复合材料学报 Acta Materiae Compositae Sinica
第28卷 第3期 6月 2011年
Vol. 28 No. 3 June 2011

文章编号：1000-3851(2011)03-0056-07

三维针刺 C/SiC 刹车材料的热物理性能

范尚武*，张立同，成来飞
（西北工业大学 超高温结构复合材料国防科技重点实验室，西安 710072）

摘 要： 通过化学气相渗透(CVI)法结合反应熔体浸渗(RMI)法制备了三维针刺 C/SiC 刹车材料，系统研究了三维针刺 C/SiC 刹车材料的热物理性能。结果表明：C/SiC 刹车材料的热膨胀系数随温度升高总体呈增大趋势，但呈规律性波动；在相同温度下，垂直于摩擦面方向的热膨胀系数远大于平行方向的。从室温至 1300 ℃，平行和垂直于摩擦面方向的平均热膨胀系数分别为 $1.75\times10^{-6}K^{-1}$ 和 $4.41\times10^{-6}K^{-1}$；C/SiC 刹车材料的比定压热容随温度的升高而增大，但增大速率逐渐减小。温度从 100 ℃升到 1400 ℃，其比定压热容从 1.41 J/(g·K) 增大到 1.92 J/(g·K)；C/SiC 刹车材料的热扩散率随温度的升高而降低，并趋于常量。平行于摩擦面方向的热扩散率明显大于垂直于摩擦面方向的热扩散率。

关键词： 三维针刺 C/SiC；刹车材料；热物理性能；化学气相渗透；反应熔体浸渗

中图分类号： TB332 **文献标志码：** A

Thermal physical properties of 3D needled C/SiC brake materials

FAN Shangwu*, ZHANG Litong, CHENG Laifei
(National Key Laboratory of Thermostructure Composite Materials,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The 3D needled C/SiC brake materials were prepared by chemical vapor infiltration (CVI) combined with reactive melt infiltration (RMI) method. The thermal physical properties of the 3D needled C/SiC brake materials were systematically investigated. The results indicate that the thermal expansion coefficients (CTE) of the C/SiC brake materials increase with the temperature increasing, but it shows regular fluctuation. At the same temperature, the CTE perpendicular to friction surface is far bigger than that parallel to friction surface. From room temperature to 1300 ℃, the average CTE parallel and perpendicular to friction surface are 1.75×10^{-6} K^{-1} and 4.41×10^{-6} K^{-1}, respectively. The specific heat capacity of the C/SiC brake materials increases with the temperature increasing, but the rate of the specific heat capacity rise decreases gradually. From 100 ℃ to 1400 ℃, the specific heat capacity increases from 1.14 J/(g·K) to 1.92 J/(g·K). The thermal diffusivity of the C/SiC brake materials decreases to constant with the temperature increasing. The thermal diffusivity parallel to friction surface is obviously larger than that perpendicular to friction surface.

Keywords: 3D needled C/SiC; brake materials; thermal physical properties; chemical vapor infiltration; reactive melt infiltration

C/SiC 复合材料不仅保留了陶瓷材料的耐高温、低密度、高比强、高比模和抗氧化等优异性能，而且克服了陶瓷材料脆性大和可靠性差等致命弱点，具有类似金属的断裂行为、对裂纹不敏感、没有灾难性损毁等特点[1-3]，使 C/SiC 复合材料作为刹车材料成为可能。

C/SiC 刹车材料是继粉末冶金材料和 C/C 复合材料之后，近年发展的一种高性能刹车材料。与粉末冶金刹车材料相比，C/SiC 复合材料具有密度低、耐高温、高强度、摩擦性能稳定、磨损量小、制动比大和使用寿命长等优点[4-5]。与 C/C 刹车材料相比，C/SiC 刹车材料由于引入适量 SiC 陶瓷硬质材料作为基体，不仅有效提高了材料的抗氧化性和摩擦系数，而且显著改善了摩擦性能对外界环境介质(潮气、霉菌和油污等)的敏感性，被公认为新一代刹车材料[6-9]。德国宇航院(DLR)以高档轿车刹车盘为应

收稿日期： 2010-05-10；**收修改稿日期：** 2010-08-22
基金项目： 国家自然科学基金(50672076)；凝固技术国家重点实验室自主研究项目(46-QP-2009)
通讯作者： 范尚武，博士，讲师，主要研究方向为陶瓷基复合材料设计、制备及表征 E-mail：shangwu_fan@nwpu.edu.cn

