and Energy Efficiency Materials, Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, Nanjing, 211106, China;

2. Suzhou Superlong Aviation Heat Resistance Material Technology Co., Ltd, Suzhou, 215400, China)

Abstract: SiC coating grows in the flexible carbon foam via chemical vapor deposition (CVI) to investigate the effect of CVI-SiC on mechanical properties and thermal insulation performance of reinforced foam. The microstructure morphology and phase composition of the carbon foam and the reinforce foams are analyzed by SEM and XRD, respectively. The pore structure and thermal conductivity of the carbon foam and the reinforce foams are measured by mercury intrusion porosimetry and heat flow tester, respectively. The compression strength of the reinforce foams is measured by universal tester. The results show that the β -SiC coating grows uniformly on the carbon foam surface and the surface morphology of SiC coating depends on the surface morphology of matrix. When the thickness of SiC coating increases, pore size in the 3D interconnected network structure decreases, and the porosity decreases from 99.68% to 58.39%; the compression feature of reinforced foams changes from elastic deformation to plastic deformation, and the compression strength increases from 0.02 MPa to 3.14 MPa; the heat transfer area increases, and the thermal conductivity of foam samples increases from 0.026 W/(m·K) to 0.101 W/(m·K).

Key words: carbon foam; SiC; compression strength; thermal conductivity

基金项目:江苏省重点研发计划(BE2016104)资助项目;江苏省普通高校研究生科研创新计划(KYLX16_0343)资助项目;江苏高校优势学科建设工程(PAPD)资助项目;国家自然科学基金(51772151)资助项目。

收稿日期:2016-10-11; **修订日期:**2017-10-06

通信作者:陈照峰,男,教授,博士生导师, E-mail: zhaofeng_chen@163.com。

引用格式:余盛杰,陈照峰,陶华,等. CVI SiC 涂层对碳泡沫性能影响[J]. 南京航空航天大学学报, 2017, 49(6): 865-871. YU Shengjie, CHEN Zhaofeng, TAO Hua, et al. Influence of CVI-SiC coating on properties of carbon foam[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2017, 49(6): 865-871.

随着航天飞行器和导弹的发展,新型高超声速飞行器在稠密大气层长时巡航或再入过程中会遭受严重的气动加热。为防止高速飞行器长时间飞行时的气动加热对内部结构和仪器的热损坏,这类飞行器需要耐高温、高效、轻质的热防护系统。但是现有的有机隔热材料使用温度不高,而用于高温隔热的无机纤维隔热材料的隔热效果受到生产工艺的限制难以进一步的提高,特别是在高温环境下其导热系数相对室温环境大幅度增加。因此,传统隔热材料往往需要通过增加厚度以提高热阻来达到隔热效果。而隔热材料的加厚则使飞行器的重量和使用成本大幅度增加,性能大幅降低。因此,寻求一种新型耐高温、轻质和高效的隔热材料是未来导弹、航天飞行器等表面热防护技术设计所追求的目标。

碳泡沫依据其孔壁的材质,可以分为石墨化和非石墨化碳泡沫。非石墨化碳泡沫也称为网状玻璃态碳泡沫,是一种碳素骨架和相互连通的孔隙组成的具有三维网状结构的轻质多孔材料,碳原子之间以一定的成键方式相互连接,密度约为 $0.05 \sim 0.1 \text{ g/cm}^3$ 。非石墨化碳泡沫具有密度低、热性能优异、尺寸稳定性好以及抗热冲击性等优点,是一种极具潜力的隔热材料^[1-2]。目前,中间相沥青^[3-5]和酚醛树脂^[6-7]是两种制备非石墨化碳泡沫的碳质先驱体,这两种碳质先驱体得到的碳泡沫是一种网状玻璃态结构,脆性大,密度相对较高($0.05 \sim 0.1 \text{ g/cm}^3$)。

