

# 碳纤维增强 TiC 复合材料的制备与高温强度

Processing and Elevated Temperature Strength of TiC

Composites Reinforced with Carbon Fibers

宋桂明 ( 哈尔滨工业大学材料学院, 哈尔滨 150001)

武英 ( 北京矿冶研究总院, 北京 100044)

SONG Gui-ming ( Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

WU Ying ( Beijing General Institute of Mining and Metallurgy, Beijing 100044, China)

**摘要:** 采用热压烧结工艺制备了碳纤维增强 TiC 复合材料 (20vol% 碳纤维), 研究了热压烧结温度对力学性能的影响和碳纤维对复合材料高温强度的增强作用。结果表明: 采用球磨湿混工艺将易于团聚的短碳纤维均匀地分散在 TiC 基体中, C<sub>f</sub>/TiC 复合材料最佳热压烧结温度为 2100 °C, C<sub>f</sub>/TiC 复合材料的室温抗弯强度为 593MPa, 断裂韧性为 6.87 MPa · m<sup>1/2</sup>, 1400 °C 时的高温抗弯强度为 439MPa。定量分析了碳纤维对复合材料的增强和增韧效果。

**关键词:** TiC 复合材料; 碳纤维; 制备工艺; 高温强度

中图分类号: TB323 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381 (2001) 09-0003-04

**Abstract:** TiC-20vol% carbon fiber composites were prepared using hot-pressing, and the effect of sintering temperature and fiber on the mechanical properties of the composites were investigated. The discontinuous carbon fibers were uniformly distributed in TiC matrix using wet ball-milling mixing. The suitable hot-pressing temperature for C<sub>f</sub>/TiC composites was 2100 °C. The strength values of C<sub>f</sub>/TiC composites at room temperature and 1400 °C were 593MPa and 439MPa, respectively, and the fracture toughness value was 6.87MPa · m<sup>1/2</sup>. The strengthening and toughening effects of carbon fibers were evaluated.

**Key words:** TiC composite; carbon fiber; processing; elevated temperature strength

碳化钛有很高的熔点 (3054 °C)、好的高温强度、好的热稳定性和耐烧蚀性能, 同时还具有高的弹性模量、高的硬度和好的耐磨性<sup>[1]</sup>。它广泛应用于硬质合金材料。随着复合材料的发展, 近几年来 TiC 颗粒作为增强体被广泛用于增强金属复合材料<sup>[3]</sup>和陶瓷复合材料<sup>[2]</sup>。对碳化钛陶瓷的强韧化方法主要有两种, 一种是加入金属 Ni、Mo 等, 强韧化效果明显<sup>[4]</sup>。但由于金属较低的熔点和在较高温度下发生软化, 限制了这类 TiC 材料在高温下应用; 另一种是加入陶瓷相如 SiC、TiB<sub>2</sub> 等颗粒, 能提高陶瓷韧性<sup>[5]</sup>。晶须和纤维增强体较颗粒增强体有大的长径比, 能更好地承担载荷和阻止基体裂纹扩展<sup>[6]</sup>, Kamiya 等在 TiC 中加入 10% 的 SiC 晶须, 使强度提高了 27%<sup>[7]</sup>。本工作尝试采用碳纤维对 TiC 陶瓷进行增韧和增强, 研究了碳纤维/碳化钛复合材料 (C<sub>f</sub>/TiC) 的制备工艺和高温强度。

## 1 实验过程

### 1.1 材料制备

将直径 6~8μm 的碳纤维切成长度约为 2000μm 的短纤维, 而后和平均粒径为 2.5μm, 纯度为 98% 的 TiC 颗粒一起放入塑料瓶中进行混合, 碳纤维和 TiC 的体积比为 20:80。采用氧化铝球作磨球, 无水乙醇作混合介质, 球磨混合 24h, 而后蒸发掉乙醇。将混合粉末装入石墨模具, 放入热压烧结炉中进行真空热压烧结。烧结温度为 1900~2200 °C, 保温时间为 1h, 制成 φ5mm × 10mm 的圆片, 烧结压力为 30MPa, 单向加压。升温 and 降温速率为 30 °C/min。为了对比, 采用同样工艺制备纯 TiC 材料。

