

# 碳纤维表面粗糙形貌对碳/环氧复合材料界面性能及断裂韧性的影响

姚寅, 陈少华

中科院力学所 非线性国家重点实验室 LNM, 北京 100190

**摘要:** 碳纤维在制备过程中, 表面生成大量沿纤维轴向分布的微观沟槽, 形成轴向粗糙度。而增加纤维表面粗糙度亦是表面改性处理的一种手段, 达到改善复合材料界面粘结性能的目的。本文对碳纤维这一独特的表面微观形貌进行解析表征, 在此基础上建立考虑界面粗糙度影响的剪滞模型分析碳纤维从热固性环氧树脂基体中拔出的力学行为, 给出不同粗糙度下的外力—位移曲线, 详细考察轴向粗糙度增加对纤维/基体界面结合的增强效应; 同时通过桥联模型分析碳纤维表面粗糙度对环氧树脂基复合材料整体断裂韧性的影响。理论预测结果与实验结果吻合。本文结果对碳纤维增强环氧树脂基复合材料的界面优化设计具有一定指导意义。

**关键词:** 碳/环氧复合材料; 轴向表面粗糙度; 剪滞模型; 表观界面强度; 桥联模型; 断裂韧性

中图分类号: TB332; O343.1; O346.1 文献标志码: A

## Effects of Carbon Fiber's Surface Microtopography on The Interfacial Performance and Toughness of Carbon/Epoxy Composites

Yao Yin, Chen Shaohua

LNM, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China

**Abstract:** Many longitudinal striations and grooves are generated on carbon fiber's surface in the manufacturing process, leading to the formation of longitudinal surface roughness. One of the Surface modification approaches is to increase fiber's surface roughness, which helps to improve the interfacial adhesions. This paper presented an analytical characterization of carbon fiber's special surface morphology with longitudinal roughness, based on which a shear-lag model considering effects of interface roughness was developed to analyze the carbon fiber pullout behavior from a thermosetting epoxy resin matrix. The applied load—displacement curves for different longitudinal surface roughness were given, and the enhancement of fiber/matrix interfacial adhesion due to roughness was checked in detail. Moreover, bridging model was used to investigate the influences of fiber's surface roughness on the overall fracture toughness of composites. The theoretical results agree well with the experimental ones, which have an instructive significance for the optimal design of interfaces in carbon-fiber reinforced epoxy composites.

**Keywords:** Carbon/epoxy Composites; Longitudinal Surface Roughness; Shear-lag Model; Apparent Interfacial Shear Strength (Apparent Ifss); Bridging Model; Fracture Toughness

碳纤维作为典型的高性能纤维, 具有高比模量、高比强度、轻质等优良特性。将其与环氧树脂混合制成的碳纤维增强环氧树脂基复合材料, 在保留了碳纤维优点的同时, 又兼有良好的热稳定性和抗腐蚀性。目前, 碳/环氧树脂基复合材料被广泛应用于航空、航海、汽车制造等众多工业领域中, 已成为最受关注的先进纤维增强复合材料<sup>[1]</sup>。

在碳/环氧复合材料系统中, 树脂基体通过界面将载荷传递给具有高强度和高模量的碳纤维, 使碳纤维承载能力强的优势得以发挥。因此界面性质对复合材料的力学性能起着决定性的影响<sup>[2-3]</sup>。但碳纤维表面呈现化学惰性, 与树脂基体浸润性差, 使得复合材料界面粘合性能较差, 易出现界面脱粘、纤维拔出等与界面失效密切相关的损伤现象, 降低材料整体性能<sup>[4-5]</sup>。为克服这一缺陷, 研究者们

采用多种物理或化学手段对碳纤维惰性表面进行改性处理,使纤维/基体界面具有较高的粘合强度,能够更好地传递应力<sup>[5-7]</sup>。

通过扫描电镜观察,可发现碳纤维表面上存在大量与纤维轴向平行的微观沟槽,形成轴向粗糙度。而表面改性处理的一个重要目的就是通过表面刻蚀使微观沟槽加深,数目增多,从而扩大界面接触区域,增强纤维与基体间的机械啮合能力(物理改性)。利用纤维拔出实验可以验证:随着碳纤维表面轴向粗糙度增加,复合材料的界面粘合性能有明显提高<sup>[7-9]</sup>。

碳纤维表面粗糙度在改善界面粘合性能方面的重要性已被广泛关注。但目前相关研究仍大多限于实验,较少涉及理论分析。在早期关于碳化硅和金属纤维的研究中, Kerans、Liu、Mai 等人曾提出一系列基于剪滞法的理论模型用于研究界面粗糙度对纤维拔出或压出行为的影响,并给出表面粗糙形貌的几种解析表征<sup>[10-12]</sup>。但在这些模型中,纤维表面微观沟槽取向均为环向(垂直于纤维轴向),这与实验观察到的碳纤维表面形貌明显不符,因此无法沿用这些模型分析碳纤维表面粗糙度对界面性能的增强效应。