本文采用的碳泡沫碳质先驱体为三聚氰胺泡沫,三聚氰胺泡沫是一种由三聚氰胺树脂发泡制成的柔性、开孔率高达99%以上的泡沫材料,其密度仅为 $8 \sim 20 \text{ kg/m}^3$,最低可以达到 6.5 kg/m^3 。具有三维网状结构,三维网状结构使空气的对流传热得到有效阻滞,其导热系数约为 $0.0315 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$ 。目前,三聚氰胺泡沫经过高温碳化形成轻质、柔性的碳泡沫,其开孔率依然高达99%以上,在电催化催化剂载体^[8]、电极材料^[9]和油污吸收^[9]等领域受到越来越多的关注。除此之外,柔性碳泡沫材料具有超低的导热系数,热导率在 $0.02 \sim 0.03 \text{ W/(m} \cdot \text{K)}$,并且密度极低($5.5 \sim 7 \text{ mg/cm}^3$),低于普通碳泡沫1两个数量级。但是,热防护系统中采用的隔热材料不仅仅需要具备耐高温低热导率,还必须具备足够强度、抗氧化特性等性能特点,才能有效阻隔机身表面或超高温部位的热量往机身内部传播,同时才能承受超高温、急剧热冲击和强烈振动等严酷的热力环境。林雄超^[10]等人通过化学气相渗透技术(CVI)在碳泡沫材料表面沉积SiC,显著提高了碳泡沫的抗压强度,CVI前后压缩强度提

高将近6倍,表明SiC涂层可以有效阻止腐蚀性物质对泡沫体内部的侵蚀,增长碳泡沫基体的使用寿命。王永刚^[11]等人在碳泡沫采用CVI制备热解碳,经过石墨化处理,泡沫体的压缩强度增大将近3.5倍。碳化硅陶瓷是一种具有优良的高温力学性能的新型结构陶瓷材料,具有密度低、抗氧化性好及耐高温等优点,是一种很有潜力的热结构材料^[12]。

1 实验过程

1.1 三聚氰胺泡沫热解制备

将三聚氰胺泡沫切割,尺寸为 $300 \text{ mm} \times 300 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 和 $25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ 两种。三聚氰胺泡沫放入真空炉中,通入氩气,氩气流速为 300 ml/min ,以 $2 \text{ }^\circ\text{C/min}$ 的升温速率,升温至 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温3 h。热解结束后,得到具有高开孔隙率、孔径分布均匀的超轻柔性碳泡沫。

1.2 CVI SiC 涂层

三氯甲基硅烷作为碳化硅气源,氢气作为催化气体,氩气作为稀释气体。三氯甲基硅烷流量为 30 ml/min , H_2 流量为 300 ml/min , Ar 流量为 300 ml/min 。在沉积温度为 $1100 \text{ }^\circ\text{C}$,沉积压力为 200 Pa 的工艺条件下分别沉积10 h,20 h和30 h,这3种样品以沉积时间为依据标记为CF-SiC-10,CF-SiC-20和CF-SiC-30。

1.3 微观结构与性能表征

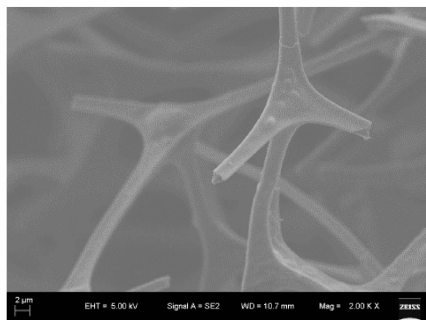
碳泡沫微观结构采用场发射扫描电子显微镜(SEM,JSM-6030LV)分析,碳泡沫物相组成采用X射线衍射仪(XRD,D8 advance-X)分析,碳泡沫的孔隙特性采用美压汞仪(AutoPore951)分析,碳泡沫导热系数采用导热分析仪(NETZSCH STA 449)分析,碳泡沫压缩强度采用电子万能试验机(CMT-8102)测试分析。