### 1.2 性能测试

用阿基米德排水法测试烧结后材料的密度。将烧结材料加工成尺寸为 2.5mm × 4mm × 30mm 三点弯曲抗弯强度试样, 跨距为 20mm。用单边切口梁测试断裂韧性, 试样尺寸为 2mm × 4mm × 25mm, 缺口宽为 0.2mm, 深为 2mm, 跨距为 16mm。室温下的强度和韧性测试在空气下进行, 用应变片测量弹性模量。高温测试在高纯氩气氛中进行, 设备为 Instron-1195 材料试验机。用扫描电镜 (SEM) 对材料进行组织观察。

## 2 结果与讨论

### 2.1 复合材料中碳纤维的分布状态

图1为在2100、30MPa压力下烧结1h制备的Cf/TiC复合材料抛光表面,可以看出,碳纤维比较均匀地分布在TiC基体中,没有观察到碳纤维团聚现象。虽然碳纤维初始长径比很大(长度/直径约等于300),而且碳纤维与TiC的密度相差较大(碳纤维密度为 $1.76\text{g/cm}^3$ , TiC密度为 $4.93\text{g/cm}^3$ ),易于团聚,但球磨湿混工艺可以很好地将碳纤维均匀分散在TiC陶瓷中。然而也发现,碳纤维的长度明显变短,碳纤维露出在抛光表面的长度约在 $120\mu\text{m}$ 左右。在球磨混合时,由于磨球对纤维的碰撞,使纤维折断。在热压过程中,随着烧结块体的收缩,架桥的纤维会在外加压力下产生折断。

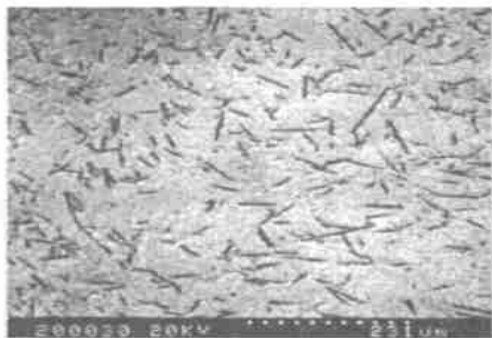


图1 Cf/TiC复合材料抛光表面的二次电子像

Fig. 1 The micrograph of the polished surface of Cf/TiC composite showing a uniform distribution of short carbon fibers in TiC matrix

### 2.2 烧结温度对复合材料性能的影响

图2给出了不同烧结温度下制备的Cf/TiC复合材料的性能。随烧结温度由1900提高到2200,复合材料相对密度由93.1%提高到98.4%。表明材料的相对密度随热压烧结温度的提高而显著提高。TiC是难以烧结的高熔点化合物,加入碳纤维不但不能促进烧结,相反会因为纤维架桥作用而阻碍烧结,因此即使在2200、30MPa压力下烧结1h,复合材料相对密度也只有98.4%。

图3给出了Cf/TiC复合材料室温抗弯强度和断裂韧性随烧结温度的变化情况。可以看出,当烧结温度由1900提高到2100,复合材料的抗弯强度由387MPa提高到593MPa,断裂韧性由 $4.14\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 提高到 $6.87\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。而后随烧结温度提高到2200,抗弯强度和断裂韧性却有所下降,其值分别是532MPa和 $6.18\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