另一方面,碳纤维表面粗糙形貌对复合材料整体断裂韧性也具有重要影响。由于碳纤维表面粗糙度增加,界面粘结强度增高,界面脱粘不易发生,当树脂基体出现裂纹时很难形成纤维桥联机制,材料易发生脆性破坏<sup>[13-14]</sup>。因此,碳纤维表面粗糙度对复合材料断裂韧性具有负面的影响。如何选择粗糙度的设计已成为一个亟需解决的问题,需要通过理论研究阐明纤维表面粗糙度的影响机制。

本文将对碳纤维特有的轴向粗糙表面形貌进行解析表征,建立考虑界面粗糙度影响的剪滞模型分析碳纤维从热固性环氧树脂基体中拔出的力学行为,在此基础上研究纤维表面轴向粗糙度对界面粘合性能的增强效应。同时建立了考虑纤维表面粗糙度的桥联模型分析界面粗糙度对碳/环氧复合材料断裂韧性的影响,以期对同时改善界面强度及断裂韧性两方面给出一定的理论指导。

## 1 界面脱粘及纤维拔出问题

### 1.1 轴向粗糙度表征

根据实验观察结果,图1给出碳纤维粗糙表面的理想构型。轴向沟槽沿纤维环向周期性排列,纤

维截面沿轴向均匀,但其围线呈周期性起伏特征。类似Jiang、Waters等的研究<sup>[15-16]</sup>,纤维半径 $r_f$ 表示为:

$$r_f(\theta) = r_{f0} + \Delta \cos(2\pi r_{f0} \theta / \lambda)$$

式中 $r_{f0}$ 为光滑表面碳纤维的半径,如图1所示。 $\Delta$ 和 $\lambda$ 为微尺度粗糙表面上峰值和波长, $\theta$ 为环向坐标。表面粗糙纤维截面面积 $A_f$ 和周长 $c_f$ 分别表示为:

$$A_f = \int_0^{2\pi} d\theta \int_0^{r_f(\theta)} r dr \approx \pi r_{f0}^2$$

$$c_f = \oint ds = \int_0^{2\pi} r_f(\theta) \sqrt{1 + [dr_f(\theta)/d\theta]^2 / [r_f(\theta)]^2} d\theta$$

由式(2)可以看出粗糙度几乎不改变纤维截面面积,但截面周长增大,即纤维表面积增加,当 $\Delta \rightarrow 0$ 或 $\lambda \rightarrow \infty$ 时,则趋于光滑表面碳纤维的周长 $2\pi r_{f0}$ 。

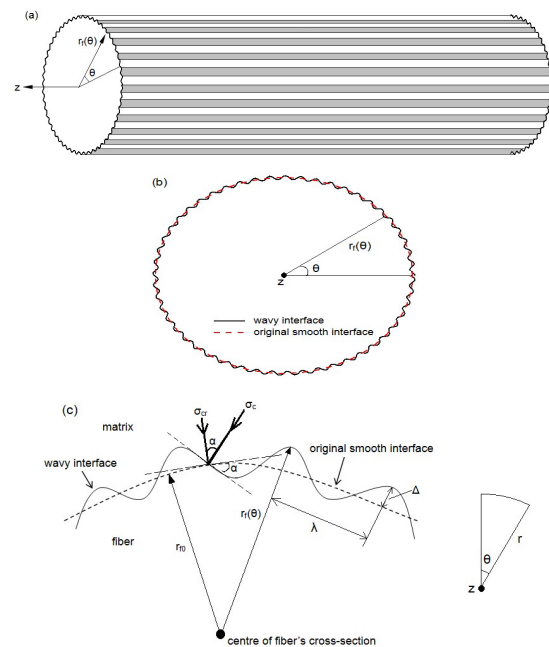


图1 具有粗糙表面的单根碳纤维:(a) 3D构型;(b) 纤维截面;(c) r-θ平面内的粗糙表面

Fig.1 Singel carbon fiber with rough surface: (a) 3-D configuration; (b) fiber's cross section; (c) rough surface in r-θ plane

### 1.2 考虑轴向粗糙度的剪滞模型

图2(a)是一个典型的单纤维拔出实验示意图,树脂基体半径 $r_m$ ,最外侧无径向约束,埋在基体中的碳纤维长度为 $L$ ,在 $z=0$ 处均布拉伸荷载 $\sigma_0$ 作用下界面发生脱粘,脱粘长度为 $\beta L$ ( $0 \leq \beta \leq 1$ )。