用目标，率先进行了 C/SiC 刹车材料的研究，在汽车、高速列车和飞机等领域引起极大关注。目前已在保时捷(Porsche 911 Turbo)和新款奥迪 A8L 等高档汽车上成功应用，其寿命是钢刹车的 4 倍多，可满足轿车的使用寿命——行驶 30 多万公里，无需更换刹车盘[10-15]。近年来，国际上对 C/SiC 飞机刹车材料进行了大量研究，表明 C/SiC 刹车材料是极具竞争力的新一代飞机刹车材料[6, 16-21]。国内中南大学肖鹏等人关于 C/SiC 刹车材料的研究也做了大量工作，但主要以汽车和高速列车为应用背景[22-23]；西北工业大学对 C/SiC 飞机刹车材料进行了大量研究工作[16-18, 24-26]，在张立同院士科研团队的共同努力下，已突破了全尺寸 C/SiC 飞机刹车盘工程化关键技术，多种军用机型成功通过了惯性台全寿命考核，已有两种军用机型进行试飞测试。

刹车材料是结构-功能一体化材料，既要求具有良好的力学性能，又要求具有优良的摩擦磨损性能和热学性能，以及优良的化学稳定性。目前关于 C/SiC复合材料热物理性能的研究报道主要是化学气相渗透(CVI)工艺制备的 C/SiC 复合材料[27-28]，而关于 CVI 结合反应熔体浸渗(RMI)工艺制备的 C/SiC 复合材料热物理性能的研究报道较少。本文中通过 CVI 结合 RMI 工艺制备了三维针刺 C/SiC 飞机刹车材料，系统研究了 C/SiC 飞机刹车材料热物理性能随温度的变化规律。

1 实 验

1.1 三维针刺 C/SiC 刹车材料的制备

采用三维针刺碳纤维预制体，通过 CVI 结合 RMI 工艺制备了 C/SiC 飞机刹车材料。C/SiC 飞机刹车材料的密度约为 2.1 g/cm^3，开气孔率约为 4.4%，由 C、SiC 和 Si 三部分组成，其质量分数分别约为 65%、27%和 8%[17]。

1.2 三维针刺 C/SiC 刹车材料热物理性能测试

1.2.1 C/SiC 刹车材料的热膨胀系数

热膨胀系数试样的取样方向分为平行和垂直于摩擦面方向两种，试样为长条状，尺寸为 20 mm×3 mm×5 mm。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 1300 ℃，升温速度为 3 ℃/min，测试过程以氩气为保护气体。

1.2.2 C/SiC 刹车材料的热扩散系数

热扩散系数试样的取样方向分为平行和垂直于摩擦面方向两种，试样为圆片状，尺寸为ϕ12.7 mm×2 mm。采用德国 Netzsch 公司生产的 LFA 427 激光导热仪。测量范围从室温到 1300 ℃，升温速度为 3 ℃/min，测试过程以氩气为保护气体。

1.2.3 C/SiC 刹车材料的比热容

比热容试样分为 100～400 ℃、500～800 ℃和不小于 900 ℃三种温度区间的测试试样，形状尺寸如图 1 所示，参照国军标 GJB 330A—2000 测试。本项测试在航天 703 所进行。

1.3 分析与测试

利用光学显微镜(OLYMPUS PM-T3，OLYMPUS LEXT-OLS 3000)和扫描电子显微镜(SEM，S-4700)观察分析材料的微观结构。采用压汞测孔仪(POREMASTER33-7)测试 C/SiC 刹车材料的孔隙分布，试样尺寸为 9 mm×6 mm×3 mm。

