

SiC 纤维增强钛基复合材料的横向力学性能

李建康, 杨延清, 罗 贤, 张荣军

(西北工业大学, 陕西 西安 710072)

摘 要: 采用十字形试样测试分析有 C 涂层和无 C 涂层两种 SiC 纤维增强钛基复合材料的横向力学性能, 以横向载荷作用下应力-应变曲线上的非线性拐点计算界面的强度。结果表明, 有 C 涂层的界面横向开裂强度为 53 MPa, 低于无 C 涂层的界面开裂强度 196 MPa, 并且前者在横向载荷作用下沿 C 涂层与纤维之间开裂, 而后者沿反应生成物与基体间开裂; 体积分数为 30% 的多根纤维钛基复合材料的非线性拐点应力低于单根纤维复合材料, 这主要是由于残余应力的减少引起, 界面强度并没有明显变化。

关键词: 钛基复合材料; 横向力学性能; 界面强度

中图分类号: TG 146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)03-0426-05

连续 SiC 纤维增强钛基复合材料(TMCs)沿纤维长度方向(纵向)具有高的刚度、强度和高温力学性能, 可以替代传统的钛合金, 用于航空发动机压气机叶片、叶环等零部件, 被认为是用于新一代超音速涡轮发动机的候选材料^[1,2]。在垂直纤维方向(横向)强度低于传统的钛合金, 通常只有纵向强度的 1/3, 但是这些零部件在使用过程中难免会受到横向载荷, 过大的横向载荷会使复合材料纵向性能未达到设计指标之前, 已经提前造成材料的失效断裂^[3-6], 因此掌握 TMCs 的横向力学性能, 根据材料的各向异性合理地使用材料具有重要的意义。

十字形拉力试样可以有效避免直边试样在纤维两端界面处提前开裂, 使试样中心部位的应力载荷等于试样上受到的实际载荷而两边受到的载荷很小, 因而能真实反映 TMCs 在横向载荷作用下的力学性能, 近年来被广泛用于 TMCs 的横向力学性能测试^[6-10]。TMCs 在横向载荷作用下的应力-应变曲线上出现非线性拐点, 被认为是由于纤维与基体界面沿纤维径向开裂引起, 该点的应力用来计算 TMCs 的横向拉伸界面强度。界面强度是 TMCs 的横向力学性能的关键指标^[7,8,11,12]。

本实验采用十字形拉伸试样, 研究了表面有 C 涂层和无 C 涂层的两种 SiC 纤维增强 TMCs 的横向力学性能, 计算两种复合材料的界面强度, 并对界面开裂位置和原因进行了分析。

1 实验

收稿日期: 2008-02-11

基金项目: 国家自然科学基金(50371069)和航空科学基金(04G53044)资助

作者简介: 李建康, 男, 1972 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88486091, E-mail: lijiankang7414@163.com

使用两种 SiC 纤维制备 TMCs 单根和多根纤维横向拉伸试样, 两种纤维都采用化学气相沉积法在直径约 10 μm 的钨芯沉积 SiC 制备, 直径约为 110 μm , 其中一种纤维表面有一层厚度约 2 μm 的碳涂层(以下简称 1 号纤维), 另一种表面没有经任何处理(简称 2 号纤维)。Ti-6Al-4V 箔材料采用冷轧制备, 厚度约 100 μm 。TMCs 采用箔/纤维法真空热压制备, 工艺为 900 $^{\circ}\text{C}$ 真空热压, 压力 40 MPa, 时间 50 min, 热压后的试样随炉冷却至室温。TMCs 热压过程中多根纤维与基体钛合金组合如图 1 所示。单根纤维 TMCs 制备与多根纤维的制备过程相同, 只是其中加入一根纤维, 热压后的试样比多根纤维试样薄。热压制备后的多根纤维 TMCs 横截面如图 2 所示。从图上可以看出纤维分布基本均匀, 呈六边形分布, 体积分数约为 30%。