2 结果与分析

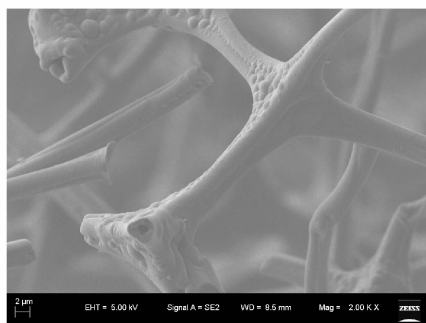
2.1 微观结构与物相组成

三聚氰胺泡沫高温热解形成碳泡沫柔韧性极佳,具有优异回弹特性,为了解CVI碳泡沫的SiC沉积形态,利用扫描电镜观察沉积前后试样微观形貌。

图1为柔性碳泡沫CVI SiC前后的微观形貌。图1(a)为沉积前柔性碳泡沫基体内部碳骨架的表面形貌图,可见柔性碳泡沫的碳骨架呈三菱柱状,其截面形状为三角形,截面边长约为 $2 \text{ }\mu\text{m}$,碳骨架区域表面较为平滑,碳泡沫骨架韧带区域表面起伏,有许多呈气泡状的突起物。图1(b)为柔性碳泡沫骨架沉积碳化硅的形貌图。可见在单根碳骨



(a) SEM morphology of carbon skeleton



(b) SEM morphology of carbon skeleton after CVI SiC

图 1 碳泡沫 CVI 前后的 SEM 照片

Fig. 1 SEM morphology of the carbon foam before and after CVI SiC

架表面上生长有碳化硅涂层,碳化硅涂层表面较为光亮平滑,网架交联处有 SiC 颗粒。沉积后的碳骨架呈近圆柱状,截面三角形状也从尖锐转变为圆滑,截面边长也增大到 $4\ \mu\text{m}$ 左右。

图 2 为碳泡沫 CVI SiC 改性前后的 XRD 图谱。其中未经 CVI 处理的碳泡沫 XRD 谱图杂乱,并没有明显的结晶衍射峰,说明该碳泡沫中的碳主要是以无定形形态存在。经过 CVI 处理后的碳泡沫 XRD 图谱呈现典型面心立方 $\beta\text{-SiC}$ 衍射特征。从图 2 中可以看出,(111)为碳化硅涂层最强衍射峰,说明碳化硅主要是沿(111)面生长。

图 3 所示为柔性碳泡沫 CVI SiC 10 h 后在开

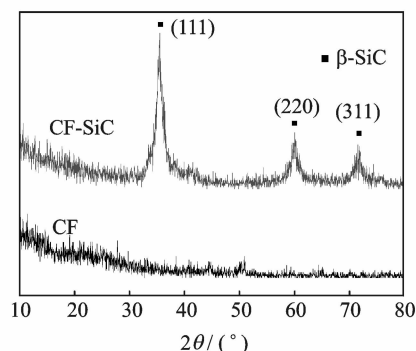
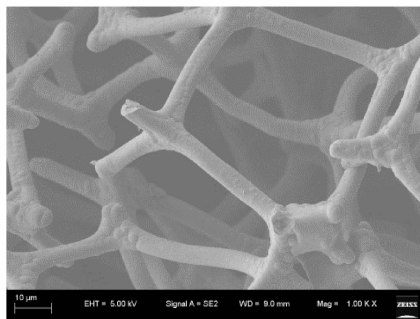


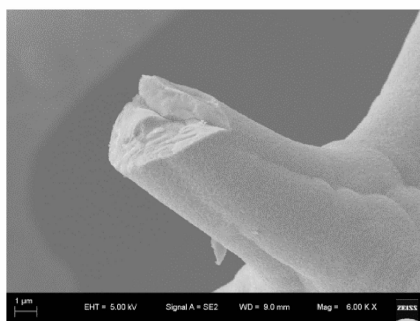
图 2 碳泡沫 CVI SiC 前后的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD spectrum of carbon foam before and after CVI SiC

孔结构及碳骨架上的沉积形貌。图 3(a)是 CF-SiC-10 开孔结构碳化硅沉积形貌,由图可见,三维网状碳泡沫均匀生长一层碳化硅层,在碳泡沫骨架表面生成的碳化硅涂层均匀平整,而处于碳骨架韧带处的碳化硅涂层表面起伏不平,有许多球形突出物。三聚氰胺泡沫在热解碳化过程中释放了大量气体,这些气体大部分是从泡沫骨架韧带处逸出,当气体逸出时,一部分未来得及逸出的气体会在韧带表面残留,从而在韧带留下许多气泡状突起物。而 CVI 过程中,碳化硅涂层在碳泡沫骨架为生长,其表面形态会受到基体形貌的影响。图 3(b)所示为 CF-SiC-10 单根泡沫骨架碳化硅沉积形貌。由图可见碳泡沫骨架表面沉积的碳化硅涂层厚度约为 $1.5\ \mu\text{m}$,并且出现明显的晶粒交界线。碳泡沫骨架截面为三角形,沉积初始阶段,球形晶碳化硅最先在三条尖锐的棱边上开始形成,向骨架两边表面扩展形核生长,融合凝聚。



