

低成本制造 C/SiC 复合材料的热物理性能研究

白龙腾, 杨晓辉, 王 毅, 赵新辉, 郑道道

(西安航天动力研究所, 陕西 西安 710100)

摘 要: 采用先驱体浸渍裂解工艺制备了三维针刺 C/SiC 复合材料, 系统地研究了其热物理性能。结果表明: 该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料热膨胀系数随温度升高总体上呈增大趋势, 但随着温度的升高, 热膨胀系数增大程度逐渐减弱, 并且 z 向的热膨胀系数要高于 $x-y$ 方向, 而 CVD-SiC 涂层的存在会降低其热膨胀性能; C/SiC 复合材料比热容、导热率也随着温度的升高呈现逐渐增大的趋势, 但增加速率逐渐减小。CVD-SiC 涂层的存在会提高 C/SiC 复合材料的导热性能, 有利于 C/SiC 复合材料产品与外界环境的热能交换, 但会使材料的比热容降低。

关键词: 低成本制造; C/SiC 复合材料; 热物理性能; 热膨胀系数; 热导率

中图分类号: V434-34 **文献标识码:** A **文章编号:** 1672-9374 (2016) 01-0058-08

Research on thermal physical properties of C/SiC composite manufactured with low-cost process

BAI Longteng, YANG Xiaohui, WANG Yi, ZHAO Xinhui, ZHENG Daodao

(Xi'an Aerospace Propulsion Institute, Xi'an 710100, China)

Abstract: Three-dimensional needled C/SiC composite was prepared with the precursor infiltration pyrolysis process, whose thermal physical properties were studied systematically. The results show that thermal expansion coefficient of the C/SiC composite manufactured with the low-cost process tends to increase with temperature increment in general, but the enlargement degree of thermal expansion coefficient weakens gradually with the increase of temperature, the thermal expansion coefficient in z direction is bigger than that in $x-y$ direction, and the presence of CVD-SiC coating reduces its thermal expansion properties; the specific heat capacity and thermal conductivity of the C/SiC composite appears as a gradual increasing trend with the increase of temperature, but its increase rate decreases gradually. The CVD-SiC coating may improve thermal conductivity of the C/SiC composites, which is in favour of heat exchange of the C/SiC composite with the external environment, but may reduce its specific heat capacity.

Keywords: low-cost manufacturing; C/SiC composite; thermal physical property; thermal expansion coefficient; thermal conductivity

收稿日期: 2015-12-05; 修回日期: 2015-12-25

作者简介: 白龙腾 (1984—), 男, 高级工程师, 研究领域为陶瓷基复合材料制备工艺

0 引言

连续碳纤维增强碳化硅 (Carbon Fiber Reinforced Silicon Carbide, C/SiC) 陶瓷基复合材料具有高比强、高比模、耐高温、抗烧蚀、抗氧化和低密度等特点, 在航空、航天等领域有着广阔的应用前景。例如: 尾喷管调节片、密封片、航天飞行器的头锥和机翼前缘, 以及火箭与动能武器的喷管及其扩张段等^[1-4]。采用 C/SiC 陶瓷基复合材料制备液体火箭发动机推力室可以有效减轻发动机结构质量, 提高发动机工作温度, 简化发动机结构设计, 从而大幅度提高发动机整体性能^[5]。美国、法国、德国、日本等经济和科技强国已在国际上率先开展陶瓷基复合材料推力室的制备及应用研究。

尽管 C/SiC 陶瓷基复合材料具有如此广阔的应用前景, 但因高昂的制造成本限制了其广泛的应用。就 C/SiC 陶瓷基复合材料制造工艺技术而言, 目前其主要制备工艺有化学气相渗透法^[6-8] (Chemical Vapor Infiltration, CVI)、聚合物先驱体浸渗热解法^[9-12] (Polymer Impregnation Pyrolysis, PIP) 和液态硅渗透法^[13-15] (Liquid Silicon Infiltration, LSI)。其中, CVI 与 PIP 工艺本身制造周期较长, 成本较高, 而 LSI 工艺虽然解决了制造周期长的缺点, 制造成本有较大降低, 但采取该低成本成型工艺得到 C/SiC 复合材料力学性能较差, 热物理性能不佳。因此, 为不断降低 C/SiC 陶瓷基复合材料产品的研制成本, 本文研究团队从复合材料产品预制体结构设计角度出发, 采取一种新结构的针刺预制体代替高成本编织预制体结构开展了陶瓷基复合材料产品的相关研制工作。