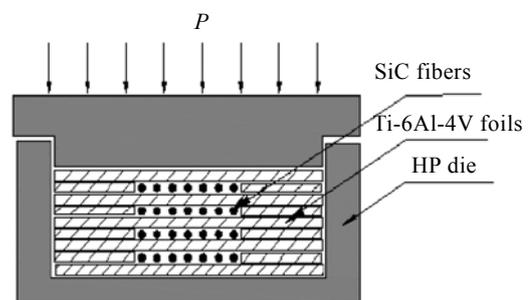


图 1 TMCs 横向拉伸试样热压制备示意图

Fig.1 Schematic illustration of preparation for transverse tensile specimens of TMCs

为避免直边试样受到外加载荷时纤维两端界面处产生的应力集中，试样在早期拉伸过程中在纤维两端界面处产生裂纹，并向中心部位开裂，应力-应变曲线不能真实反映材料的性能。本实验采用文献[9]推荐的十字形横向拉力试样，单根纤维和多根纤维 TMCs 试样外形尺寸如图 3 所示。试样采用电火花线切割到最终尺寸，厚度为热压后 TMCs 的厚度。

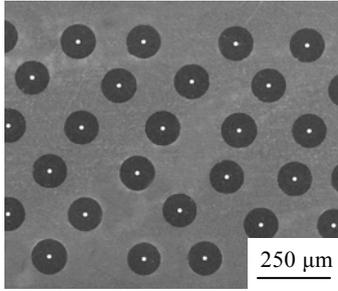


图 2 含有多根纤维的 TMCs 横截面 SEM 照片

Fig.2 SEM micrograph of cross-section of TMCs with multiple fibers

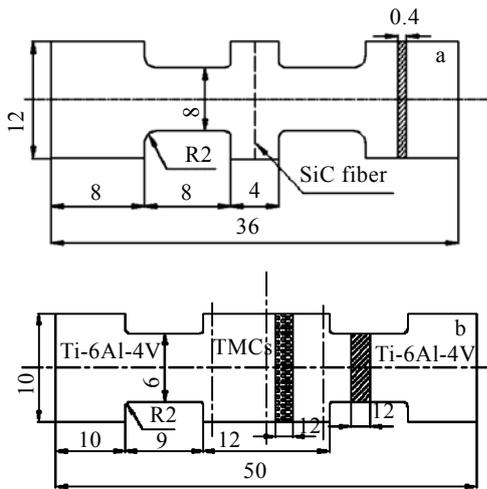


图 3 单根纤维和多根纤维的十字形拉伸试样尺寸

Fig.3 Sketches of geometry of cross-shaped specimens with single fiber(a) and multiple fibers(b)

拉伸试验在最大载荷为 10 kN 的电子拉力试验机上进行，拉伸速度为 1 mm/min，为了精确反映试样中心部位界面附近基体钛合金在拉伸过程中的应变，采用电阻应变片直接粘贴在正对纤维的试样中心部位，应变片面积为 1 mm²。

2 结果及分析

2.1 单根纤维 TMCs 的横向力学性能

1 号和 2 号单根纤维增强 TMCs 的横向拉伸应力-应变曲线如图 4 所示。从图中可以看出，在拉伸过程的前期两种复合材料都处于线弹性阶段，随着应力的增加出现非线性拐点，拐点以后应力-应变曲线斜率逐渐下降直到复合材料沿界面断裂。1 号纤维复合材料的抗拉强度为 584 MPa，低于 2 号纤维复合材料的 628 MPa，断裂时的应变基本相同，约为 0.8%。