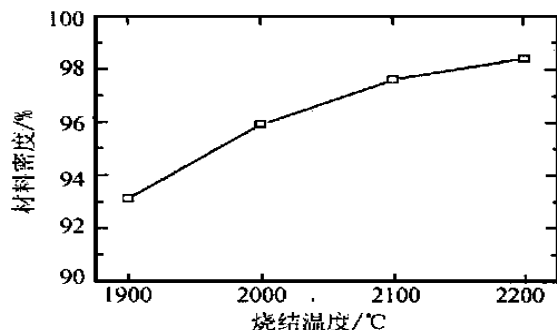


图2 Cf/TiC复合材料相对密度随烧结温度的变化

Fig. 2 Relative density of Cf/TiC composites versus sintering temperature

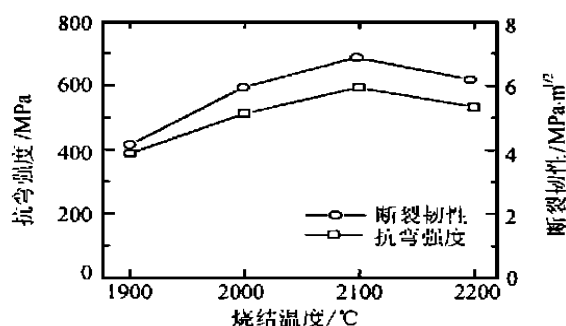


图3 烧结温度对Cf/TiC复合材料室温抗弯强度和断裂韧性的影响

Fig. 3 Room temperature flexural strength and fracture toughness of Cf/TiC composites versus sintering temperature

图4为复合材料室温断口形貌,图4a为烧结温

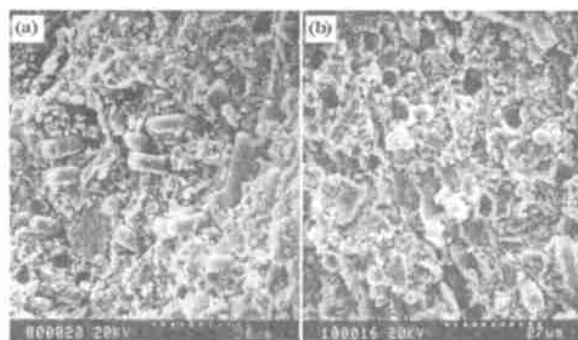


图4 在(a) 2100和(b) 2200烧结的Cf/TiC复合材料断口形貌照片

Fig. 4 Fractographs of Cf/TiC composites sintered at 2100 (a) and 2200 (b)

度为2100,纤维拔出的长度约为 $10\sim 15\mu\text{m}$ ,图4b为烧结温度为2200,纤维拔出长度很短,基本上在 $5\mu\text{m}$ 以内,纤维拔出现象不明显。另外还可看出,图4a上拔出纤维的表面光滑而干净,说明纤维表面几乎

没有损伤；图 4b 上纤维表面不再光滑，有凹凸现象，表明纤维受到损伤。

TiC 为非化学计量的碳化钛  $TiC_{1-x}$  ( $0 < x < 0.5$ )，为 NaCl 型晶体结构。在 Ti 的面心立方点阵中，C 随机分布在 Ti 的八面体间隙中<sup>[8]</sup>。本工作所采用的碳化钛的化学式为  $TiC_{0.96}$ ，C 处于不饱和状态。当碳化钛与碳纤维在高温下接触时，碳纤维中的 C 原子有可能扩散到 TiC 中去，造成碳纤维表面有所损伤。当烧结温度在 2100 以下时，这种因 C 扩散而引起的损伤不明显，当烧结温度提高到 2200 时，损伤明显。从测试的室温强度和韧性值来看，烧结温度为 2100 时，复合材料的强度和韧性是最高的。

表 1 给出了 2100 烧结的纯 TiC 材料和  $C_f/TiC$  复合材料的室温性能。从表 1 中可以看出，相对密度由纯 TiC 材料的 98.2% 下降到  $C_f/TiC$  复合材料的 97.6%，这是由于碳纤维的架桥使复合材料致密化相对困难，进而使相对密度下降。复合材料的抗弯强度为 593MPa，较纯 TiC 材料的 471MPa 提高了 26%；复合材料的断裂韧性为  $6.87 MPa \cdot m^{1/2}$ ，较纯 TiC 材料的  $4.06 MPa \cdot m^{1/2}$  提高了 69%。表明在 TiC 基体中加入碳纤维后，强度和韧性得到了显著提高。

表 1 纯 TiC 材料与  $C_f/TiC$  复合材料室温性能

Table 1 Room temperature properties of monolithic TiC materials and  $C_f/TiC$  composites

材料	相对密度 /%	弹性模量 $E / GPa$	抗弯强度 $\sigma_f / MPa$	断裂韧性 $K_{IC}$ / $MPa \cdot m^{1/2}$
TiC	98.2	$467 \pm 31$	$471 \pm 57$	$4.06 \pm 0.53$
$C_f/TiC$	97.6	$416 \pm 38$	$593 \pm 49$	$6.87 \pm 0.72$

