

文章编号: 1004 - 0609(2003) 03 - 0651 - 07

热梯度 CVI C/C 材料的结构与性能^①

汤中华, 张海坡, 邹志强

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 以碳纤维整体毡为预制体, 采用热梯度 CVI 工艺制备了两种不同结构基体炭的 C/C 材料, 即 RL 结构和 SL 结构材料。采用光学金相仪, X 射线衍射仪, 硬度计, 激光导热仪等设备研究了沉积态和热处理态 C/C 材料的显微结构及热物理性能。对比研究了两种结构材料的力学性能及摩擦磨损性能。结果表明: 当密度超过一定值后, 密度对 C/C 材料的力学性能和摩擦性能的影响远不如 CVD 炭结构的影响大; 不管是沉积态还是热处理态, RL 结构材料的刹车性能曲线明显优于 SL 结构材料的刹车性能曲线, 这意味着 CVD 炭的微观结构不同是造成 C/C 材料摩擦性能差异的根本原因。

关键词: 预制体; 热梯度 CVI; C/C 材料; 摩擦磨损性能

中图分类号: TB 332

文献标识码: A

C/C 材料具有密度小, 热容大, 比强度高, 热稳定性好的优点。早期主要应用于航天工业, 如火箭的鼻锥、再入热防护系统、火箭发动机喷管、宇宙飞船的头部和机翼前缘等构件。后来作为刹车制动材料大量应用于航空领域。致密化是制备 C/C 材料的关键技术之一, 热梯度 CVI 作为一种快速致密化工艺受到越来越多的关注^[1-3]。以往的研究大多集中在致密化速率方面^[4-6], 本文作者的主要目的是研究热梯度 CVI 工艺制备的 C/C 复合材料的结构与性能。

1 实验

1.1 材料制备

材料制备在自行研制的热梯度 CVI 炉中进行, 采用规则的盘形碳纤维整体毡作为预制体, 预制体的外径为 110 mm, 内径为 45 mm, 厚度为 15~20 mm。以丙烯为炭源气, H₂ 或 N₂ 为稀释气体。沉积温度为 820~1 200 °C, 沉积时间为 120 h。试样经 CVI 增密后分为两组。一组为沉积态, 另一组经 2 300 °C 最终热处理。

1.2 性能检测

采用 MeF3A 型金相显微镜对 C/C 材料的偏光显微结构进行观察与分析。用 JR-2 激光导热仪测

定材料在垂直摩擦面方向上的热扩散率, 样品的尺寸为 d 10 mm × 4 mm。采用粉末样, 用 Rigaku-D/max-3C 型 X 射线衍射仪对材料的微晶参数进行测试。利用 A-200 型硬度计测试材料的表观硬度。利用 CSS1000 电子万能试验机对材料的抗弯、抗剪强度进行测试, 抗弯试样尺寸规格为 55 mm × 10 mm × 4 mm, 跨距为 40 mm, 抗剪试样尺寸规格为 36 mm × 10 mm × 4 mm, 跨距为 24 mm。在 MM-1000 摩擦磨损试验机上进行摩擦磨损性能测试, 摩擦环试样外径为 75 mm, 内径为 53 mm, 厚度为 14~16 mm, 试验在转速 $n=7\ 500$ r/min, $J=3.0$ kg·cm·s², $p=60$ MPa 和 $p=100$ MPa 的条件下进行。

2 结果与讨论

2.1 C/C 复合材料的显微结构

CVI C/C 材料在偏光下具有 3 种典型的结构, 即 RL、SL 及 ISO 结构^[7]。本实验制备的 C/C 材料分别为 RL 和 SL 结构, 如图 1 所示。

从图 1 中可以看出, 在偏振光下, RL 结构有很多的不规则消光条纹。这种现象只有当基体碳的基平面垂直或平行于偏振光的时候才会出现, 这说明这种结构具有一定的晶体取向性。在偏光显微镜下, 粗糙层表面上看比较粗糙, 但这不是因抛光技

① 基金项目: 国家重点工业性试验资助项目(计高科[1998]1817)