(a) SEM morphology of perforated structure after CVI

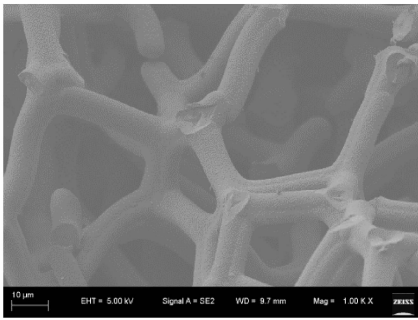


(b) SEM morphology of skeleton after CVI SiC 10 h

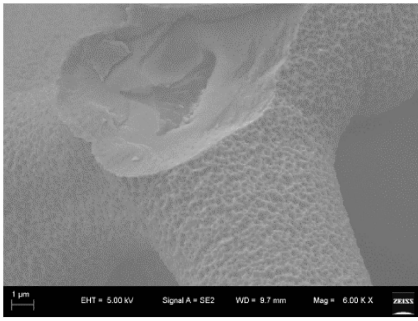
图 3 CVI SiC 10 h 碳泡沫网格 SEM 照片

Fig. 3 SEM morphology of carbon foam after CVI SiC for 10 h

图 4 为柔性碳泡沫 CVI SiC 20 h 后在开孔结构及碳骨架上的沉积形貌。图 4(a)为 CF-SiC-20 开孔结构碳化硅沉积形貌。从中可以明显看出,三维碳泡沫生成的碳化硅涂层厚度增大,骨架间孔隙变小,泡沫骨架已经逐渐趋于圆柱状,骨架表面碳化硅涂层的晶粒交界处趋于平滑,但还是可以明显看出碳化硅存在分区域生长的现象。随着 CVI 沉



(a) SEM morphology of perforated structure after CVI SiC for 20 h



(b) SEM morphology of skeleton ligament after CVI SiC 20 h

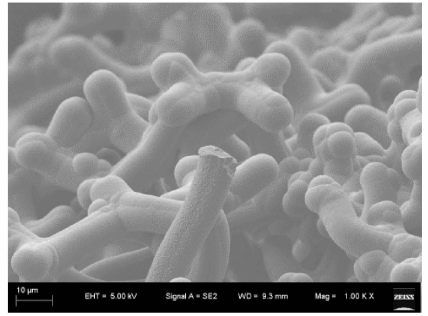
图4 CVI SiC 20 h 碳泡沫网格 SEM 照片

Fig. 4 SEM morphology of carbon foam after CVI SiC for 20 h

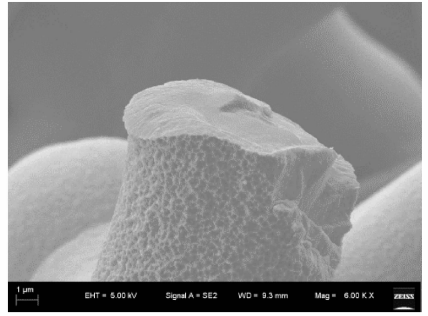
积时间的增多,碳化硅继续形核生长,碳化硅液滴继续扩散生长,不断相互融合,逐渐覆盖晶粒分界线。图4(b)所示为CF-SiC-20骨架韧带碳化硅沉积形貌。骨架明显变得粗大,直径达到 $8\ \mu\text{m}$ 左右,碳化硅涂层厚度约为 $3\ \mu\text{m}$ 。骨架韧带处出现骨架断裂,可以清晰观察到原始碳泡沫骨架断裂后留下的三角阴影面,周围包覆的碳化硅涂层均匀致密。

图5为CF-SiC-30开孔结构碳化硅沉积形貌。可见随着沉积时间继续增长,碳化硅涂层厚度不断增大。随着沉积时间延长,泡沫中孔隙的减小不仅来源于三维泡沫骨架网格增粗,而且来源于碳化硅的树枝状生产。图5(a)明显可见,在骨架上长出许多胶囊型短的碳化硅棒,其有明显圆滑的封头形貌,这也是CVD SiC的正常形貌。图5(b)为CF-SiC-30骨架碳化硅沉积形貌,骨架直径增大至 $11\ \mu\text{m}$ 左右,碳化硅涂层厚度约为 $4.5\ \mu\text{m}$ 。