2.3 复合材料高温强度

图 5 给出了  $C_f/TiC$  复合材料和纯 TiC 材料在不同温度下测试的抗弯强度，随测试温度提高，虽然两种材料的抗弯强度都呈下降趋势，但  $C_f/TiC$  抗弯强度的下降稍要缓和。复合材料在 1400 时的强度为 439MPa，而纯 TiC 材料在此温度的强度为 247MPa，提高幅度为 78%，而室温强度只提高 26%。表明 TiC 基体中加入碳纤维后，提高了室温强度和高温强度，而且碳纤维的高温增强效果更显著。

图 6 为材料在 1400 测试的高温断口。在复合材料的断口上可以看到纤维的拔出（见图 6a），在纯 TiC 材料断口上，可以看到 TiC 晶粒呈现穿晶和沿晶的混合型断裂（见图 6b）。

2.4 复合材料强韧化机理

从复合材料材料的断口（图 4a 和图 6a）来看，碳纤维拔出长度一般只有  $10 \sim 15 \mu m$ ，而从图 1 中可知

复合材料中的碳纤维平均长度应在  $120 \mu m$  以上，因此碳纤维的拔出长度远比其实际长度要短，这说明在材料断裂过程中，碳纤维先被拔断而后被拔出，因此碳纤维的强度都贡献出来了，显示了它的承载作用。此处采用混合定律来估算碳纤维对复合材料强度的贡献。单向纤维复合材料的强度  $\sigma_c$  为

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f) \tag{1}$$

其中  $\sigma_m$  和  $\sigma_f$  分别表示基体和纤维的强度， $V_f$  代表纤维体积分数。

$C_f/TiC$  复合材料受单向拉应力作用时，由于纤维

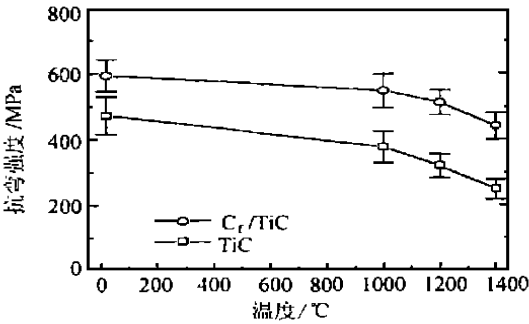


图 5  $C_f/TiC$  复合材料和纯 TiC 材料的抗弯强度随温度的变化  
Fig. 5 Flexural strength of  $C_f/TiC$  composite and monolithic TiC material versus temperature

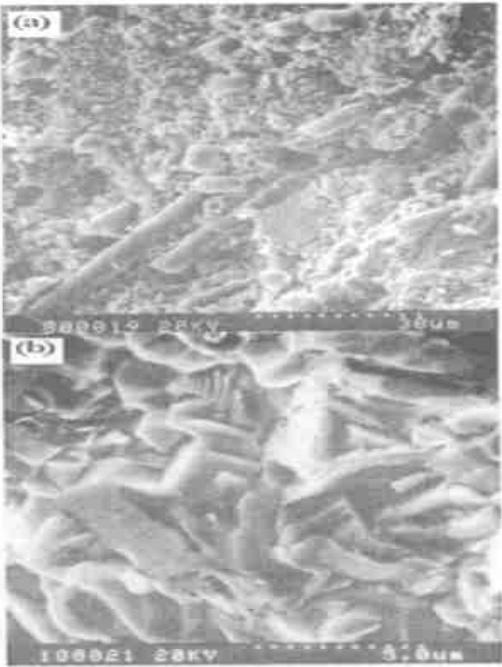


图 6  $C_f/TiC$  复合材料 (a) 和 TiC 材料 (b) 在 1400 断裂的高温断口  
Fig. 6 Fracture surface of  $C_f/TiC$  composite (a), monolithic TiC material (b) tested at 1400