收稿日期: 2002-06-28; 修订日期: 2002-09-26

作者简介: 汤中华(1968-), 男, 讲师, 博士研究生。

通讯联系人: 汤中华, 博士研究生; 电话: 0731-8830071

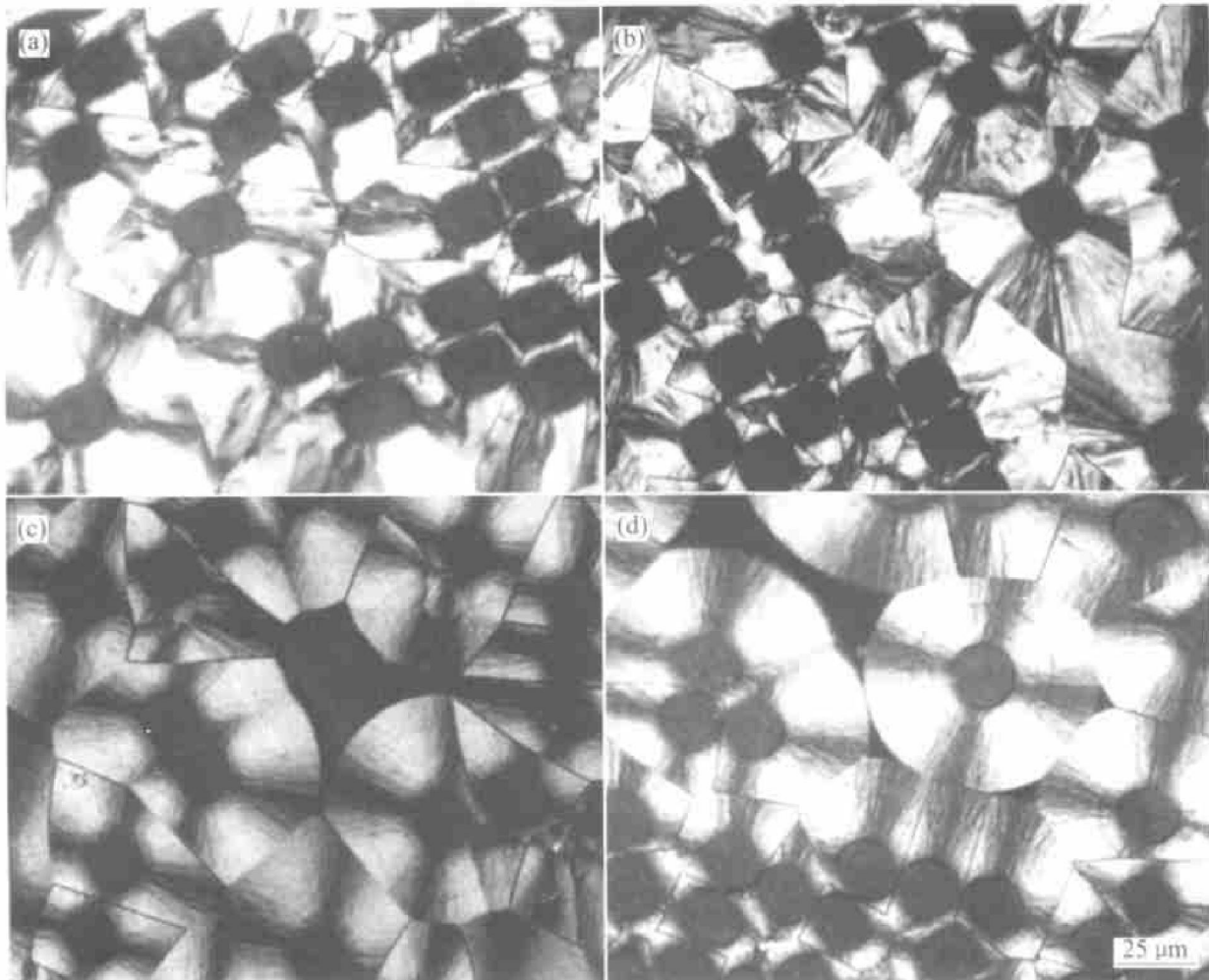


图 1 C/C 复合材料的偏光显微结构

Fig. 1 Microstructures of C/C composites under polarized light

(a) —RL, as deposited; (b) —RL, heat treated; (c) —SL, as deposited; (d) —SL, heat-treated

术所造成的, 而是它的光学本性。经热处理后, RL 结构的偏光显微组织看上去并没有发生很大的变化, 只是表面变得更加粗糙。SL 结构在偏振光下显现非常大的十字消光条纹, 表面上看较光滑。经热处理后, 在碳纤维的外围产生同心环状裂纹, 如图 1(d) 所示。SL 与 RL 结构沉积炭在结构上的差别应该与微晶的聚集状态和取向有关。