与此同时, 作为新一代高温热结构材料, C/SiC 陶瓷基复合材料的热物理性能直接决定着其能否适应其工作环境的温度变化, 影响着其热结构件的抗热冲击、传热和散热性能, 以及构件之间的相互匹配、相互作用, 并最终对其使用范围和寿命产生较大影响。其中, 就 C/SiC 陶瓷基复合材料的热物理性能主要指标 (包括热膨胀性能、热导率、比热容、热扩散系数) 而言, 其热传导性能和热容量将决定其与外界的热能交换和

自身温度变化, 热膨胀性能决定了结构尺寸稳定性, 直接影响力分布状态和抗热振性能。为此, 开展该低成本制造 C/SiC 陶瓷基复合材料热物理性能的研究有利于其工程化应用领域的不断拓展。

1 实验

1.1 试样制备

采用针刺碳纤维准三维预制体, 网胎采用的碳纤维为日本东丽公司 T300 碳纤维, 而碳布则采用表面平滑均整、质地柔软的八综缎纹布代替常见无纬布, 以保证碳纤维预制体良好的铺覆性。其中, 针刺预制体布毡比为 70% : 30%, 体积密度为 0.45~0.50 g/cm³, 层间密度为 17 层/cm, 其预制体结构示意图可见图 1。

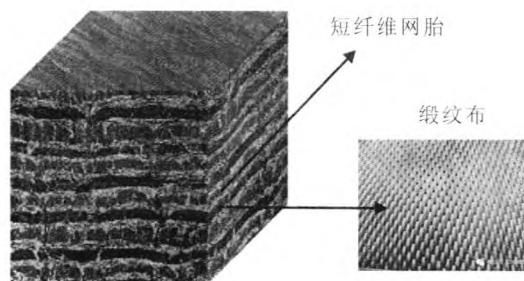


图 1 预制体结构示意图

Fig. 1 Schematic diagram of prefabricated structure

该低成本制造工艺制备 C/SiC 陶瓷基复合材料试样过程采取了先驱体浸渗热解法, 具体制备工艺流程为: 首先采用等温化学气相渗透 (CVD) 法在碳纤维预制体表面沉积热解碳界面层, 然后采用 PIP 法制备碳化硅基体进行致密化工序, 最后采用化学气相沉积 (CVD) 法选择性地在试样表面沉积 SiC 抗氧化涂层。其中, C/SiC 复合材料热解碳界面层制备过程以甲烷为碳源气体, 氩气为稀释气体, 沉积温度保持为 900~1 100 ℃, 沉积时间为 15~25 h; PIP 工艺过程的主要工艺参数保持为: 浸渍时间 (2~4 h)、浸渍压力 (1.8~2.0 MPa)、裂解温度 (1 000~1 300 ℃); CVD-SiC 涂层制备过程以三氯甲基硅烷 (CH₃SiCl₃) 为反应前驱体, 氩气为稀释气体, 氢气为载气, 沉积

温度为 1 000~1 200 ℃。

1.2 性能测试

1.2.1 C/SiC 复合材料热膨胀性能测试

C/SiC 复合材料热膨胀性能测试试样的取样方向分为平行预制体经纱和纬纱的方向 (x - y 方向) 和垂直于预制体经纱和纬纱的方向 (z 方向) 两种, 试样尺寸为 20 mm×5 mm×5 mm, 分别标记为 x - y -1~ x - y -6 和 z -1~ z -6。采用德国 Netzsch 公司生产的 DIL 402C 热膨胀仪测量试样的热膨胀系数, 测量温度范围从室温到 1 300 ℃, 升温速度为 3 ℃/min, 测试过程以氩气为保护气体。

1.2.2 C/SiC 复合材料导热性能测试

导热性能测试试样沿预制体 z 向 (即垂直于经纱和纬纱的方向) 方向进行取样, 共计加工成 6 个 Φ (12.7~12.9) mm×3 mm 尺寸的圆片状尺寸的试样, 分别标记为 z 1~ z 6。采用德国耐驰公司