在基体中随机取向,在纤维上只有平行于拉伸方向的分力对复合材料拉伸强度有贡献,而垂直于拉伸方向的分力由于不承载而对拉伸强度没有贡献。假设某一纤维与拉伸轴所成角度为 $\theta$ 。当纤维承载时,该纤维对拉伸强度的贡献为 $\sigma_f \cos^2\theta$ 。如果所有纤维与拉伸方向所成角度在 $(0 \sim \pi/2)$ 内均匀分布,则这些纤维对拉伸强度的贡献为

$$\sigma_p = V_f (\sigma_f \int_0^{\pi/2} \cos^2\theta d\theta) = 0.5 \sigma_f V_f \quad (2)$$

因此 $C_f/TiC$ 复合材料的理论强度 $\sigma^*$ 可表示为

$$\sigma^* = \sigma_p \sigma_m (1 - V_f) = 0.5 \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad (3)$$

在复合材料断裂过程中,主要存在纤维桥联、纤维拔出和裂纹偏转三种增韧机理。本研究不考虑这三种机理的耦合作用,采用按Bengisu等人<sup>[9]</sup>的迭加方法来评估纤维增韧效果。

纤维拔出造成应变能释放率增加,增量 $G_p$ 为

$$G_p = (4V_f \tau l_p^3) / (3E_f r^2) \quad (4)$$

式中 $\tau$ 为基体/纤维剪切强度, $r$ 为纤维半径, $l_p$ 为拔出长度。由于纤维是先拔断而后再拔出,因此 $\tau = \sigma_r / (2l_p)$ 。纤维拔出造成的韧性增量 $K_p$ 为

$$K_p = [(G_p + G_m) E_c / (1 - \nu_c^2)]^{1/2} - K_m \quad (5)$$

式中 $G_m = K_m^2 (1 - \nu_m^2) / E_m$ ,为基体的应变能释放率。

纤维桥联提供的增韧效果 $K_b$

$$K_b = \{[K_m^2 + 4E_c V_f \sigma_f^2 l_{DB} / (1 - \nu_c^2) E_f]^{1/2} - K_m\} / 2 \quad (6)$$

式中 $l_{DB}$ 为脱粘纤维长度, $\nu_c$ 为复合材料的泊松比。 $E_c$ 和 $E_f$ 分别为复合材料和纤维的弹性模量。

(6)式是Becher等人<sup>[10]</sup>根据垂直于裂纹面单向排列的晶须推导出来的,没有考虑晶须在三维空间取向的随机性。此处按计算复合材料强度的方式(见(3)式)进行修正,则(6)式中 $\sigma_f$ 变为 $0.5 \sigma_f$ ,得到

$$K_b = \{[K_m^2 + E_c V_f \sigma_f^2 l_{DB} / (1 - \nu_c^2) E_f]^{1/2} - K_m\} / 2 \quad (7)$$

由于纤维的长径比大(120/7=17),因此扩展裂纹遇到纤维后完全绕过纤维进行偏转实际上是很难发生的,一般是绕纤维偏转一定距离后,纤维就断裂了。从图4a和图6a可看出,裂纹沿纤维偏转距离一般小于纤维的拔出长度(15 $\mu$ m以内)。假设裂纹绕过纤维时形成一个高度为 $l_d$ 的圆锥体,则裂纹偏转引起断口表面积增加,其相应的增韧效果为

$$y_d / y_m = \frac{2}{\pi} \cdot \frac{2}{\delta} \int_0^{\pi/2} \left[ \frac{\delta}{2} \right]^2 + (l_d \sin\theta)^2 d\theta \quad (8)$$

式中 $y_d$ 和 $y_m$ 分别为偏转裂纹和未偏转裂纹的应变能释放率。 $\theta$ 为复合材料中最临近两根纤维中心部位之

间的距离。

$$\delta = r \frac{e^{4V_f}}{V_f^{1/2}} \int_{4V_f} x^{1/2} e^{-x} dx \quad (9)$$