2.2 C/C 复合材料的热物理性能

表 1 所列为两种不同结构 C/C 复合材料的物理性能。从表中可以看出, 在沉积态, 两种不同结构材料 A、B 的 $d_{(002)}$ 及 L_c 相差不大, 但经 2 300 °C 热处理后材料 A 的石墨化度达到 59.6%, 而材料 B 的石墨化度只有 26.5%。这说明材料 A 较易石墨化, 而材料 B 较难石墨化。这种差异是材料内部结构不同造成的, 由于材料 A 中 CVD 炭为 RL 结构, 而材料 B 中的 CVD 炭为 SL 结构, 这两种基本结构都属于乱层石墨结构, 但其中微晶的聚集状态却大不一样。微晶的聚集状态以基本平行的定向和杂乱

交错的定向为两个极端, 其间还存在一些定向不同的中间状态, 对于 RL 结构, 微晶基本平行定向, 而对于 SL 结构, 微晶的定向性变差。微晶间出现一定程度的交叉连接, 在微晶的交叉连接中间形成微孔 ($< 2 \text{ nm}$)。

在石墨化过程中, 微晶的结构发生两个方面的变化, 一方面一些大致处于同一平面的微晶层片逐渐结合成新的平面体, 碳网平面迅速增大; 另一方面, 在垂直于层面的方向上进行层面的扭转重排, 从而使有序排列的层数增加。总之, 石墨化的结果是使炭材料的 $d_{(002)}$ 值下降, L_c 值升高。但不同结构的炭材料对石墨化温度的敏感程度是不一样的。由于微晶的择优取向在乱层结构炭到石墨的转变过程中十分重要, 因此 RL 结构材料比 SL 结构材料更易石墨化。

从表 1 还可以看出, 在沉积态, 两种结构材料的导热系数均很低, 说明两种材料的沉积态的导热性能都很差。但经 2 300 °C 热处理后, 与 SL 结构材料相比, RL 结构材料的导热系数要高得多。C/C

表 1 两种不同结构 C/C 材料的热物理性能

Table 1 Thermal and physical properties of two different types of C/C composites

Specimen code	State	Optical texture	Bulk density/ (g·cm ⁻³)	Apparent hardness, HRA	<i>d</i> ₍₀₀₂₎ / nm	<i>L</i> _c /nm	Graphitization degree, g/%	Thermal conductivity, λ _⊥ /(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)
A	As deposited	RL	1.66	87.2	0.344 59	5.9		8.85
A	Heat-treated	RL	1.66	56.9	0.338 88	16.6	59.6	45.43
B	As deposited	SL	1.70	80.1	0.344 63	5.0		2.50
B	Heat-treated	SL		58.4	0.341 72	8.4	26.5	10.88

材料是靠弹性晶格的非简谐振动(即声子间的相互作用)传导热量。在室温下材料的热传导系数 λ 主要由声子平均自由程 *L* 的大小来决定,而 *L* 的大小取决于声子碰撞和散射,与平均微晶尺寸成正比^[8]。

经过热处理后的 C/C 材料,微晶层间距越小,其石墨化度 *g* 越高,微晶平均尺寸就越大,声子的平均自由程 *L* 就越大,则材料的导热系数就越高。此外,热处理使材料的晶格缺陷减少,晶体结构趋于完善,则影响声子散射的因素减弱,导热系数相应增大。

另外,从表 1 中 A、B 两种材料在不同状态下的表观硬度 HRA 值的比较中可以看出,在沉积态,RL 结构材料的 HRA 值略高于 B 材料的 HRA 值。经 2 300 ℃ 热处理后,两种材料的硬度均明显下降,且 RL 结构材料下降得更多,这可能是由于 RL 结构材料石墨化度比 SL 结构材料的石墨化度高造成的。

2.3 C/C 材料的力学性能

表 2 所列为所得 C/C 材料的力学性能,从表中可以看出,RL 结构和 SL 结构的强度和模量经热处理后均下降。对于 RL 结构材料,经 2 300 ℃ 热处理后其抗弯强度比 SL 结构材料下降得更多,但其抗剪性能下降得不多。比较两种材料的密度和抗弯强度可以看出,当 C/C 材料的密度增大到一定程度时,密度对材料力学性能的影响不如基体炭结构对力学性能的影响大。对于抗剪强度,存在同样的规律,因此可以认为,在沉积态,具有 RL 结构的 α_B