LFA457 激光闪烁导热仪测定其从室温到 1 300 ℃ 的热扩散率、比热容, 根据以下公式可计算出热导率

$$\lambda=\alpha C_p\rho \tag{1}$$

式中, λ 为热导率 ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$); C_p 为比热容 ($\text{J}\cdot\text{g}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$); α 为热扩散系数 ($\text{mm}^2\cdot\text{s}^{-1}$); ρ 为材料表观密度 ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$)。

1.3 分析与测试

采用 JSM-630 型扫描电子显微镜观察 C/SiC 复合材料试样的微观形貌。采用阿基米德法测试材料的密度及孔隙率, 试样的密度、孔隙率等测试结果见表 1 所示。从表 1 中可以看出, 该试验试样密度及气孔率数值大致在 1.92~196 g/cm^3 和 11%~14% 范围内, 其材料密度、孔隙率分散性不大, 因而可忽略材料密度、孔隙率差异对其热物理性能变化规律的影响作用。

表 1 C/SiC 复合材料热物理性能测试试样统计

Tab. 1 Statistics of thermal physical property test sample for C/SiC composite				
性能测试	试样号	密度/(g/cm^3)	气孔率/%	有无 SiC 涂层
热膨胀 性能测试	z -1	1.92	13.2	有
	z -2	1.93	15.4	
	z -3	1.90	14.3	
	z -4	1.95	12.6	无
	z -5	1.96	12.1	
	z -6	1.95	11.8	
	x - y -1	1.94	13.4	有
	x - y -2	1.93	12.7	
	x - y -3	1.91	13.6	
	x - y -4	1.94	14.1	无
	x - y -5	1.97	13.1	
	x - y -6	1.95	12.8	
导热 性能测试	z -1	1.90	13.9	无
	z -2	1.92	13.1	
	z -3	1.93	12.5	
	z -4	1.93	11.7	有
	z -5	1.94	12.4	
	z -6	1.95	12.2	

2 结果与讨论

2.1 低成本制造 C/SiC 复合材料的热膨胀性能

图 2 所示为该低成本制造工艺得到的 C/SiC 复合材料试样在 x - y 向和 z 向的热膨胀系数随温度的变化曲线。其中, 两组试样均未进行表面抗氧化 SiC 涂层处理。

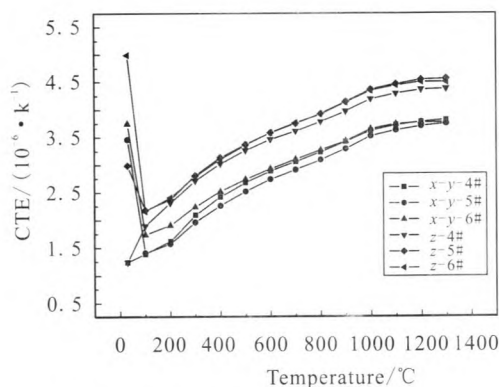


图 2 不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料在 x - y 和 z 向的热膨胀系数变化曲线

Fig. 2 Curves of thermal expansion coefficient in x - y and z direction for C/SiC composite manufactured with low-cost process at different temperatures

从图 2 可以看出, 该工艺制备的 C/SiC 复合材料热膨胀系数随温度的升高总体上呈现逐渐增大的趋势, 但随着温度的升高, 热膨胀系数的增大程度逐渐趋缓。这种变化趋势主要是由于 C/SiC 复合材料的热膨胀本质决定^[20]: 固体材料中晶格

点阵实际上在作非简谐振动, 热膨胀系数是由热振动的振幅所决定的, 温度越高, 原子或离子振动的振幅越大, 导致其热膨胀系数也逐渐增大。

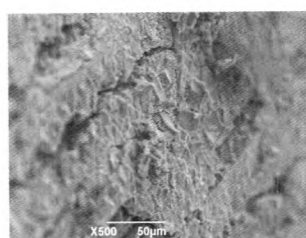
此外, 从图中可以看出该试验工艺制备的 C/SiC 复合材料热膨胀系数在不同方向存在显著差异, 其 z 向热膨胀系数要明显高于 x - y 方向。其中, 该低成本工艺制造的无涂层 C/SiC 复合材料的热膨胀系数在 x - y 向和 z 向的分别为 $3.69 \times 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ 和 $4.48 \times 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ 。