2 结果与讨论

2.1 C/SiC 刹车材料的热膨胀系数

图 2 为 C/SiC 刹车材料的热膨胀系数随温度变化曲线。可以看出，热膨胀系数随温度的升高总体呈增大趋势，但有波动。相同温度下，垂直于

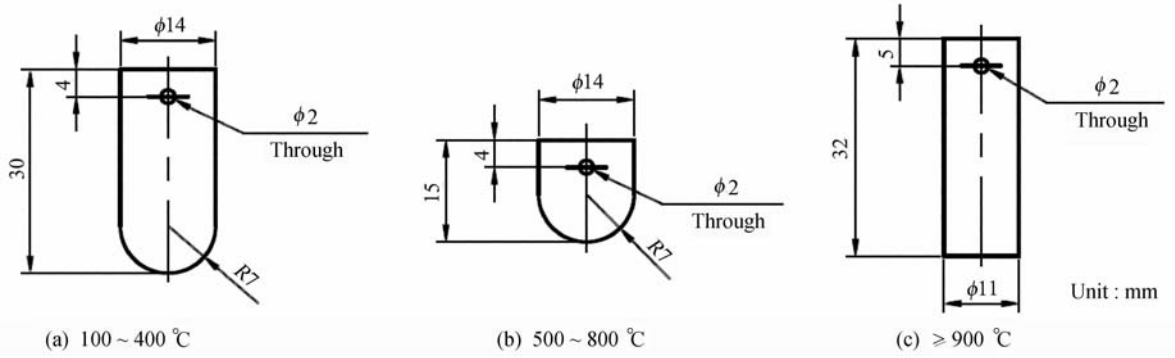

图 1 比热容试样的形状和尺寸

Fig. 1 Shape and dimension of specific heat samples

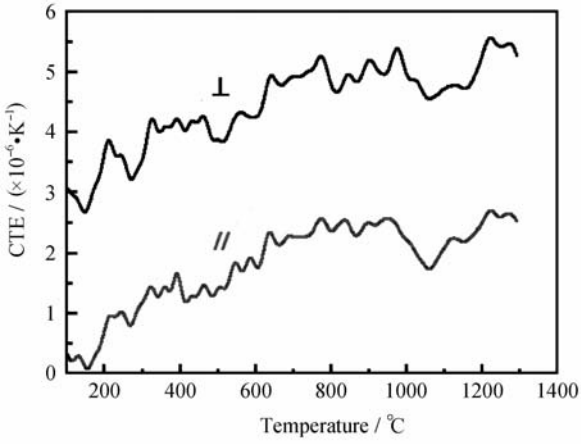

图 2　C/SiC 刹车材料的热膨胀系数随温度变化曲线

Fig. 2　CTE versus temperature for C/SiC brake materials

摩擦面方向的热膨胀系数远大于平行方向。从室温至 1300 ℃，平行和垂直于摩擦面方向的平均热膨胀系数分别为 1.75×10^{-6} K^{-1}和 4.41×10^{-6} K^{-1}。

固体材料热膨胀本质归结为点阵结构中原子间平均距离随温度升高而增大[29]，因此材料热膨胀系数一般随温度升高而增大。热膨胀系数随温度波动变化是由材料内部的裂纹、间隙和孔隙等所致。

图 3 为三维针刺 C/SiC 刹车材料的三维视图。可知，C/SiC 刹车材料由 0°无纬布层、短纤维胎网层、90°无纬布层以及针刺纤维束组成，SiC 和残余 Si 主要分布于图 3 中白色区域，碳纤维和热解炭(PyC)主要分布在图 3 中黑色区域，可见材料中碳纤维、PyC、Si 和 SiC 各相分布不均匀。其中，刹车材料的摩擦面平行于无纬布层。

图 4 为 C/SiC 刹车材料孔隙的孔径分布典型曲线。可见，C/SiC 内孔径大小呈现明显的双峰分布。孔径尺寸主要分布在 0.1～2 μm 以及 10～100 μm之间。10 μm 以下的孔隙主要分布在无纬布层的纤维束内(如图 5(b)所示)，而稍大一点的孔隙主要分布在胎网层(如图 5(a)所示)。

当 C/SiC 刹车材料从制备温度冷却至室温时，由于 C/SiC 中的碳纤维、PyC、Si 和 SiC 各相的热膨胀系数相差较大(如表 1 所示)，导致各相界面处存在大的热应力，使材料内部产生大量微裂纹(如图 6 所示)，裂纹主要分布在 Si 和 SiC 相区域(白色区域为 Si，灰色区域为 SiC)。

由于碳纤维径向热膨胀系数远大于 PyC、Si 和 SiC 各相的热膨胀系数(见表 1)，从制备温度冷却至室温时，降温收缩使得纤维和基体脱离，出现间隙(如图 7 所示)。

C/SiC 刹车材料因热应力产生的裂纹和间隙实质上是热应力重新分布的结果。由于碳纤维、PyC、Si 和 SiC 各相分布不均匀，所以材料因制备而产生的热应力分布亦不均匀，导致材料中微裂纹和间隙分布不均匀。

在制备温度以下，C/SiC 刹车材料受热膨胀过程实质上是材料内部热应力释放的过程。由于材料内部各相的热膨胀系数不同，材料受热膨胀时热应力释放并不均匀，而是一个渐变的过程。材料内部各相热膨胀首先要填充各相附近的裂纹、间隙和孔隙。当膨胀以填充内部裂纹、间隙和孔隙为主时，材料热膨胀系数表现出下降趋势。反之，材料热膨胀系数表现出上升趋势。因此，材料的热膨胀系数随温度升高总体呈增大趋势，但有波动。平行方向