与 α_S 要高于具有 SL 结构材料的 α_B 与 α_S。在热处理态,由于表 2 中所列的两种结构的体积密度相差很大,因此不便对其抗弯性能进行比较,与抗弯强度有所不同的是,不管是在沉积态还是在热处理态,RL 结构的 α_S 均大于 SL 结构材料的 α_S。这可能是由于在测抗弯、抗剪强度时,材料断裂失效的机理不同的缘故。综上所述,对于同种坯体,当材料密度达到一定值后,决定材料力学性能的主要因素是 CVD 炭的结构和石墨化度。

2.4 C/C 材料的摩擦磨损性能

2.4.1 C/C 材料的摩擦性能

图 2 所示为两种不同结构材料在沉积态和热处理态的摩擦性能曲线。图中横坐标为刹车时间,纵坐标为摩擦因数。将每种条件下的摩擦性能曲线的特征进行归纳总结,将其结果于表 3 中给出。

从表 3 的结果可以看出,尽管 RL 结构材料的密度比 SL 结构的要低得多,但不管是沉积态,还是热处理态,其摩擦曲线均比 SL 结构材料的要好得多。通常认为,RL 结构材料摩擦因数曲线较平稳是因为 RL 结构材料经高温热处理后石墨化度较高,导热性能好的缘故。这一结论可以解释在热处理态 RL 结构材料与 SL 结构材料的摩擦性能存在差异,但不能解释 RL 结构与 SL 结构材料在沉积态的摩擦性能的差异。由本研究结果可知,在沉积态 RL 与 SL 结构都远离石墨结构,两者在垂直方向上的导热性能都很差,沉积态的表观硬度值也较

表 2 C/C 材料的力学性能

Table 2 Mechanical properties of C/C composites

Specimen code	Optical texture	State	Density ρ/(g·cm ⁻³)	Bending strength, σ _B /MPa	Bending modulus, <i>E</i> _B /GPa	Shearing strength, σ _S /MPa	Shearing modulus, <i>E</i> _S /GPa
C	SL	As deposited	1.63±0.02	133.70	17.33	13.56	0.71
D	SL	Heat-treated	1.68±0.03	109.45	15.07	9.48	0.52
E	RL	As deposited	1.46±0.03	145.06	17.71	13.66	0.59
F	RL	Heat-treated	1.58±0.01	91.09	12.74	12.68	0.54