表 2 所示为 C/SiC 复合材料主要组元的热膨胀系数数据。从表中数据可以看出, C/SiC 复合材料的 PyC 和 SiC 组元热膨胀性能为各向同性, 且热膨胀系数较低, 而碳纤维具有显著的各向异性特点, 且径向热膨胀系数明显高于其轴向。因此, 由于该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料的预制体结构特点为 z 向的轴向碳纤维数量要明显少于 x - y 向, 因而导致了该 C/SiC 复合材料的 z 向热膨胀系数高于 x - y 方向的上述试验结果。

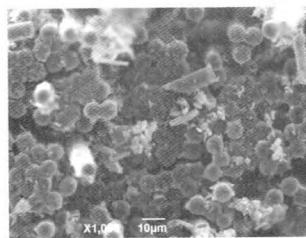
表 2 C/SiC 复合材料主要组元的热膨胀系数

Tab. 2 Thermal expansion coefficients of main components of C/SiC composites

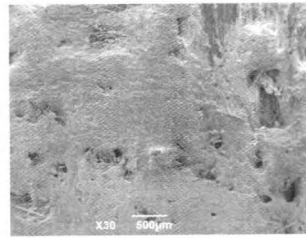
	T300 纤维		SiC	PyC
	径向	轴向		
CTE/($10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$)	8.85	-0.7~0.93	4.5	1.8



(a) 裂纹



(b) 间隙



(c) 孔洞

图 3 C/SiC 复合材料内部缺陷

Fig. 3 Internal defects of C/SiC composites

正是由于 C/SiC 复合材料内部各组元热膨胀系数不同的情况, 使得材料在受热时产生的热应力并不均匀, 且材料各相的热膨胀首先要填充其

附近的裂纹、间隙和孔隙等缺陷 (见图 3 中所示), 而当达到一定温度时, 材料内部的裂纹、间隙和孔隙被完全填充, 进而碳纤维由于其较高

的模量会对材料整体的体积膨胀产生一定抑制作用,使得材料的热膨胀系数的增大程度减弱。此外,碳纤维在高温下出现的负膨胀亦对 C/SiC 复合材料热膨胀系数的增加产生一定负面影响。因而,上述两方面原因最终导致了该低成本制造的 C/SiC 复合材料热膨胀系数增大幅度随着温度的增大而逐渐减弱。

图 4 所示为 CVD-SiC 涂层对低成本制造 C/SiC 复合材料不同温度的热膨胀系数变化曲线的影响情况。从图中可以看出,无论该低成本制造

的 C/SiC 复合材料在 z 向还是 $x-y$ 向, CVD-SiC 涂层的存在均提高了 C/SiC 复合材料热膨胀系数,其中, CVD-SiC 涂层的 C/SiC 复合材料在 $x-y$ 向和 z 向的平均热膨胀系数为 $4.18 \times 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$ 和 $5.3 \times 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$, 分别增加了 13.3% 和 18.3%, 但 SiC 涂层的存在并未改变 C/SiC 复合材料热膨胀系数随温度升高而逐渐增大的基本规律。因此,说明 CVD-SiC 涂层会降低 C/SiC 复合材料的热膨胀性能,不利于材料整体高温结构尺寸稳定性。