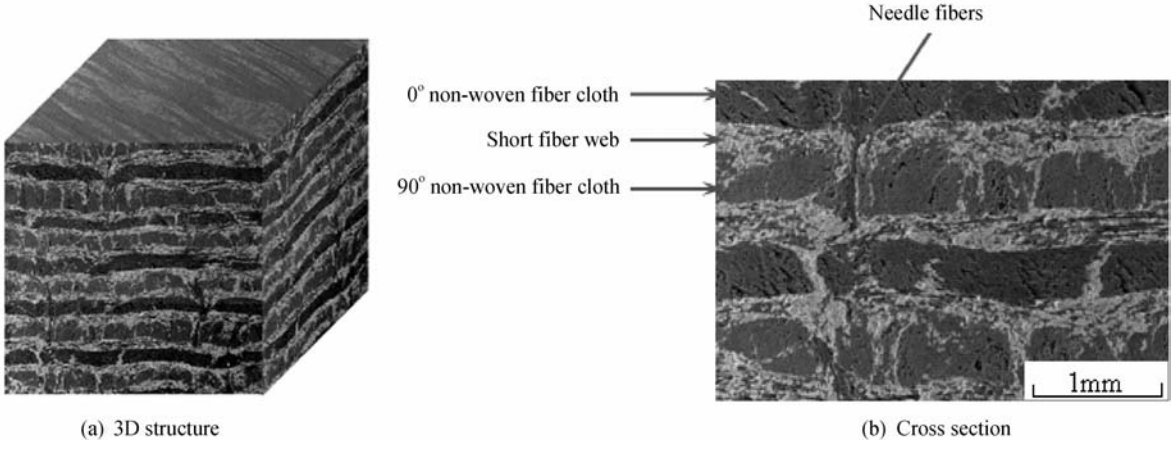

图 3　C/SiC 刹车材料的三维视图[16]

Fig. 3　Three dimensional view of the C/SiC brake material[16]

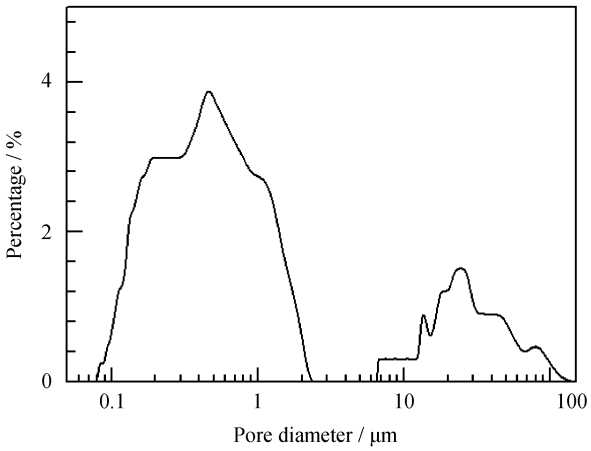

图 4　C/SiC 刹车材料中孔隙的孔径分布典型曲线

Fig. 4　Typical curve of pore diameter distribution in C/SiC brake materials

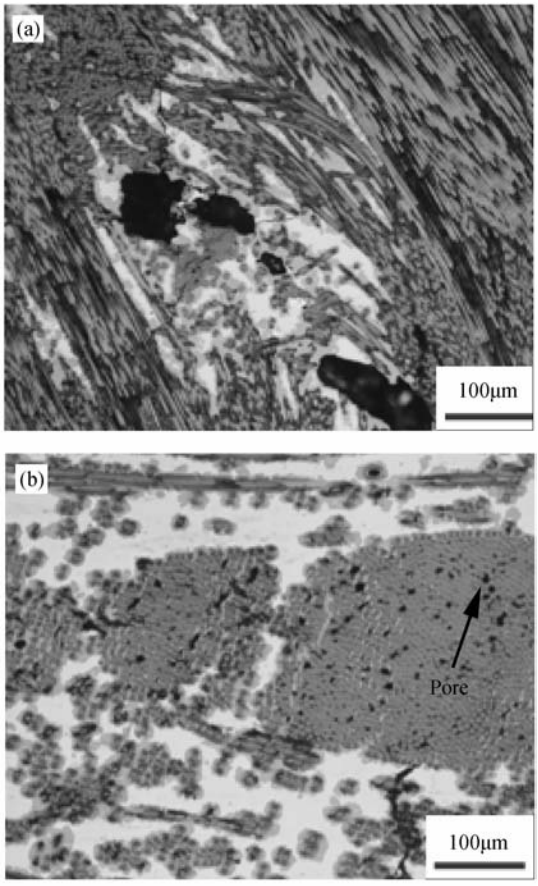

图 5　C/SiC 刹车材料中孔隙分布的光学显微照片

Fig. 5　Optical micrographs of pores distribution in C/SiC brake materials

表 1　碳纤维、SiC、Si 和 PyC 的膨胀系数

Table 1　CTE of carbon fibers, SiC, Si and PyC

	T-300 [30-31]		SiC[32]	PyC[33]	Si[34]
	Radial	Axial			
CTE/ ($\times10^{-6}K^{-1}$)	8.85	−0.7～0.93	4.5	1.8	2.59±0.05