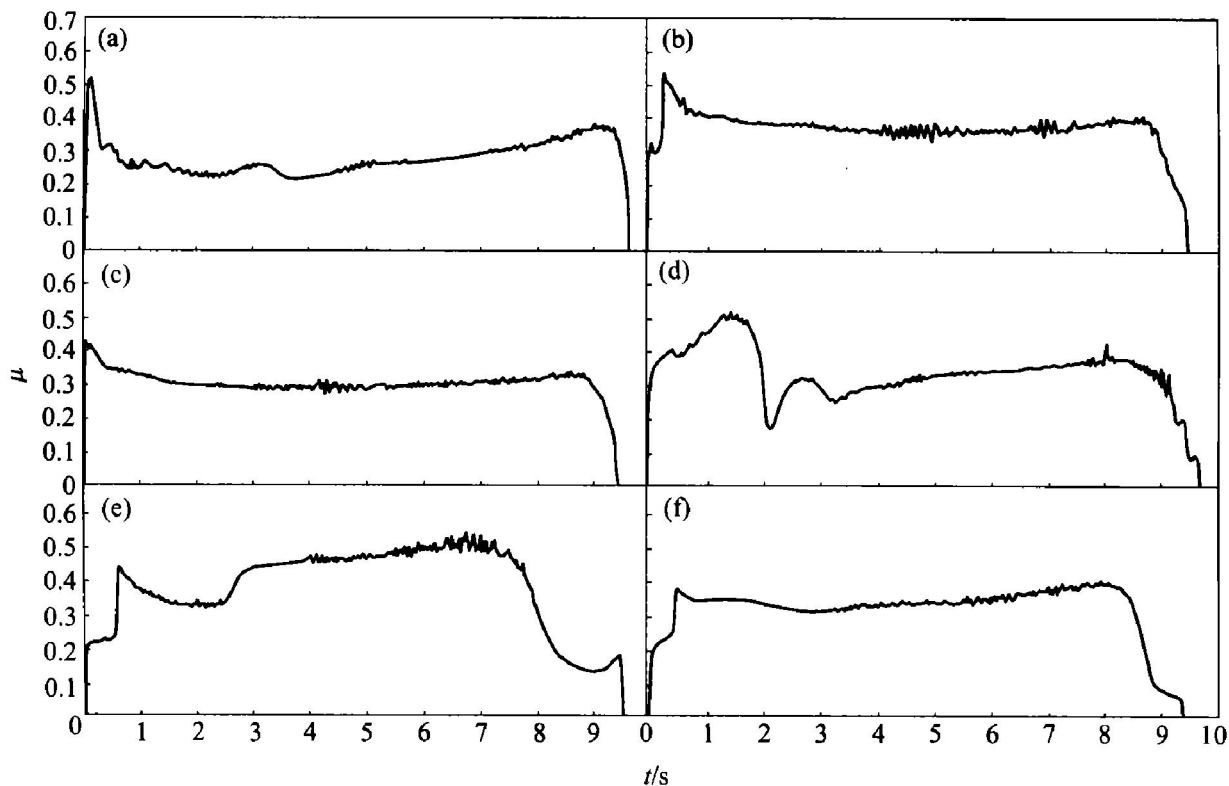


图 2 两种不同结构材料在不同状态下的刹车曲线

Fig. 2 Braking curves of two C/C composites after different treatments

(a) —RL, as deposited, 60 MPa; (b) —RL, heat-treated, 60 MPa; (c) —RL, heat-treated, 100 MPa;
(d) —SL, as deposited, 60 MPa; (e) —SL, heat-treated, 60 MPa; (f) —SL, heat-treated, 100 MPa

表 3 不同条件下的刹车曲线特征

Table 3 Characteristics of braking curves after different treatments

Fig. code	Density, $\rho / (g \cdot cm^{-3})$	Optical texture	State	Braking pressure, p / MPa	Mean friction coefficient μ	Characteristics of braking curves
2(a)	1.64	RL	As deposited	60	0.27	Quick response of initial moment peak, relatively smooth braking curve and no dilatory end
2(b)	1.64	RL	Heat-treated	60	0.36	Undesired response of initial moment peak, steady braking curve and slight dilatory end
2(c)	1.64	RL	Heat-treated	100	0.31	Good response of initial moment peak smooth and steady braking curve and no dilatory end
2(d)	1.80	SL	As deposited	60	0.31	Very unsteady braking curve
2(e)	1.80	SL	Heat-treated	60	0.38	Bad response of initial moment peak and unsteady braking curve
2(f)	1.80	SL	Heat-treated	100	0.32	Relatively steady braking curve, undesired response of initial moment peak and obvious dilatory end

为接近, 因此, 作者认为: 造成这种差异的根本原因在于材料的微观结构, 更确切地说, 在于 CVD 炭的微观结构赋予其不同的摩擦行为。研究表明^[9, 10], 在摩擦制动过程中摩擦表面形成的膜对 C/C 材料的摩擦磨损性能有重大的影响, 对此作者

持相同的看法。可能是由于材料的微观结构不同, 使得在摩擦制动时, 膜的形成机制与膜的特性不同造成了摩擦行为的差异。由于对膜的形成与特性还缺乏足够的认识, 因此这一推断尚有待于进一步的研究来加以证实。

从图 2 及表 3 还可以看出, 热处理及刹车压力对材料的摩擦性能的影响也是十分明显的。在本实验中, 经 2 300 °C 热处理后, 不管是 RL 结构还是 SL 结构材料, 表观硬度均显著下降, 这可能是造成热处理态两种材料在同样的刹车压力(60 MPa)下平均摩擦因数均明显增大的主要原因。

通常认为, 压力的变化会影响摩擦副表面微凸体高度及角度, 从而影响摩擦面之间的实际接触面积。C/C 材料属于一种弹塑性体, 在不同压力下, 会形成不同的摩擦表面, 因而具有不同的摩擦性能。从图 2 的结果来看, 压力从 60 MPa 增大到 100 MPa 时, 平均摩擦因数降低, 对两种不同结构材料, 随刹车压力的增大, 其刹车曲线均有明显的改善。这可能是由于提高压力更有利于形成光滑连续的碎屑膜的缘故。另外, 关于图 2(b), (e), (f) 中出现的对初始力矩峰不响应的现象, 原因可能比较复杂。分别对比图 2(a) 与图 2(b), 图 2(e) 与图 2(f) 可知, 对 RL 结构材料, 刹车压力由 60 MPa 增大到 100 MPa 后, 原先的起始不响应现象完全消除, 但对 SL 结构材料, 压力升高后, 该现象有所减轻, 但并未完全消除。