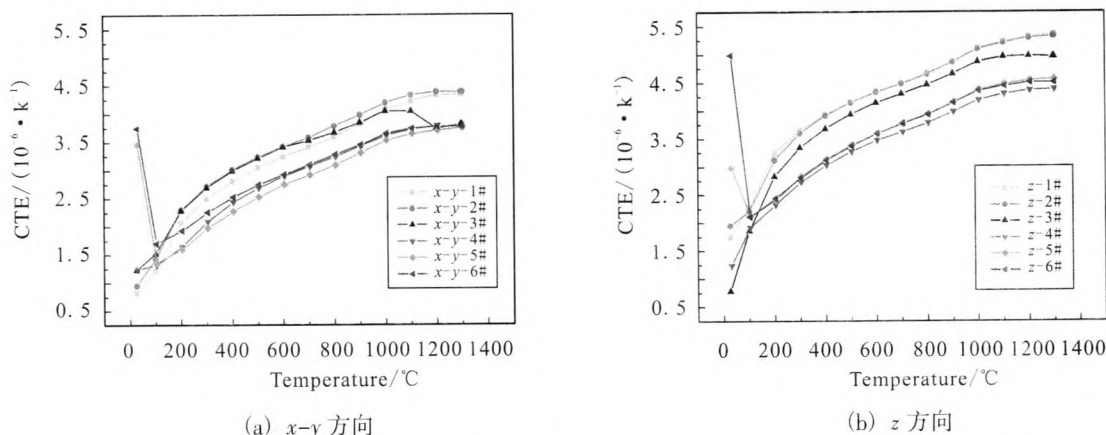


图 4 CVD-SiC 涂层对低成本制造 C/SiC 复合材料不同温度热膨胀系数变化曲线的影响

Fig. 4 Effects of CVD-SiC coatings on thermal expansion coefficient of C/SiC composites manufactured with low-cost process

产生上述结果的原因主要是由于 CVD-SiC 与 PIP-SiC 基体的热膨胀系数存在一定差异。图 5 所示为 CVD-SiC 和 PIP-SiC 的微观形貌 SEM 照片。从图 5 可以发现, PIP-SiC 晶粒组织结构较为松

散,存在明显间隙,而 CVD-SiC 晶粒较为致密,而由于微观结构上的差异使得 CVD-SiC 的热膨胀系数要大于 PIP-SiC,最终导致 CVD-SiC 涂层的 C/SiC 复合材料的热膨胀系数变大。

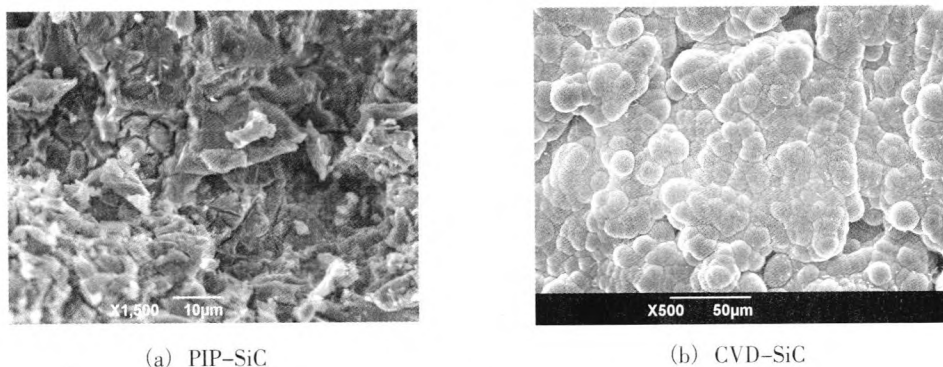


图 5 不同制备工艺得到的 SiC 微观形貌

Fig. 5 Microstructures of SiC prepared with different process

2.2 低成本制造 C/SiC 复合材料的导热性能

图 6 所示为不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料比热容的变化曲线。从图 6 可以看出, 该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料比热容随着温度的升高呈现逐渐增大的趋势, 但其增大速率逐渐减小。产生上述结果的原因为: 由于物体的温度决定物体内部质点热运动的强度, 温度越高则质点运动的振幅越大, 吸收的能力越多, 从而使得比热容随着温度的升高逐渐增大。根据德拜热容理论^[21]可知, 材料热容在低温下与热力学温度的立方成比例, 在超过材料的德拜温度时便趋于恒定值, 使得其比热容的增大速率随着温度的升高逐渐减小。此外, 对比图中有无 CVD-SiC 涂层 C/SiC 复合材料比热容随温度升高的变化规律, 可以发现 CVD-SiC 涂层的存在使得 C/SiC 复合材料的比热容数值产生一定程度的降低, 说明 CVD-SiC 涂层的存在对 C/SiC 复合材料比热容的提高产生一定的负面影响。