则由裂纹偏转造成的韧性的增量 $K_d$ 为

$$K_d = (\gamma_d / y_m - 1) K_m \quad (10)$$

因此复合材料的断裂韧性理论值 $K_{IC}^*$ 为

$$K_{IC}^* = K_m + K_p + K_b + K_d \quad (11)$$

碳纤维的拉伸强度为 $\sigma = 2700$ MPa,弹性模量 $E_f = 230$ GPa,延伸率约1.4%,纤维体积分数 $V_f = 0.2$ 。复合材料的泊松比 $\nu_c$ 和TiC基体的泊松比 $\nu_m$ 都取0.25。 $K_m = 4.06$ MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>,此处可认为偏转距离 $l_d$ 、脱粘长度 $l_{DB}$ 和拔出长度 $l_p$ 三者相等, $l_d = l_{DB} = l_p = 12\mu$ m。取纤维/基体剪切强度 $\tau = \sigma_r / (2l_p)$ 。将上述值代入(5)、(7)、(10)和(11)式计算复合材料的韧性。得到 $K_p = 1.032$ MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>, $K_b = 1.514$ MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>, $K_d = 0.549$ MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>, $K_{IC}^* = 7.155$ MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>,断裂韧性的计算值比测量值6.87MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>稍高。从计算结果来看,纤维桥联和纤维拔出是最主要的两种增韧机理。在(3)式中代入不同温度下TiC基体的强度值(取纯TiC材料的强度测试值),并假设纤维强度不随温度变化。计算结果如表2,随温度升高,强度计算值与理论值越加接近,这是由于基体强度随温度升高以较快速率下降所引起的。从计算结果来看,不管是强度还是韧性,计算值都高于实验值。这可能由两方面原因引起,一是纤维在球磨混合和热压烧结过程中,因纤维损伤而使强度下降,进而使复合材料强度和韧性都有所下降;二是由于计算时引入了许多假设,许多因素没有考虑。

表2  $C_f/TiC$ 复合材料在不同温度下的强度

Table 2 Strength of  $C_f/TiC$  composites at various temperatures

	20	1000	1200	1400
测试值/MPa	593	544	509	439
计算值/MPa	646	569	523	467

### 3 结论

(1) 采用真空热压烧结制备了含20vol%碳纤维的TiC复合材料。采用球磨湿混工艺可以将易于团聚的碳纤维均匀分散在TiC基体中。 $C_f/TiC$ 复合材料合适的热压烧结工艺是2100、30MPa真空热压烧结1h。

(2)  $C_f/TiC$ 复合材料的室温抗弯强度为593MPa,断裂韧性为6.87MPa $\cdot$ m<sup>1/2</sup>,1400时的高  
(下转第17页)

接效果。

根据 1500℃ 以前的粘接强度可看出, 白炭黑、B<sub>4</sub>C 改性酚醛树脂对石墨材料的高温粘接具有较高的强度, 为考察更高温度的粘接性能, 选择其中部分样品进行 2550℃ 的高温处理。2550℃ 处理后, 可见样品仍具有 14.1MPa 的粘接剪切强度。经 2550℃ 处理后, 胶层中的树脂碳在 B<sub>4</sub>C 的催化石墨化作用下, 与基体石墨的物理、化学性质上的相容性大大提高, 粘接部位已结合成为结构均匀, 性质相近的整体, 从而实现了高温条件下的粘接。

### 3 结论

(1) 在 B<sub>4</sub>C 改性酚醛树脂粘接剂中添加白炭黑, 高温热处理过程中粘接剂内部及粘接剂与基体石墨界面发生了许多化学反应, 从而使得粘接部位化学组成、结构发生变化。这些组成和结构变化, 是粘接剂具有良好高温粘接性能的本质所在。