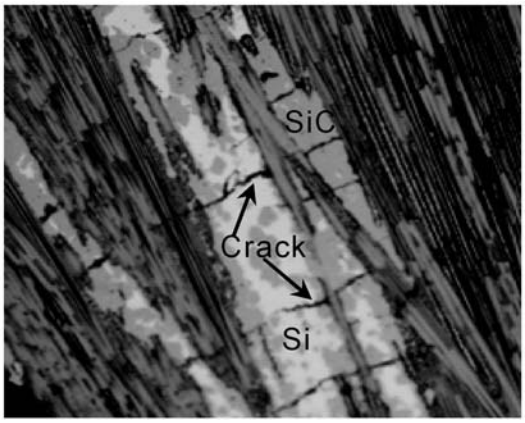

图 6　C/SiC 刹车材料中裂纹及其分布的光学显微照片

Fig. 6　Optical micrographs of the crack morphologies and distribution in C/SiC brake materials

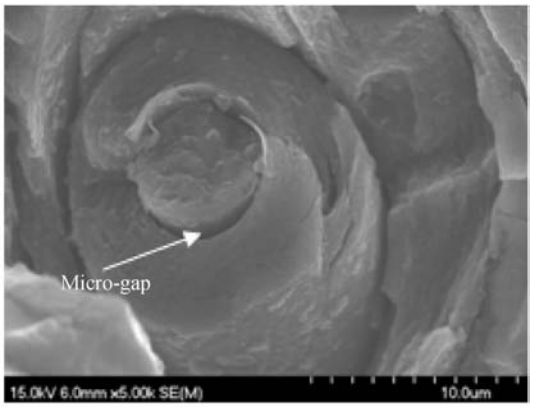

图 7　碳纤维与热解炭之间微间隙的 SEM 照片

Fig. 7　SEM photo of the micro-gap between carbon fiber and PyC

和垂直方向的试样都含有胎网层、0°/90°无纬布层，两个方向结构相似，只是平行于试样长度方向的纤维数量有差异，因此，两个方向的热膨胀系数波动规律相似。

C/SiC 刹车材料的热膨胀系数受 PyC、Si 和 SiC 各基体相热膨胀系数、无纬布层碳纤维和少许针刺纤维热膨胀系数的影响。相对而言，平行摩擦面方向的热膨胀系数主要受无纬布层碳纤维的轴向热膨胀系数控制；垂直摩擦面方向的热膨胀系数主要受无纬布层碳纤维的径向热膨胀系数控制。而碳纤维的径向热膨胀系数（约 8.85×10^{-6} K^{-1}）远大于轴向（$(-0.72\sim0.93)\times10^{-6}$ K^{-1}）[30-31]。因此，在相同温度下，C/SiC 刹车材料垂直于摩擦面方向的热膨胀系数远大于平行方向的。

2.2　C/SiC 刹车材料的比热容

比热容是分子热运动的能量随温度而变化的物

理量，是物体温度升高 1 K 所需的能量，是材料储热能力的标度。图 8 为 C/SiC 刹车材料的比定压热容随温度的变化曲线。可知，C/SiC 刹车材料的比定压热容随温度升高而升高，但升高的速率逐渐减小。温度从 100 ℃升到 1400 ℃，其比定压热容从1.14 J/(g·K)升高到 1.92 J/(g·K)。这是因为物体的温度决定物体内质点热运动的强度，温度高则质点运动的振幅大，吸收的热量多，比定压热容也大。根据德拜热容理论，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[29]。因此，C/SiC 刹车材料的比定压热容随温度升高而升高，但升高速率逐渐减小。