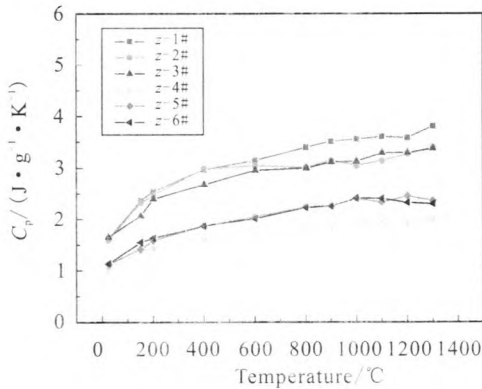


图 6 不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料比热容的变化曲线
Fig. 6 Curves of specific heat capacity of C/SiC composites manufactured with low-cost process at different temperatures

图 7 所示为不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料热扩散系数的变化曲线。从图 7 可以看出, 该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料的热扩散系数随着温度的升高呈现逐渐减小的趋势, 但其减小速率也逐渐降低, 其热扩散系数趋于常量。分析认为这主要由于随着温度的升高, 影响 C/SiC 复合材料热扩散系数的声子平均自由程 l

会因为声子振动能量的加大, 频率的加快, 碰撞的增多等情况逐渐减小, 进而使得热扩散系数下降。但由于声子自由程减小有一定限度, 所以高温时其热扩散系数也趋于常量^[16]。

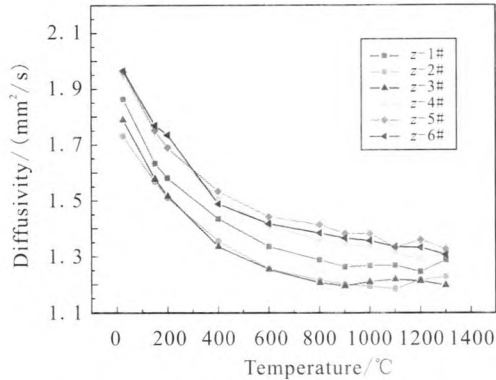


图 7 不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料热扩散系数的变化曲线
Fig. 7 Curves of thermal diffusivity of C/SiC composites manufactured with low-cost process at different temperatures

对比图中有无 SiC 涂层的 C/SiC 复合材料的热扩散系数随温度升高的变化规律, 发现 CVD-SiC 涂层的存在有利于 C/SiC 复合材料热扩散系数的提高。这是由于 CVD-SiC 微观组织较 PIP-SiC 更为致密, 使得连续均匀附着在 C/SiC 复合材料试样表面的 CVD-SiC 涂层会带来更好的导热路径, 从而提高整体材料试样的热扩散系数。

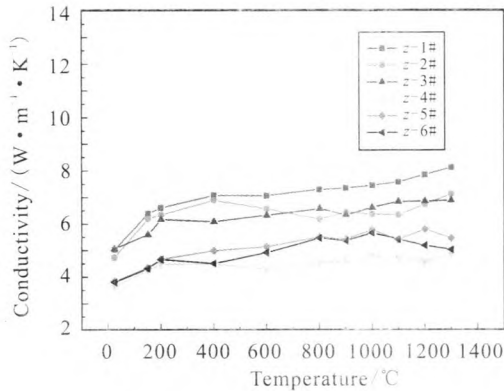


图 8 不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料导热率的变化曲线
Fig. 8 Curves of thermal conductivity of C/SiC composites manufactured with low-cost process at different temperatures

图 8 所示为不同温度下低成本制造 C/SiC 复合材料导热率的变化曲线。从图中可以看出,该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料的热导率随着温度的升高总体上呈现逐渐增大的趋势,根据文中热导率计算公式 (1),可知随着温度的升高,C/SiC 复合材料热扩散系数的降低程度要弱于比热容的增大程度,并且同样可以发现存在 CVD-SiC 涂层的 C/SiC 复合材料热导率略微大于同温度下无涂层的 C/SiC 复合材料。这说明 CVD-SiC 涂层会提高 C/SiC 复合材料的导热性