总的来看, 密度对摩擦性能曲线的影响远不如 CVD 炭结构对摩擦性能曲线的影响大。因此, 制备出具有 RL 结构的 C/C 材料是获得良好的摩擦性能的前提。

2.4.2 C/C 材料的磨损性能

表 4 所列为两种不同结构材料在不同状态下的摩擦磨损性能数据。

从表 4 中可以清楚地看到, 两种不同结构材料在沉积态的磨损量都很大, 但经 2 300 °C 热处理后, 两种材料的磨损量均下降。这是因为在沉积态, 两种材料的导热性能都很差, 在刹车过程中, 刹车盘不能及时把因摩擦而产生的大量热量传递出去, 使得摩擦表面温度升得过高, 造成炭盘表面严重氧化。氧化首先发生在摩擦表面的两侧, 如图 3(a),

(b) 所示, 可以看到炭盘内侧与外侧氧化烧蚀明显, 部分十分严重的只剩下碳纤维裸露在外面。而炭盘中间部分由于在刹车过程中紧贴在一起, 空气不易进入, 因而氧化轻微, 从磨面上可以看到一层光亮的碎屑膜, 膜屑的形状、尺寸、组成以及膜的厚度、连续性则在很大程度上取决于 CVD 碳的结构。从图 3(c), (d) 中可以看到, 与 SL 结构材料相比, 刹车时 RL 结构材料在表面能形成一层较细的、分布较均匀的、较连续的磨屑膜, 这层磨屑膜对材料的摩擦因数、刹车平稳性以及材料的磨损都有重大的影响。

在 C/C 材料的摩擦制动过程中, 可能出现的主要磨损形式有粘着磨损、磨粒磨损、疲劳磨损及氧化磨损, 对于不同材质、不同实验条件以及刹车的不同阶段, 其起主导作用的磨损机制是不一样的。对石墨化度很低的 C/C 材料, 在刹车过程中的主要质量损失为氧化损失^[11], 因此可以认为沉积态 C/C 复合刹车盘的主要磨损形式是氧化磨损。氧化一方面可使炭发生气化反应生成 CO 和 CO₂, 另一方面由于氧化削弱了摩擦表面和亚表面, 又可以加快机械磨损速率, 造成恶性循环。因此, 提高材料的石墨化度对提高材料的导热性能, 减少氧化磨损是极为重要的。尽管 SL 结构材料经 2 300 °C 石墨化后其石墨化度只提高到 26.5%, 但这已经使得它的磨损量大大减少。这从表 4 中可清楚地看到。RL 结构材料经 2 300 °C 石墨化后其石墨化度达到 59.6%, 导热性能也得到了极大的改善。但其在热处理态时磨损量比 SL 结构材料的还要略高(表 4), 这说明当材料的石墨化度提高到一定程度, 决定刹车材料磨损性能的主要磨损机制发生了变化。一般情况下, 如果不考虑氧化的作用, 石墨化度越高的材料, 磨损量越大, 因为石墨化度越高, 材料越软, 则摩擦副抗粘着磨损、磨粒磨损和疲劳磨损的能力均要下降^[12]。

从表 4 中还可以看到, 刹车压力增大, 两种材

表 4 C/C 材料的磨损性能

Table 4 Wear properties of C/C composites

Specimen code	Density/ (g·cm ⁻³)	Microstructure	State	Braking pressure/MPa	Mass wear rate of unit time and unit surface area/mg	Dimension wear rate of unit time and unit surface area/μm
A	1.64	RL	As deposited	60	48.79	
A	1.64	RL	Heat-treated	60	9.71	1.46
A	1.64	RL	Heat-treated	100	14.21	1.82
G	1.80	SL	As deposited	60	44.67	
G	1.80	SL	Heat-treated	60	9.36	0.75
G	1.80	SL	Heat-treated	100	10.39	0.88