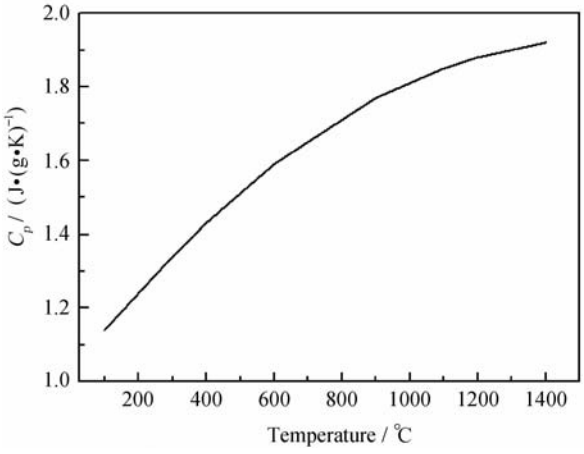

图 8　C/SiC 刹车材料的比定压热容随温度变化曲线

Fig. 8　Specific heat capacity versus temperature for C/SiC brake materials

2.3　C/SiC 刹车材料的导热性

在刹车过程中，摩擦表面温度过高会导致刹车材料的摩擦性能不稳定[5, 35]。在既定的刹车条件下，刹车材料的导热性能越好，刹车盘的散热性就越好，可以有效降低摩擦面温度，从而提高其摩擦性能。

热导率和热扩散率都可以用来表征材料的导热性，它们之间既有区别，也有内在联系。热导率是指单位温度梯度下，单位时间内通过单位垂直面积的热量，又称为导热系数。热扩散率表征材料在加热或冷却过程中各部分温度趋于一致的速率。它们之间有如下关系：

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

式中：α 为热扩散率(cm^2/s)；λ 为热导率(W/(m·K))；C_p 为比定压热容(J/(g·K))；ρ 为材料密度(g/cm^3)。

图 9 为 C/SiC 刹车材料的热扩散率随温度的变化曲线。可见，热扩散率随温度的升高而降低，并趋于常量；平行于摩擦面方向(无纬布层方向)的热扩散率明显大于垂直于摩擦面方向的热扩散率。

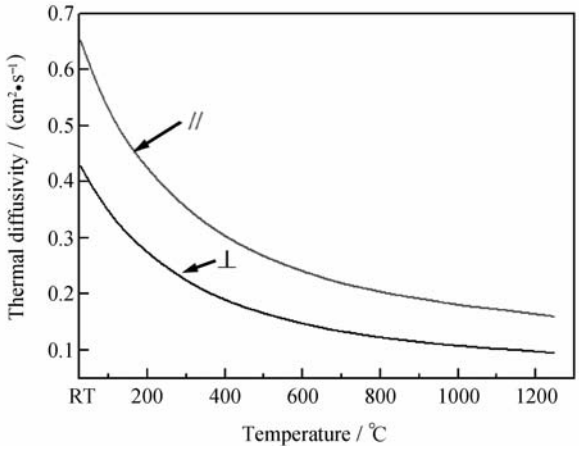

图 9　C/SiC 刹车材料的热扩散率随温度变化曲线

Fig. 9　Thermal diffusivity versus temperature for C/SiC brake materials

从微观机制上说，C/SiC 复合材料导热主要是靠晶格振动的格波(也就是声子)的运动来实现的。格波按照频率不同可分为声频支和光频支两大类。在温度不太高时，光频支格波的能量很微弱，声频支格波在热量传输中起决定作用，其中声子间的交互作用对热传导起主要作用[29, 36]，其热导率的表达式如下：

$$\lambda = A\int C(\varpi)\upsilon l(\varpi)\mathrm{d}\varpi \tag{2}$$

式中：λ 为材料的热导率；C 为比热容；υ 为声子速率；l 为声子平均自由程；ϖ 为声子振动频率；A 为常数。

其中声子速率 υ 只与复合材料的密度和弹性模量相关，因此 υ 可以被视为常数。比热容 C 和声子平均自由程 l 都是声子振动频率 ϖ 的函数。结合式(1)和式(2)可知，材料的热扩散率随声子平均自由程 l 增大而增大。在声子间的交互作用中，声子平均自由程对温度非常敏感[37]。随着温度的升高，声子振动能量加大，频率加快，碰撞增多，所以 l 减小，材料热扩散率下降。由于自由程减小有一定限度，在高温下最小自由程等于几个晶格间距[29]，所以高温时热扩散率趋于常量。

碳纤维具有明显的各向异性，纤维轴向的热导率约为径向的数倍甚至数十倍，聚丙烯腈(PAN)基

高模碳纤维，其径向热导率是 10 W/(m·K)，而轴向热导率则达到了 100 W/(m·K)[38]。因此，纤维取向对 C/SiC 刹车材料的导热性能影响很大。在平行于无纬布层方向，无纬布层内含有大量导通的连续纤维，碳纤维的轴向导热性能起主要作用；而在垂直于无纬布层方向，没有完全导通的连续纤维，层与层之间碳纤维的径向导热性能起主要作用，而且在胎网层含有大量孔洞，孔洞影响导通作用。因此，C/SiC 刹车材料在平行于摩擦面方向(平行于无纬布层方向)的热导率和热扩散率明显高于垂直于摩擦面方向的热导率和热扩散率。