能,有利于 C/SiC 复合材料产品与外界环境的热能交换,但会使材料的比热容降低。

2.3 低成本制造 C/SiC 复合材料的热物理性能对比情况

采用该低成本制造工艺得到的 C/SiC 复合材料热物理性能数据结果及分析如上所述,为进一步说明该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料性能热物理性能,将该试验结果与相关文献中其他工艺制备 C/SiC 复合材料热物理性能的数据进行对比,具体结果见表 3 所示。

表 3 与其他工艺制备 C/SiC 复合材料热物理性能对比情况统计

Tal. 3 Comparison with thermal properties of C/SiC composites prepared with other processes						
制备工艺	预制体结构	CTE/(10 ⁻⁶ ·K ⁻¹)		λ /(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	C_p /(J·g ⁻¹ ·K ⁻¹)	α /(mm ² ·s ⁻¹)
		<i>z</i> 方向	<i>x-y</i> 方向			
本实验 PIP 工艺	3D 针刺/ 缎纹布	3.69	4.48	RT: 4.94	RT: 1.62	RT: 1.79
		(RT~1 300 ℃)	(RT~1 300 ℃)	1 300 ℃: 7.38	1 300 ℃: 3.53	1 300 ℃: 1.24
CVI+RMI [16]	3D 针刺/ 无纬布	1.75	4.41	—	100℃: 1.41	RT: 0.42
		(RT~1 300 ℃)	(RT~1 300 ℃)		1 400 ℃: 1.92	1 200 ℃: 0.1
CVI [17]	2.5D	3.2	7.8	RT: 2.0	—	RT: 2.0
		(RT~1 400 ℃)	(RT~1 400 ℃)	1 300 ℃: 7.38		1 300 ℃: 0.8
CVI [7]	2D 碳布 叠层	3.68	—	—	—	—
	3D 编织	3.46	—	—	—	—
		(RT~1 300 ℃)	—	—	—	—
	3D 针刺/ 无纬布	5.47	—	—	—	—
	(RT~1 300 ℃)	—	—	—	—	—
EADS PIP ^[18]	—	1.16	4.06	RT: 5.3	RT: 0.9	—
		(RT~700 ℃)	(RT~700 ℃)	1 500 ℃: 5.5	1 500 ℃: 1.6	
十一所 PIP ^[19]	3D 编织	2.65	—	RT: 3.6	RT: 0.76	RT: 2.6
		(RT~1300 ℃)	—	1 300 ℃: 5.35	1 300 ℃: 1.64	1 300 ℃: 1.88

从表 3 中可以看出,该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料的热膨胀系数表现出较弱的各向异性,其 z 方向热膨胀系数略低于 x-y 方向,但该工艺制备的 z 方向的热膨胀系数相比于文献 [16] 报道的 PIP+RMI 工艺而言较高,这可能是由于本实验方案制备的材料孔隙率较高以及 RMI 工艺残余 Si 存在的缘故。此外,可以发现该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料的热膨胀性能略

优于同种预制体结构 CVI 工艺制备的 C/SiC 复合材料,与 CVI 工艺制备的高成本 2.5D 针织、3D 编织与 2D 碳布叠层预制体结构 C/SiC 复合材料热膨胀性能相当,并且略优于文献 [18] 制备的 C/SiC 复合材料和文献 [19] 制备的 3D 编织 C/SiC 复合材料,说明该低成本制造工艺得到的 C/SiC 复合材料具有良好的热膨胀性能。

就该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料的

导热性能而言,其数值略高于文献 [16] 报道的 CVI+RMI 工艺制备的材料性能,较好于文献 [17] 报道的 2.5D C/SiC 复合材料、文献 [18] 制备的 C/SiC 复合材料以及文献 [19] 制备的 3D 编织 C/SiC 复合材料的导热性能,从而说明该低成本制造工艺得到的 C/SiC 复合材料具有良好的热膨胀性能。

3 结论

1) 该低成本制造工艺制备 C/SiC 复合材料热膨胀系数随温度的升高总体上呈现逐渐增大的趋势,但随着温度的升高,其热膨胀系数的增大程度逐渐减小。此外, C/SiC 复合材料的 z 向的热膨胀系数要高于 $x-y$ 方向,且 CVD-SiC 涂层会降低其热膨胀性能,不利于产品的高温尺寸稳定性。