碳泡沫CVI SiC过程,碳化硅涂层厚度方向生长速率仅为 $0.15\ \mu\text{m}/\text{h}$,远低于同样CVI条件下在石墨片表面沉积碳化硅生长速率 $1\ \mu\text{m}/\text{h}$ ^[13-14]。这是由于柔性碳泡沫极高的比表面积,大的孔隙率和三维网状分布碳骨架分割了气体扩散通道,泡沫内反应气体浓度减小导致气孔内碳化硅涂层沉积速率降低。



(a) SEM morphology of perforated structure after CVI SiC for 30 h



(b) SEM morphology of skeleton ligament after CVI SiC for 30 h

图5 CVI SiC 30 h 碳泡沫网格 SEM 照片

Fig. 5 Microstructure morphologies of carbon foam after CVI SiC for 30 h

2.2 孔隙特性

三聚氰胺泡沫具有高达99%以上的孔隙率,超轻柔性碳泡沫继承了它的三维网状结构,同样具有很高的孔隙率。图6为碳泡沫沉积碳化硅前后的孔隙率,由图可见,柔性碳泡沫孔隙率高达99.68%,而碳泡沫CVI SiC 10 h后,孔隙率为89.24%,孔隙率明显发生下降。碳泡沫CVI SiC 20 h后,孔隙率为78.12%,当CVI SiC 30 h后,孔隙率仅剩58.39%。表1为碳泡沫沉积碳化硅前后的平均孔径,从表1看出,CF,CF-SiC-10,CF-SiC-20和CF-SiC-30的平均孔径大小分别为 $38.15, 32.19, 26.85$ 和 $21.42\ \mu\text{m}$ 。随着沉积时间增长,泡沫体的平均孔径逐渐下降。为了提高碳泡沫的力学性能,通过在碳泡沫三维骨架表面生成碳化硅涂层,随着沉积时间增长,碳化硅的不断生成,三维骨架直径不断增大,降低骨架之间的孔隙面积,试样的孔隙率和平均孔径随着碳化硅的厚度增大而减小。

表1 碳泡沫沉积碳化硅前后的平均孔径

Tab. 1 Mean pore sizes of the carbon foams before and after CVI SiC

| 试样 | CF | CF-SiC-10 | CF-SiC-20 | CF-SiC-30 |
|-----------------------|-------|-----------|-----------|-----------|
| 平均孔径大小/ μm | 38.15 | 32.19 | 26.85 | 21.42 |