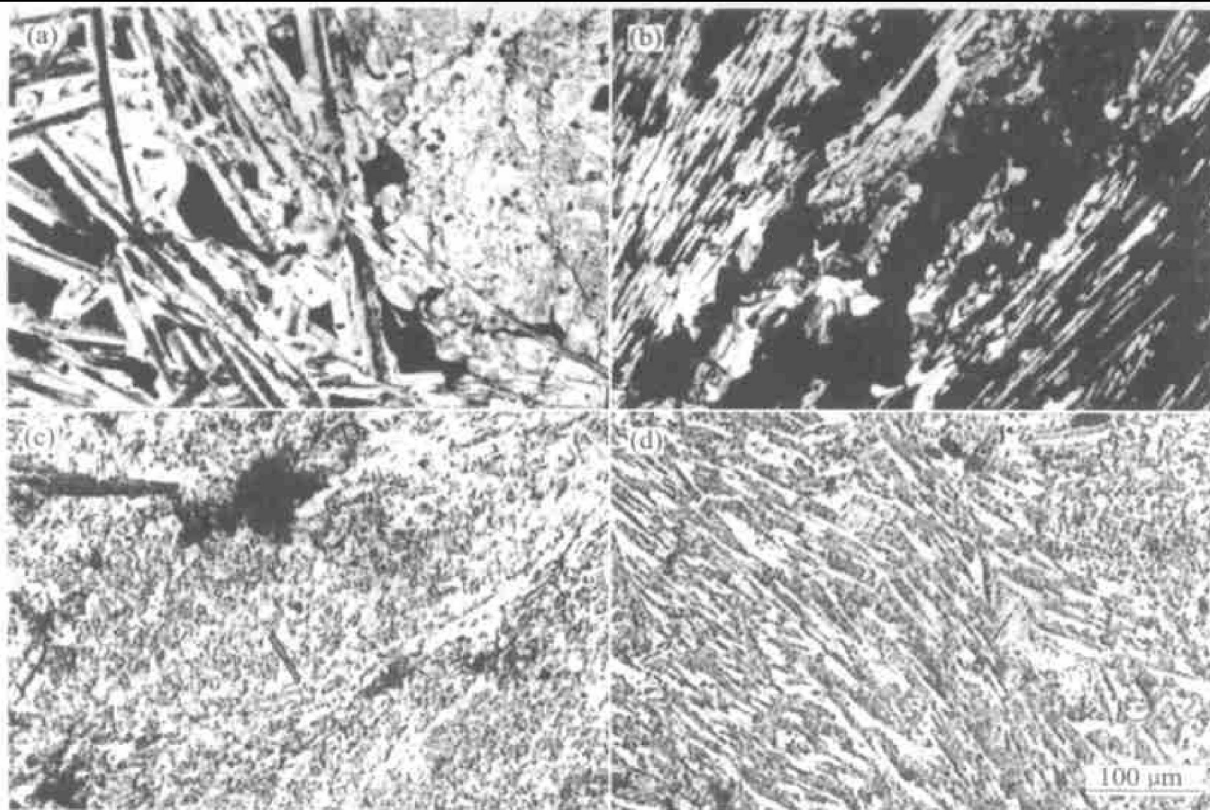


图 3 摩擦试环磨面微观组织

Fig. 3 Microstructures of friction surface of specimens
(a) —RL, as deposited, exterior; (b) —SL, as deposited, exterior;
(c) —RL, heat-treated, middle; (d) —SL, heat-treated, middle

料的磨损量都增大, 其中 RL 结构材料的磨损量随压力增加得更多一些。根据摩擦学原理^[12], 由粘着磨损、磨粒磨损、疲劳磨损这几种磨损机制导致的磨损率 Q 均可以表示为

$$Q = KW/H$$

式中 W 为载荷, H 为材料的硬度; 对不同的磨损机制, K 分别为粘着磨损系数、磨粒磨损系数、疲劳磨损系数。

由上式可知, 对同种材料, 载荷越大, 磨损量越大。前一节中已提到, 提高刹车压力有利于在摩擦副表面形成具有固体自润滑作用的磨屑膜。此膜的形成能降低材料的摩擦因数, 减小磨损。从本研究的实验结果来看, 由于压力升高造成的磨损率的增大要超过润滑膜导致的磨损降低。因此总的结果是随压力的增大, 材料的磨损率增大。RL 结构材料的磨损量之所以要比 SL 结构材料的磨损量要大(刹车压力为 100 MPa 时表现得更明显), 一方面是因为 RL 结构材料的密度偏低, 不耐磨, 另一方面是因为经 2 300 °C 热处理后, RL 结构材料比 SL 结构材料更软一些的缘故。

3 结论

1) 在沉积态, RL 与 SL 结构材料的 $d_{(002)}$ 与 L_c 值十分接近, 两者的导热性能都很差, 都远远偏离石墨晶体结构; 但经 2 300 °C 热处理后, RL 结构材料的石墨化度和导热性能比 SL 结构材料的要高得多。

2) 密度对 C/C 材料力学性能的影响不如 CVD 炭结构的影响大。对同种坯体结构, 当材料的密度超过一定值后, C/C 材料的力学性能主要取决于 CVD 炭的结构及材料的石墨化度。

3) 对沉积态, RL 结构材料的抗弯强度大于 SL 结构的抗弯强度。热处理使得两种材料的力学性能下降, 但 RL 结构的抗弯强度比 SL 结构的抗弯强度下降得更多。对沉积态与热处理态, RL 结构材料的抗剪强度均大于 SL 结构材料的抗剪强度。

REFERENCES

- [1] Goleck I, Morris R C, Narasimhan D, et al. Rapid densification of porous carbon composites by thermal gradient chemical vapor infiltration[J]. Appl Phys Lett, 1995, 66 (18): 2334 - 2336.
- [2] 邓景屹, 刘文川. 热梯度法化学气相渗温度控制[J]. 碳素技术, 1999, 6: 22 - 24.