3 结 论

(1) C/SiC 刹车材料的热膨胀系数随温度升高总体呈增大趋势，但呈规律性波动；在相同温度下，垂直于摩擦面方向的热膨胀系数远大于平行方向的热膨胀系数。从室温至 1300 ℃，平行和垂直于摩擦面方向的平均热膨胀系数分别为 1.75×10^{-6} K^{-1} 和 4.41×10^{-6} K^{-1}。

(2) C/SiC 刹车材料的比热容随温度的升高而升高，但升高速率逐渐减小。温度从 100 ℃升到 1400 ℃，其比热容从 1.14 J/(g·K)升高到 1.92 J/(g·K)。

(3) C/SiC 刹车材料的热扩散率随温度的升高而降低，并趋于常量。平行于摩擦面方向的热扩散率明显大于垂直于摩擦面方向的热扩散率。

参考文献：

[1] Naslain R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors: An overview [J]. Composites Science and Technology, 2004, 64: 155-170.

[2] Rosso M. Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 175(1/2/3): 364-375.

[3] 张立同，成来飞，徐永东. 新型碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展 [J]. 航空制造技术，2003(1): 24-32.
Zhang Litong, Cheng Laifei, Xu Yongdong. Progress in research work of new CMC-SiC [J]. Aeronautical Science and Technology, 2003(1): 24-32.

[4] Breuer B, Dausend U. Advanced brake technology [M]. USA: SAE International, 2003: 37-50.

[5] Krenkel W, Heidenreich B, Renz R. C/C-SiC composites for advanced friction systems [J]. Advanced Engineering Materials, 2002, 4(7): 427-436.

[6] Vaidyaraman S, Purdy M, Walker T, et al. C/SiC material evaluation for aircraft brake applications [C] // Proceedings of 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC4). Germany: Wiley VCH, 2001: 802-808.

[7] Krenkel W, Henke T. Design of high performance CMC brake discs [J]. Key Engineering Materials, 1999, 164/165: 421-424.

[8] Krenkel W. C/C-SiC composites for hot structure and advanced friction systems [J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2003, 24(4): 583-592.

[9] Mühlratzer A, Leuchs M. Application of non-oxide CMCs [C] // Proceedings of 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC4). Germany: Wiley VCH, 2001: 288-298.

[10] Pak Z S. C_f/SiC/C composites for frictional application [C] // Proceedings of 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC4). Germany: Wiley VCH, 2001: 820-825.

[11] Krenkel W. Cost effective processing of CMC composites by melt infiltration (LSI-process) [J]. Ceramic Engineering and Science Proceedings, 2001, 22(3): 443-454.

[12] Kochendorfer R. Low cost processing for C/C-SiC composites by means of liquid silicon infiltration [J]. Key Engineering Materials, 1999, 164/165: 451-456.

[13] Heidenreich B, Renz R, Krenkel W. Short fibre reinforced CMC materials for high performance brakes [C] // Proceedings of 4th International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites (HT-CMC4). Germany: Wiley VCH, 2001: 809-815.

[14] Krenkel W, Kochendörfer R. Method of manufacturing a friction element: US Patent, 6086814 [P]. 2000-11-07.

[15] Krenkel W, Berndt F. C/C-SiC composites for space applications and advanced friction systems [J]. Materials Science and Engineering, 2005, A412: 177-181.

[16] Fan S W, Zhang L T, Xu Y D, et al. Microstructure and tribological properties of advanced carbon/silicon carbide aircraft brake materials [J]. Composites Science and Technology, 2008, 68: 3002-3009.

[17] Fan S W, Zhang L T, Xu Y D, et al. Microstructure and properties of 3D needle-punched carbon/silicon carbide brake materials [J]. Composites Science and Technology, 2007, 67: 2390-2398.

[18] Fan S W, Zhang L T, Cheng L F, et al. Effect of braking pressure and braking speed on the tribological properties of C/SiC aircraft brake materials [J]. Composites Science and Technology, 2010, 70: 959-965.

[19] Janitor J S. Starfire systems takes friction materials to the next level [EB]. (2005-04-11)[2005-04-11]. http://www.motorcyclephilippines.com/forums/showthread.php? t=23634.