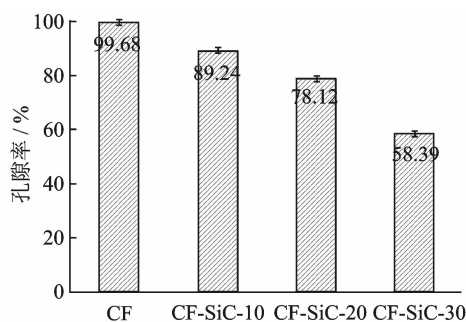


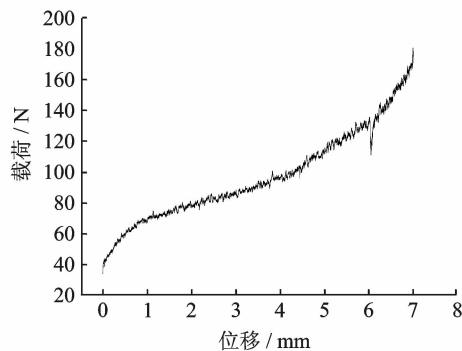
图 6 碳泡沫沉积碳化硅前后孔隙率变化

Fig. 6 Porosity of carbon foams before and after CVI SiC

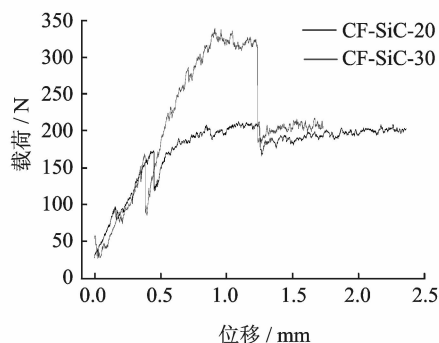
2.3 抗压强度

图 7 为碳泡沫沉积不同时间碳化硅涂层后的压缩载荷-位移曲线。图 7(a)为 CF-SiC-10 的载荷-位移曲线。CF-SiC-10 载荷随着位移增加而增大,当材料位移达到 60%时,即位移才发生 CVI SiC 断裂,载荷瞬时下降,但是继续施加载荷,呈现位移和载荷双增长行为,这一阶段为碳泡沫骨架承载,从而表明其具有压缩弹性。由于基体为柔性碳泡沫,其压缩回弹性优异。因此,当碳泡沫沉积 10 h 碳化硅后,碳化硅涂层厚度较薄,试样依然保留一定韧性,但由于碳化硅是刚性陶瓷材料,试样必然在压缩过程会出现断裂现象。

为了进一步了解碳泡沫改性后其压缩特性会



(a) CF-SiC-10



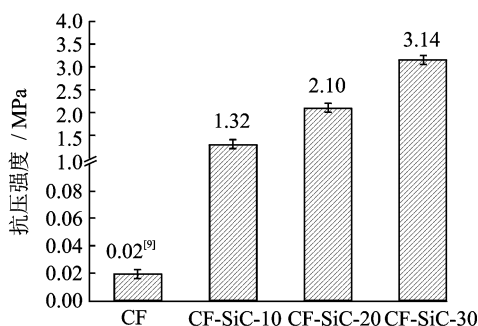
(b) CF-SiC-20 and CF-SiC-30

图 7 CVI SiC 后碳泡沫的压缩载荷-位移曲线

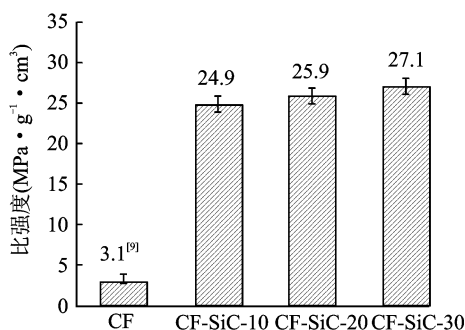
Fig. 7 Load-displacement of carbon foams after CVI SiC

主要的影响因素,分析碳泡沫沉积更长时间的压缩载荷-位移曲线。图 7(b)为 CF-SiC-20 和 CF-SiC-30 两种试样的压缩载荷-位移曲线,对比可见,CF-SiC-30 出现第一次载荷下降时,位移更小,并且这两种试样压缩载荷-位移都失去了弹性形变特征。这说明,当碳泡沫沉积的碳化硅涂层厚度增大后,试样的压缩特性就会主要受碳化硅涂层决定,而基体的影响则会逐渐减弱。与此同时,通过 CF-SiC-30 的压缩载荷-位移曲线可见,当初次载荷下降后,试样发生少许裂纹,随着位移的增大,裂纹愈合,压缩载荷继续上升,继续出现第二次试样断裂现象,压缩载荷瞬间下降。这是由于在压缩过程中,碳化硅涂层首先会产生部分断裂现象,当涂层厚度较大时,这种低载荷触发的细微裂纹并不会贯穿涂层,并随着位移的增大,裂纹压缩愈合,最终在高压缩载荷下,彻底断裂失效。

图 8 为 CVI SiC 后碳泡沫的抗压强度和比强度。碳泡沫为柔性材料,其抗压强度极小,约为 0.02 MPa^[9]。图 8(a)为 CVI SiC 后碳泡沫的抗压强度。可见,碳泡沫 CVI SiC 后,压缩强度提高了两个数量级,CF-SiC-10,CF-SiC-20 和 CF-SiC-30 的压缩强度分别为 1.32,2.10 和 3.14 MPa。随着沉积时间增长,试样压缩强度增大。图 8(b)为 CVI SiC 后碳泡沫的比强度。可见,碳泡沫 CVI SiC 后具有很高的比强度,随着 CVI 时间增加,比