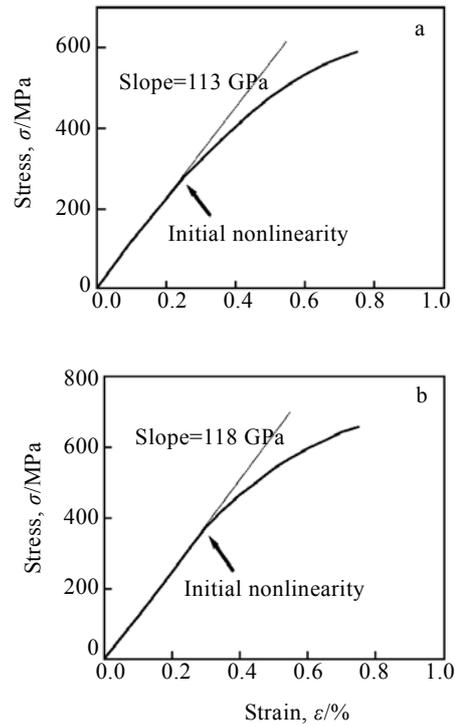


图 4 单根纤维 TMCs 的横向拉伸应力-应变曲线

Fig.4 Transverse loading tensile stress-strain curves of TMCs reinforced by single fiber: (a) No.1 fiber and (b) No.2 fiber

两种复合材料在线弹性阶段的弹性模量分别为 113 和 118 GPa，都与 Ti-6Al-4V 的弹性模量(107 GPa)比较接近，这是由于单根纤维在 TMCs 中的体积含量非常少，线弹性阶段的弹性模量主要取决于基体的力学性能。随着外加载荷的增强，界面强度不足以支持外加载荷而发生界面的脱粘开裂，因此通过应力-应变曲线上非线性拐点可以计算两种纤维 TMCs 的界面强度。对于 1 号纤维非线性拐点时应力约为 260 MPa，应变为 0.23%；2 号纤维非线性拐点时应力约为 370 MPa，应变为 0.36%。

2.2 多根纤维增强 TMCs 的横向力学性能

两种多根纤维增强的 TMCs 在横向载荷作用下

的应力-应变曲线如图 5 所示。从图中可以看出，在起始线弹性阶段两种复合材料的弹性模量比较接近，有碳涂层的为 134 MPa，而无碳涂层的为 138 MPa，都远高于单根纤维增强 TMCs 的弹性模量。两种多根纤维 TMCs 的非线性拐点处应力和应变分别为：1 号的应力约为 220 MPa，应变为 0.17%；2 号的应力约为 320 MPa，应变为 0.24%。与单根纤维复合材料相比，多根纤维复合材料在非线性拐点处应力、应变都有所减少，这种情况与文献[7]中的实验结果相同。D. B. Gundel^[7]等人研究了 SCS-0、SCS-6 和 Trimarc1 3 种不同表面结构的 SiC 纤维单根纤维及多根纤维 TMCs 的横向力学性能，认为纤维的空间分布与拐点处应力的降低没有关系，多根纤维中由于一些纤维距复合材料的表面太近，在纤维和基体界面处容易引起应力集中，而使界面在低应力下开裂，导致非线性拐点提前发生。这种观点没有考虑纤维体积分对残余应力的影响，随着增强纤维体积分数的增加，纤维受到的残余应力减少^[13]，由于残余应力为压应力，界面处残余压应力的减少会使界面在横向载荷作用下更容易开裂。