- DENG Jing-yi, LIU Wei-chuan. Control of the deposition temperature in thermal gradient CVI[J]. Carbon Techniques, 1999, 6: 22 - 24.
- [3] 浦保健, 浦继强. 飞机炭刹车盘的快速气相沉炭[J]. 新型炭材料, 2000, 15(4): 27 - 29.
- PU Bao-jian, PU Ji-qiang. A rapid CVD method for manufacture of aircraft brake disk[J]. New Carbon Materials, 2000, 15(4): 27 - 29.
- [4] Vaidyaraman S, Jack Lackey W. Fabrication of Carbor carbon composites by forced flow-thermal gradient chemical vapor infiltration[J]. J Mater Res, 1995, 10(6): 1469 - 1477.
- [5] Golecki I, Morris R C, Narasimhan D. Method of rapidly densifying a porous structure[P]. US5348774, 1994.
- [6] 邹志强, 汤中华, 熊杰. 用热梯度 CVD 增密技术制造 C/C 复合刹车盘[J]. 新型炭材料, 2000, 15(2): 22 - 27.
- ZOU Zhi-qiang, TANG Zhong-hua, XIONG Jie. The manufacturing of C/C composite brake disk by means of thermal gradient CVD densification technique[J]. New Carbon Materials, 2000, 15(2): 22 - 27.
- [7] Barry Granoff. Microstructure of carbor-felt/ carbor-matrix composites[J]. Carbon, 1974, 12: 681 - 683.
- [8] 邱海鹏, 郭全贵, 宋永忠, 等. 石墨材料导热性能与微晶参数关系的研究[J]. 新型炭材料, 2002, 17(1): 36 - 40.
- QIU Hai-peng, GUO Quan-gui, SONG Yong-zhong, et al. Study on the relationship between thermal conductivity and microcrystalline parameters of bulk graphite[J]. New Carbon Materials, 2002, 17(1): 36 - 40.
- [9] Murdie, Ju C P, Don J, et al. Microstructure of worn pitch/resin/ CVI composites[J]. Carbon, 1991, 29: 335 - 342.
- [10] Hutton T J, Menaney B, Crelling J C. Structural studies of wear debris from carbor carbon composites aircraft brakes [J]. Carbon, 1999, 37: 907 - 916.
- [11] 邹林华. 航空刹车用 C/C 复合材料的结构及其性能 [D]. 长沙: 中南工业大学, 1999.
- ZOU Lin-hua. Microstructure and properties of C/C composites for aircraft brake applications[D]. Changsha: Central South University of Technology, 1999.
- [12] 全永昕. 工程摩擦学[M]. 杭州: 浙江大学出版社, 1994.
- QUAN Yong-xing. Engineering Tribology[M]. Hangzhou: Zhejiang University Press, 1994.

Microstructure and properties of C/ C composites prepared by thermal gradient CVI process

TANG Zhong-hua, ZHANG Hai-po, ZOU Zhi-qiang

(State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: With the carbon fiber integrated felts used as preforms, two different types of carbor carbon (C/C) composites, namely, rough laminar (RL) structure materials and smooth laminar (SL) structure materials were fabricated by thermal gradient CVI process. The microstructure and thermal and physical properties of the materials under different conditions were investigated by means of optical microscopy, X-ray diffractometer, hardness tester, thermal conductivity tester respectively. Furthermore, the mechanical, frictional and wear properties of the materials were also investigated. It is shown that the effects of microstructure of pyrocarbon on the mechanical and frictional properties outweigh by far the effects of bulk density on the corresponding properties when the bulk density amounts to a certain degree. It is also shown that, the frictional properties of both as-deposited RL structure material and heat-treated one are obviously superior to those of the SL structure material, which implies that the decisive factor in determining the frictional behavior of C/C composites turns to be the microstructure of pyrocarbon.

Key words: preforms; thermal gradient CVI; C/C composites; frictional and wear properties

(编辑 黄劲松)