(a) Compression strength of carbon foams after CVI SiC



(b) Specific strength of carbon foams after CVI SiC

图 8 CVI SiC 后碳泡沫的抗压强度和比强度

Fig. 8 Compression strength and specific strength of the carbon foams after CVI SiC

强度上升,CF-SiC-30 具有最高的比强度 27.1 MPa,在航空航天热防护系统及耐火结构方面具有潜在应用前景^[15]。

2.4 隔热性能

柔性碳泡沫是一种十分优异的隔热材料,但是碳化硅的导热系数较高,当柔性碳泡沫 CVI SiC 后,其导热系数必然会发生上升。图 9 为碳泡沫 CVI SiC 后的导热系数和 CVI SiC 与碳骨架截面积比。如图所示,未沉积碳化硅的碳泡沫导热系数为 0.026 W/(m·K),而碳泡沫 CVI SiC 10 h 后的导热系数为 0.054 W/(m·K),导热系数明显上升。碳化硅导热系数为 83.6 W/(m·K),远远大于碳泡沫骨架本身导热系数(1.5~17 W/(m·K)),因此,当碳泡沫包覆碳化硅涂层后,三维骨架直径变大,泡沫体的孔隙率降低,相邻三维骨架之间的间距缩小,热量传导面积增大,并且在三维骨架上传导速率增加,并且随着高导热碳化硅涂层厚度变化而变化。当碳骨架上 CVI SiC 截面积大于碳骨架截面积时,SiC 的热传导将占主导地位,由此可见,CVI SiC 20 h 和 CVI SiC 30 h 后,导热系数显著提升。随着沉积时间的增长,包覆碳骨架表面的碳化硅涂层增厚,单位截面热量传递面积增大,传热量增大,试样导热系数不断上升。因此,当碳泡沫包覆的碳化硅涂层厚度增大后,抗压强度和比强度得到显著提升,但导热系数则会随着涂层厚度增大而增大。因此,需要在满足隔热性能与力学强度要求的前提下,选择最合适的碳化硅涂层厚度。

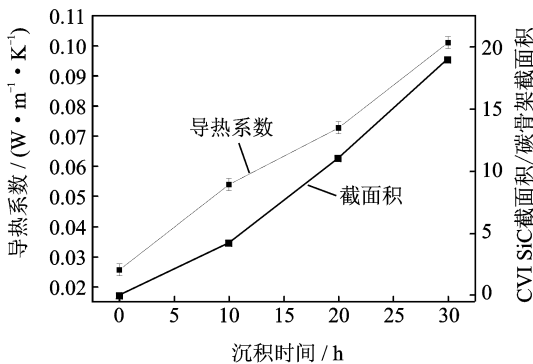


图9 CVI SiC 后碳泡沫导热系数和 CVI SiC 与碳骨架截面积比

Fig. 9 Thermal conductivity of carbon foams after CVI SiC and cross-sectional area ratio of CVI SiC and carbon skeleton

3 结 论

(1) β -SiC 涂层在碳泡沫骨架网格表面生长,其表面形态会受到基体形貌的影响。随着沉积时间

增长,碳化硅涂层厚度增大,三维泡沫骨架不断增大,降低骨架之间的孔隙面积,孔隙率降低,平均孔径减小。

(2)当 CVI SiC 时间较短时,碳化硅涂层厚度较薄,CF-SiC 样品压缩特性主要为碳泡沫骨架承载,具有压缩弹性特征。随着沉积时间增长,碳化硅涂层增厚,CF-SiC 样品失去弹性形变压缩特性,主要受到刚性碳化硅涂层影响。当碳泡沫 CVI SiC 30 h 后,压缩强度达到 3.14 MPa,比强度高达 27.1 MPa/(g·cm⁻³),在航空航天热防护系统及耐火结构方面具有潜在应用前景。

(3)随着沉积时间的增长,当碳泡沫包覆的碳化硅涂层厚度增大后,SiC 的热传导将占主导地位,导热系数上升,因此需要在满足隔热性能与力学强度要求的前提下,选择最合适的碳化硅涂层厚度。

参考文献:

- [1] 陈文. 碳泡沫及石墨泡沫在航空上的应用[J]. 航空维修与工程,2005(3): 33-35.
CHEN Wen. Applications of carbon (graphite) foam in aviation[J]. Aviation Maintenance & Engineering, 2005 (3): 33-35.
- [2] 胡守亮. SiO₂ 气凝胶充填非石墨化泡沫炭复合隔热材料的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学,2010.
HU Shouliang. Study on thermal insulation composite of SiO₂ aerogel filled RVC[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology,2010.
- [3] KLETT J, HARDY R, ROMINE E, et al. High-thermal-conductivity, mesophase-pitch-derived carbon foams: Effect of precursor on structure and properties[J]. Carbon,2000,38(7):953-973.
- [4] 李平. 中间相沥青基泡沫炭的制备及性能研究[D]. 大连:大连理工大学,2005.
LI Ping. The preparation and performance of mesophase pitch-based carbon foam[D]. Dalian: Dalian University of Technology,2005.
- [5] 沈曾民, 戈敏, 迟伟东, 等. 中间相沥青基炭泡沫体的制备、结构及性能[J]. 新型炭材料,2006,21(3): 193-201.
SHEN Zengmin, GE Min, CHI Weidong, et al. Preparation structures and properties of mesophase pitch-based carbon foams[J]. New Carbon Materials, 2006, 21(3): 193-201.
- [6] 刘明贤, 甘礼华, 吴方锐, 等. 酚醛树脂为前驱体制备多孔碳泡沫材料[J]. 功能材料,2008,39(1): 108-110.
LIU Mingxian, GAN Lihua, WU Fangrui, et al. Preparation of porous carbon foams using phenolic resin as precursor[J]. Journal of Functional Materi-

- als, 2008, 39(1): 108-110.
- [7] 王斌, 李贺军, 郭领军, 等. 酚醛炭泡沫前驱体的制备与性能研究[J]. 固体火箭技术, 2014, 37(1): 113-117.
- WANG Bin, LI Hejun, GUO Lingjun, et al. Preparation and properties of precursor phenolic-based carbon foams[J]. Journal of Solid Rocket Technology, 2014, 37(1): 113-117.
- [8] ZHANG H, ZHOU Y, LI C G, et al. Porous nitrogen doped carbon foam with excellent resilience for self-supported oxygen reduction catalyst[J]. Carbon, 2015(95): 388-395.
- [9] CHEN S L, HE G H, HU H, et al. Elastic carbon foam via direct carbonization of polymer foam for flexible electrodes and organic chemical absorption [J]. Energy & Environmental Science, 2013, 6(8): 2435-2439.
- [10] 林雄超, 王永刚, 杨慧君, 等. CVI 改性泡沫炭的研究[J]. 炭素技术, 2007, 26(5):1-5.
- LIN Xiongchao, WANG Yonggang, YANG Huijun, et al. Reinforcement of carbon foam by CVI[J]. Carbon Techniques, 2007, 26(5):1-5.
- [11] 王永刚, 林雄超, 杨慧君, 等. 石墨化 CVI 泡沫炭的结构和性能[J]. 材料科学与工程学报, 2008, 26(3):365-368.
- WANG Yonggang, LIN Xiongchao, YANG Huijun, et al. Performance of graphitized CVI carbon foams [J]. Journal of Materials Science & Engineering, 2008, 26(3):365-368.
- [12] 何涛, 傅玉灿, 苏宏华, 等. C/SiC 复合材料铣削表面完整性研究[J]. 南京航空航天大学学报, 2014, 46(5):701-706.
- HE Tao, FU Yuan, SU Honghua, et al. Study on surface integrity in milling of C/SiC composite[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautic & Astronautics, 2014, 46(5):701-706.
- [13] YU S J, CHEN Z F, WANG Y, et al. Growth of SiC as binder to adhere diamond particle and tribological properties of diamond particles coated SiC[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015, 31(11): 1133-1138.
- [14] YU S J, CHEN Z F, WANG Y, et al. Preparing SiC/diamond coatings via chemical vapor deposition of SiC on diamond-coated graphite and their frictional properties[J]. Ceramics International, 2015, 42(3): 4470-4476.
- [15] NARASIMMAN R, VIJAYAN S, PRABHAKARAN K. Carbon-carbon composite foams with high specific strength from sucrose and milled carbon fiber [J]. Materials Letters, 2015, 144(5):46-49.