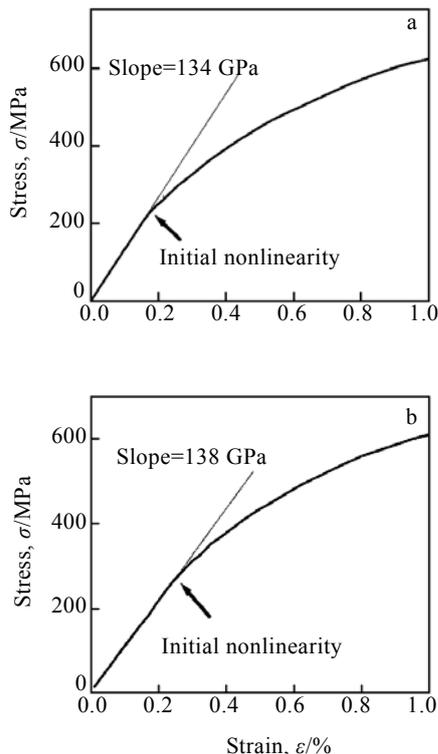


图 5 $V_f=30\%$ 的多根纤维 TMCs 的横向拉伸应力-应变曲线
Fig.5 Transverse loading tensile stress-strain curves of TMCs reinforced by multiple fiber: (a) No.1 fiber and (b) No.2 fiber

2.3 TMCs 复合材料的界面强度

单根纤维 TMCs 在横向载荷作用下的应力-应变曲线可以更好地反应界面在受力情况下的性能变化，避免了多根纤维相互之间的影响及部分纤维离表面太近而在界面处产生的应力集中，因此采用单根纤维复合材料的力学性能计算界面的强度。单根纤维复合材料在横向载荷作用下的受力情况如图 6 所示。在 $\theta=0^\circ$ 界面最容易产生分离。

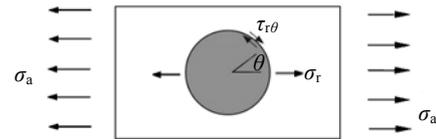


图 6 横向载荷作用下的 TMCs 的受力情况示意图
Fig.6 Schematic drawing of TMCs under the applied transverse tensile load

界面处受到的径向应力 σ_r 由外加载荷 σ_a 引起的径向拉应力和热残余应力引起的压应力组成。由于纤维与基体弹性模量存在较大差异，在 0° 方向的外加应力载荷会产生一定的应力集中，应力集中因子 k 介于 1.2~1.3 之间^[7~11]。

界面的强度 σ_b 可以表示为：

$$\sigma_b = k \sigma_a + \sigma_{res} \quad (1)$$

式中 σ_{res} 为界面受到的径向热残余应力。

径向热残余应力是由于基体和 SiC 纤维存在较大的热膨胀系数差异而引起的。高温制备后的 TMCs 冷却至室温后，在 TMCs 中会产生一定的残余应力，纤维受到径向压应力，热残余应力的计算采用以下公式^[13]：

$$\sigma_{res} = \frac{\Delta \alpha \Delta T (1 + \nu_f)(1 - V_f)}{\frac{1 + \nu_m}{E_m} + \frac{(1 - 2\nu_f)(1 + \nu_f)}{E_f}} \quad (2)$$

式中 E 和 ν 分别为杨氏弹性模量和泊松比，下标 f 和 m 分别代表纤维和基体。基体和纤维的泊松比与温度无关，分别为 0.3 和 0.25， ΔT 为产生热残余应力的温度差，TMCs 制备温度为 900°C ，在随炉冷却过程中，由于基体蠕变应力松弛的影响，只有冷却到一定温度才会在 TMCs 中产生热残余应力，此处 $\Delta T = 700^\circ\text{C}$ 。 $\Delta \alpha = \alpha_m - \alpha_f$ 为基体和纤维的热膨胀系数差。 V_f 为纤维在复合材料中的体积分，对于单根纤维复合材料中的纤维的体积分忽略不计。基体 Ti-6Al-4V 与温度相关的热膨胀系数 CTE 和弹性模量

E 如表 1 所示。两种 SiC 纤维的热膨胀系数和弹性模量认为在复合材料的制备温度下不随温度变化, CTE 为 $5.0 \times 10^{-6}/K$, 弹性模量(E)为 409 GPa。