(2) 在 B<sub>4</sub>C 改性酚醛树脂的基础上, 进一步添加白炭黑, 可以提高粘接胶层的致密性和粘接强度。

(3) 白炭黑、B<sub>4</sub>C 改性酚醛树脂对石墨材料具有理想的高温粘接性能, 耐热温度达 2550℃ 以上。

#### 参考文献

- [1] 关常参, 李秀兰. 石墨密封滑片 (PPS) 胶粘剂 [J]. 化学与粘合, 1991, (4): 197—202.
- [2] 王继刚, 郭全贵, 刘朗等. B<sub>4</sub>C 在石墨高温粘接中的组分、结构变化及改性机理 [J]. 新型炭材料, 2000 (2): 16.
- [3] 石桥种三, 古川邦男, 阪口美善夫. 耐火物 (日), 1985, 37 (4): 37.
- [4] 邹其生. 酚醛树脂固化过程中气体的释放特性. 宇航材料工艺, 1983: 23—29.
- [5] Trick K A and Saliba T F. Mechanisms of the pyrolysis of phenolic resin in a carbon/phenolic composite [J]. Carbon 1995, 33 (11): 1509—1515.
- [6] Sheehan, J E. Oxidation Protection for Carbon Fiber Composites [J]. Carbon, 1989, 27: 709—715.
- [7] Woodley R E. The Reaction of Boronated Graphite with Water Vapor [J]. Carbon, 1969, 7 (5): 609—613.
- [8] Mckee D W, Spiro C L and Lamby E J. The Effects of Boron Additives on the Oxidation Behavior of Carbons [J]. Carbon, 1984, 22 (6): 507—511.
- [9] 谢有赞等编著. 碳石墨材料工艺. 湖南大学出版社, 1988, 379.
- [10] Cheysanthou A, Grieveson P, Jha A. Formation silicon carbide whiskers and their microstructure [J]. J Mater Sci, 1991; 26: 3463.
- [11] Mckee D W. Borate treatment of fibers and carbon/carbon composites for improved oxidation resistance [J]. Carbon, 1986, 24 (6): 737—741.
- [12] Fergus J W, Worrell W L. Silicon-carbide/boron-containing coatings for the oxidation protection of graphite [J]. Carbon

1995, 33 (4): 537.

- [13] Buchanan F J and Little J A. Particulate-containing glass sealants for carbon-carbon composites [J]. Carbon, 1995, 33 (4): 491—498.
- [14] Piquero T, Vincent H, Vincent C and Bouix J. Influence of carbide coatings on the oxidation behavior of carbon fibers [J]. Carbon 1995, 33: 455—458.
- [15] 清野定纪. 炭素 (日), 1981, 49—58.
- [16] 李崇俊, 马伯信, 霍肖旭等. 碳化硼对炭/炭复合材料的催化石墨化作用 [J]. 第三届全国新型炭材料学术研讨会论文集, 1997, 365.

收稿日期: 2000-05-26

作者简介: 王继刚 (1973—), 男, 1997 年考入中国科学院山西煤炭化学研究所的硕士研究生, 从事新型炭材料的研究, 联系地址: 中国科学院山西煤炭化学研究所, 太原 (邮编: 030001)

\* \* \* \* \*

(上接第 6 页)

温抗弯强度为 439MPa。碳纤维加入到 TiC 基体中, 显著提高了复合材料的韧性和高温强度。

(3) 复合材料的增强机理是纤维承担载荷。断裂韧性的定量计算结果表明, 纤维桥联和纤维拔出是 C/ TiC 复合材料两种主要的增韧机理。

#### 参考文献

- [1] T Y Kosolapova. Handbook of high temperature compounds: properties, production, and application [M]. New York: Hemisphere Publication Corporation, 1990.
- [2] T W Clyne and P J Withners. An Introduction to Metal Matrix Composites [M]. New York: Cambridge University Press, 1995.
- [3] M Komac, S Lojen and S Novak. J of Hard Mater, 1992, 3 (2): 83—91.
- [4] I V Blinkov, A G Brodyagin and A V Ivanov. Phy Chem Mater Treat, 1987, 21 (1): 77—79.
- [5] H Endo, M Ueki and H Kubo. J Mater Sci, 1990, 25 (5): 2503—2506.
- [6] K N Xia and T G Langdon. J Mater Sci, 1994, 29 (20): 5219—5231.
- [7] A Kamiya, K Nakano and A Kondoh. J Mater Sci Lett, 1989, 8 (5): 566—568.
- [8] 王零森. 特种陶瓷 [M]. 长沙: 中南工业大学出版社, 1994.
- [9] M Bengisu, O T Inal and O Tosyali. Acta Metall Mater, 1991, 39 (11): 2509—2517.
- [10] P F Becher, C H Hsueh, P Angelini and T N Tiegs. J Am Ceram Soc, 1989, 71 (12): 1050—1061.

收稿日期: 2000-11-02

作者简介: 宋桂明 (1967—), 男, 博士, 现从事高温复合材料制备与性能研究, 联系地址: 哈尔滨工业大学材料学院 433 信箱 (邮编 150001)