[20] Rechard A D. Air force testing underway of starfire product [EB]. (2003-12-31)[2004-01-05]. http://www.bizjournals.com/albany/stories/2004/01/05/story7.html

[21] Laurie S M. Expansion plan for ellesmere port brake company surface transforms [EB]. (2010-11-10)[2010-11-10]. http://www.ellesmereportpioneer.co.uk/ellesmere-port-news/local-ellesmere-port-news/,2010/11/10/expansion-plan-for-ellesmere-port-brake-company-surface-transforms-55940-27626758/.

[22] 肖　鹏，熊　翔，任芸芸. 制动速度对C/C-SiC复合材料摩擦磨损性能的影响[J]. 摩擦学学报，2006，26(1)：12-17.
Xiao Peng，Xiong Xiang，Ren Yunyun. Effect of braking speed on friction properties of C/C-SiC composites [J]. Tribology，2006，26(1)：12-17.

[23] 肖　鹏，熊　翔，张红波，等. C/C-SiC陶瓷制动材料的研究现状与应用 [J]. 中国有色金属学报，2005，15(5)：668-674.
Xiao Peng，Xiong Xiang，Zhang Hongbo，et al. Progress and application of C/C-SiC ceramic braking materials [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals，2005，15(5)：668-674.

[24] 范尚武，徐永东，张立同，等. C/SiC摩擦材料的制备及摩擦磨损性能 [J]. 无机材料学报，2006，21(4)：927-934.
Fan Shangwu，Xu Yongdong，Zhang Litong，et al. Preparation and tribological properties of C/SiC friction materials [J]. Journal of Inorganic Materials，2006，21(4)：927-934.

[25] Tian G L，Fan S W，Zhang L T，et al. Frictional properties of C/SiC brake materials [J]. Journal of Solid Rocket Technology，2007，30(5)：454-458.

[26] 田广来，徐永东，范尚武，等. 高性能碳/碳化硅刹车材料及其优化设计 [J]. 复合材料学报，2008，25(2)：101-108.
Tian Guanglai，Xu Yongdong，Fan Shangwu，et al. High performance C/SiC brake materials and optimizing design [J]. Acta Materiae Compositae Sinica，2008，25(2)：101-108.

[27] Zhang Q，Cheng L F，Zhang L T，et al. Thermal expansion behavior of carbon fiber reinforced chemical-vapor-infiltrated silicon carbide composites from room temperature to 1400 ℃ [J]. Materials Letters，2006，60(27)：3245-3247.

[28] Cheng L F，Xu Y D，Zhang Q，et al. Thermal diffusivity of 3D C/SiC composites from room temperature to 1400 ℃ [J]. Carbon，2003，41(4)：707-711.

[29] 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，1992：108-162.

[30] Peebles L H. Carbon fibres：Structure and mechnical properties [J]. International Materials Reviews，1994，39(2)：75-92.

[31] 贺　福，王茂章. 碳纤维及其复合材料 [M]. 北京：科学出版社，1995：23-32.

[32] 尹洪峰，徐永东，成来飞，等. 连续碳纤维增韧 SiC 复合材料的制备与性能研究 [J]. 硅酸盐学报，2000，28(5)：437-440.
Yin Hongfeng，Xu Yongdong，Cheng Laifei，et al. Study on preparation and properties of continuous carbon fiber-reinforced silicon carbide composites [J]. Journal of the Chinese Ceramic Society，2000，28(5)：437-440.

[33] Mital S K，Murthy P L N. Characterizing the properties of a C/SiC composite using micromechanics analysis，AIAA/2001-1363 [R]. Seattle，Washington：AIAA，2001.

[34] Okada Y，Tokumaru Y. Precise determination of lattice parameter and thermal expansion coefficient of silion between 300 and 1500 K [J]. Journal of Applied Physics，1984，56(2)：314-320.

[35] Panier S，Dufrenoy P，Weichert D. An experimental investigation of hot spots in railway disc brakes [J]. Wear，2004，256：764-773.

[36] 宁青菊，谈国强，史永胜. 无机材料物理性能 [M]. 北京：化学工业出版社，2006：109-126.

[37] Luo R Y，Liu T，Li J S，et al. Thermophysical properties of carbon/carbon composites and physical mechanism of thermal expansion and thermal conductivity [J]. Carbon，2004，42：2887-2895.

[38] 刘　涛，罗瑞盈，李进松，等. 炭/炭复合材料的热物理性能 [J]. 炭素技术，2005，24(5)：28-33.
Liu Tao，Luo Ruiying，Li Jinsong，et al. Thermophysical properties of carbon/carbon composites [J]. Carbon Techniques，2005，24(5)：28-33.