把表 1 中材料性能参数代入公式(2)中可以计算出单根纤维表面受到的径向残余应力为 285 MPa。体积分数为 30%的 TMCs 的横向热残余应力为 200 MPa。按应力集中因子 1.3, 两种单根纤维 TMCs 的界面脱粘分离时的外加应力 260 MPa 和 370 MPa 代入式(1)中, 计算得出: 1 号 SiC 纤维复合材料的界面强度为 53 MPa, 2 号纤维复合材料的界面强度为 196 MPa; 对于多根纤维复合材料, 界面脱粘开裂时的外加应力分别为 220 和 320 MPa, 计算得出: 1 号 SiC 纤维界面强度为 86 MPa, 2 号纤维复合材料的界面强度为 216 MPa。

表 1 基体 Ti-6Al-4V 不同温度下的 CTE 和 E ^[14]

Table 1 Temperature-dependent mean E and CTE of Ti-6Al-4V

$T/^\circ C$	$CTE / \times 10^{-6} K^{-1}$	$T/^\circ C$	E/GPa
20~200	9.0	23	107.0
20~300	9.5	100	102.0
20~400	9.8	200	96.0
20~500	10.0	300	90.0
20~900	10.4	400	85.0
		500	79.0

上述计算结果中, 两种纤维体积分数 30%的 TMCs 界面强度要高于单根纤维的界面强度, 这是由于应力集中因子都采用 1.3, 而实际上应力集中因子是介于 1.2~1.3 之间, 在多根纤维复合材料中, 纤维相互间的影响使应力强度因子降低, 因此多根纤维 TMCs 中界面上的应力集中因子要小于单根纤维界面处的应力集中因子, 如果以 $k=1.2$ 代入, 则体积分数为 30%的两种 TMCs 界面强度分别为 64 和 184 MPa, 单根纤维和多纤维 TMCs 的界面强度基本一致。

2.4 界面结构对强度的影响

从微观方面分析, TMCs 中纤维与基体的界面并不是一层严格的分界而是由多层物质及其相互之间的界面组成。对于表面有碳涂层的纤维复合材料, 基体与纤维间存在碳涂层与纤维之间的界面、碳涂层与反应生物之间的界面、反应生成物与基体之间的界面。在横向载荷作用下, 结合力最弱的界面将发生开裂。Yang^[15]等人对有无碳涂层和没有碳涂层纤维的 TMCs 中的界面进行系统分析, 认为无碳涂层的界面反应生成物由细小的 Ti_5Si_3+TiC 组成, 而有碳涂层的界面为未反应消耗完的 C 涂层+TiC。由于 C 涂层结合力较弱, 因此在横向拉伸过程中, C 涂层首先发生开裂, 而无

C 涂层的反应生成物与基体间的界面成为薄弱环节, 受到径向拉应力时, 沿反应生成物与基体间开裂分离。在两种纤维 TMCs 的横向拉伸断口上, 有 C 涂层的界面断裂分离沿纤维与反应生成物的界面, 纤维表面上没有反应生成物, 而无 C 涂层的纤维表面则粘连着反应生成物质, 如图 7 所示。

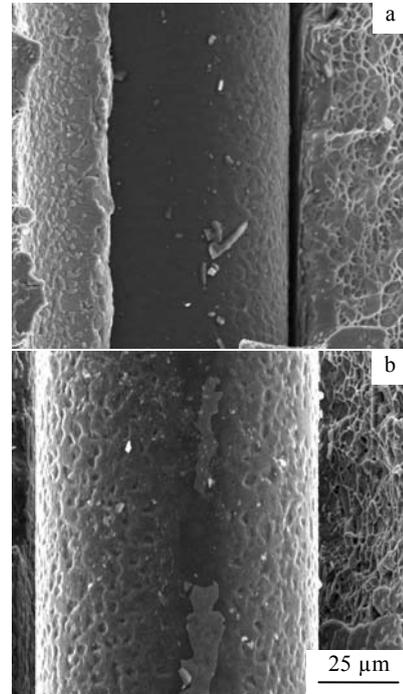


图 7 横向拉伸 TMCs 试样断口照片

Fig.7 SEM micrographs of fracture surface of TMCs under transverse loading: (a) No.1 fiber and (2) No.2 fiber