2) 该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料比热容、导热率随着温度的升高呈现逐渐增大的趋势,但其增大的速率逐渐减小; C/SiC 复合材料热扩散系数随温度的升高总体上呈现逐渐增大的趋势,但随着温度的升高,其热扩散系数的增大程度逐渐减小。此外, CVD-SiC 涂层会提高 C/SiC 复合材料的导热性能,有利于 C/SiC 复合材料产品与外界环境的热能交换,但会使材料的比热容降低。

3) 与国内外报道的有关 C/SiC 复合材料的热物理性能数据对比,该低成本制造工艺制备的 C/SiC 复合材料具有良好的热物理性能。

参考文献:

- [1] DONG F. The advanced ceramics industry "an increasingly strategic material"[R]. USA: USACA, 2004.
- [2] 邹武,张康助,张立同. 陶瓷基复合材料在火箭发动机上的应用[J]. 固体火箭技术, 2000, 23(2): 60-65.
- [3] NASLAIN R. Processing of ceramic matrix composites[J]. Key eng mater, 1998, 164/165: 3-8.
- [4] HOLMQUIST M, LUNDBERG R, RAZZELL T. Development of ultra high temperature ceramic composites for gas turbine combustors, 97-GT-413[R]. US: ASME, 1997.
- [5] BAKER C. A high temperature, light weight, nozzle materials, AIAA 94- 2892[R]. US: AIAA, 1994.
- [6] NASLAIN R. CVI-composites: ceramic matrix composites [M]. New York: Hall, 1992.
- [7] 张立同. 纤维增韧碳化硅陶瓷复合材料—模拟、表征与设计[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.
- [8] 徐永东,张立同,成来飞,等. CVI法制备三维碳纤维增韧碳化硅复合材料[J]. 硅酸盐学报, 1996, 23(3): 319-326.
- [9] BAE J, CHO K, YOON D, et al. Highly efficient densification of carbon fiber reinforced SiC matrix composites by melting infiltration and pyrolysis using polycarbosilane [J]. Ceram int, 2013, 39(5): 5623-5629.
- [10] IVEKOVIC A, DRAZIC G, NOVAK S. Densification of a SiC matrix by electrophoretic deposition and polymer infiltration and pyrolysis process [J]. Journal of eur ceram soc, 2011, 31(5): 833-840.
- [11] 孙明,邱海鹏,焦健,等. PIP 法制备陶瓷基复合材料构件的弯曲性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(S1): 631-634.
- [12] ZHOU C, ZHANG C, HU H, et al. Preparation of 3D-Cf/SiC composites at low temperatures[J]. Mater sci eng A, 2008, 488(1): 569-572.
- [13] FITZER E, GADOW R. Fiber reinforced silicon carbide [J]. Am ceram soc bull, 1986, 65(2): 326-332.
- [14] 周海军,董绍明,丁玉生,等. 碳化硅粉体对熔融渗硅法制备 Cf/SiC 复合材料结构的影响[J]. 人工晶体学报, 2009, 38(s1): 119-121.
- [15] 杨会永. 气相渗硅制备 3D Cf/SiC 的结构、性能及界面调控研究[M]. 长沙: 国防科技大学, 2011.
- [16] 范尚武,张立同,成来飞. 三维针刺 C/SiC 刹车材料的热物理性能[J]. 复合材料学报, 2011, 28(3): 56-62.
- [17] 李宏,徐永东,张立同,等. 2.5D C/SiC 复合材料的热物理性能[J]. 航空材料学报, 2007, 27(4): 60-64.
- [18] 焦健,陈明伟. 新一代发动机高温材料-陶瓷基复合材料的制备、性能及应用[J]. 航空制造技术, 2014 (4): 62-69.
- [19] 王毅. 陶瓷基复合材料研制总结[J]. 西安航天动力研究所, 2013.
- [20] 张庆吉,简科,王浩. 先驱体转化 Cf/SiC 复合材料的热膨胀行为研究[J]. 陶瓷学报, 2014, 35(3): 297-299.
- [21] 关振铎,张中太,焦金生. 无机材料物理性能[M]. 北京: 清华大学出版社, 1992.

(编辑: 王建喜)