3 结 论

SiC 纤维表面有无碳涂层对 TMCs 的横向力学性能有很大影响, 外加载荷作用下的应力-应变曲线上非线性拐点处的应力明显不同。通过拐点处的应力计算 TMCs 在横向载荷作用下的界面强度, 表面无碳涂层的界面强度为 196 MPa, 而表面有碳涂层的界面强度仅为 53 MPa。界面开裂的位置也不相同, 无碳涂层 TMCs 沿基体和反应生成物之间开裂, 有碳涂层的沿涂层和纤维间开裂。

两种体积分数为 30%的多根纤维 TMCs 在横向载荷作用下的应力-应变曲线上非线性拐点处应力与单根纤维 TMCs 相比都有明显下降, 这主要是由于纤维体积分数的增加使残余应力降低, 以 $k=1.2$ 作为多根纤维 TMCs 横向载荷作用下的应力集中因子, 则多根与单根纤维增强 TMCs 的界面强度基本一致。

参考文献 **References**

- [1] Christoph Leyens, Frank Kocian, Joachim Hausmann. *Aerospace Science and Technology*[J], 2003(1): 201
- [2] Zhou Yigang(周义刚), Yang Yanqing(杨延清). *Acta Metall Sinica(金属学报)*[J], 2002, 38(9): 461
- [3] Aghdam M M, Pavier M J, Smith D J. *International Journal of Solids and Structures*[J], 2001, 38: 3905
- [4] Ismar H, Schroter F, Streicher F. *Computer and Structures*[J], 2001, 79: 1713
- [5] Hu Shoufeng. *Composites Science and Technology*[J], 1996, 56: 667
- [6] Dong M, Schmauder S. *Computational Materials Science*[J], 1996(5): 53
- [7] Gundel D B, Mircle D B. *Composites Science and Technology* [J], 1998, 58: 1571
- [8] Gundel D B, Warriar S G, Miracle D B. *Acta Mater*[J], 1997, 45(3): 1275
- [9] Warriar S G, Gundel D B, Majumdar B S *et al. Scripta Materialia*[J], 1996, 34(2): 293
- [10] Carrere N, Valle R, Bretheau T *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2004, 20: 783
- [11] Warriar S G, Majumdar B S, Gundel D B *et al. Acta Mater*[J], 1997, 45(8): 3469
- [12] Feillard P. *Acta Mater*[J], 1996, 44(2): 643
- [13] Ramanurty U, Dary F C, Zok F W. *Acta Mater*[J], 1996, 44(8): 3397
- [14] Gungor S. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 2053
- [15] Yang Yanqing(杨延清), Ma Zhijun(马志军), Lü Xianghong (吕祥鸿). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2006, 35(10): 1516

Transverse Mechanical Properties of Continuous SiC Fiber Reinforced Titanium Matrix Composites

Li Jiankang, Yang Yanqing, Luo Xian, Zhang Rongjun
(Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Transverse mechanical properties of TMCs reinforced by two types of SiC fibers with and without C coating were determined by use of cross-shaped specimens. The initial nonlinear stress of the stress-strain curve under the applied transverse tensile load was adopted to calculate the interface strength. The interface strength with C coating was 53 MPa which was lower than 196 MPa of the one without C coating. The debonding position of two interface were different, i.e. the former was between the fiber and C coating, but the latter was between the matrix and reaction products. The initial nonlinearity stress of TMCs reinforced by multiple fibers with 30% volume fraction was lower than that of single fiber reinforced TMCs, which was caused by the decrease of residual stress on the surface of fiber, and the interface strength was not influenced by the more additional fibers.

Key words: titanium matrix composites; transverse mechanical property; interface strength

Biography: Li Jiankang, Candidate for Ph. D., School of Materials, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88486091, E-mail: lijiankang7414@163.com