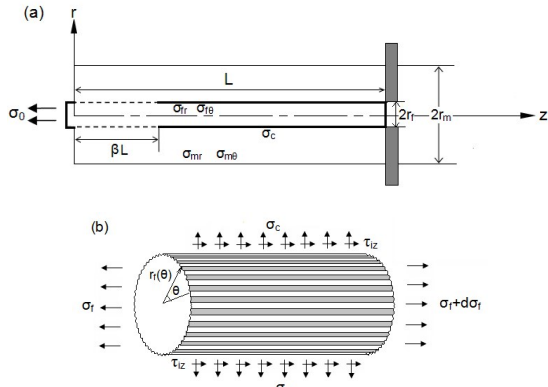


图2 (a) 单纤维拔出装置; (b) 具有轴向粗糙度的纤维微元  
 Fig.2 (a) Single fiber pull-out device; (b) infinitesimal fiber element with longitudinal roughness

根据平衡条件有:

$$\sigma_0 = \sigma_f + \frac{1}{\gamma} \sigma_m; \quad \gamma = \frac{A_f}{\pi r_m^2 - A_f} \approx \frac{r_{f0}^2}{r_m^2 - r_{f0}^2}$$

$\sigma_f, \sigma_m$  分别表示碳纤维和树脂基体中的轴向应力。由图 2(b) 的纤维微元受力分析, 可得考虑粗糙度影响的剪滞关系:

$$(\sigma_f + d\sigma_f) A_f + dz \int_{s_f} \tau_{iz} ds = \sigma_f A_f$$

$$\rightarrow \frac{d\sigma_f}{dz} = - \frac{\int_{s_f} \tau_{iz} ds}{\pi r_{f0}^2}$$

式中  $\tau_{iz}$  为界面剪应力,  $dz$  为纤维微元长度。在脱粘区域界面上,  $\tau_{iz}$  满足库伦定律, 由图 1(c) 中力分解关系可得:

$$\tau_{iz} = -\mu\sigma_c = -\mu\sigma_{cr} / \cos\alpha$$

$$= -\mu\sigma_{cr} \sqrt{1 + [dr_f(\theta)/d\theta]^2 / [r_f(\theta)]^2}$$

式(5)中  $\mu$  为摩擦系数,  $\sigma_c$  为垂直于粗糙界面切平面的接触压应力,  $\sigma_{cr}$  为  $\sigma_c$  在径向方向上的分量,  $\alpha$  是光滑界面与粗糙界面切平面的夹角。

当界面脱粘, 纤维发生摩擦滑移, 表面的微观轴向沟槽与滑动方向平行, 因此不会产生类似于环向粗糙纤维情况下的径向失配现象<sup>[10-12]</sup>。由于表面粗糙峰值远小于纤维半径,  $\sigma_{cr}$  仍可以表示为与光滑界面上相同的形式<sup>[12-13]</sup>:

$$\sigma_{cr} = (\sigma_{jr})_{r=r_f} = q_0 - q_v$$

$$q_0 = \frac{E_m(\kappa_m - \kappa_f)\Delta T}{\alpha(1-\nu_f) + (1+2\gamma+\nu_m)}, \quad q_v = k_1\sigma_f(z) - k_2\sigma_0$$

$$\alpha = \frac{E_m}{E_f}, \quad k_1 = \frac{\alpha\nu_f + \gamma\nu_m}{\alpha(1-\nu_f) + (1+2\gamma+\nu_m)},$$

$$k_2 = \frac{\gamma\nu_m}{\alpha(1-\nu_f) + (1+2\gamma+\nu_m)}$$

其中  $\sigma_{ir}$  为纤维中的径向应力, 其在界面上的值包括两部分: 在固化过程中形成的热残余压应力  $q_0$  和由泊松效应引起的径向应力  $q_v$ 。  $E_f, \nu_f, \kappa_f, E_m, \nu_m, \kappa_m$  分别表示碳纤维和树脂基体的杨氏模量、泊松比和热膨胀系数。联立式(4)-(6)得到:

$$\frac{d\sigma_f}{dz} = \frac{\mu(q_0 - q_v)}{\pi r_{f0}^2} \int_0^{2\pi} \left\{ 1 + \frac{1}{[r_f(\theta)]^2} \left[ \frac{dr_f(\theta)}{d\theta} \right]^2 \right\} r_f(\theta) d\theta$$

对式(7)无量纲化处理, 进一步得到:

$$\frac{d\sigma_f}{d\bar{z}} = \frac{2\rho\mu(q_0 - q_v)}{\pi} \int_0^{2\pi} \left\{ 1 + \frac{1}{[\bar{r}_f(\theta)]^2} \frac{4\pi^2\bar{\Delta}^2}{\lambda^2} \sin^2 \frac{2\pi\theta}{\lambda} \right\} \bar{r}_f(\theta) d\theta$$

$$\bar{r}_f(\theta) = 1 + \bar{\Delta} \cos \frac{2\pi\theta}{\lambda}, \quad \bar{\Delta}, \bar{\lambda}, \bar{r}_f = \Delta, \lambda, r_f(\theta) / r_{f0}$$

$$\rho = L / 2r_f \approx L / 2r_{f0}$$

求解方程(8)并考虑边界条件  $\sigma_f(0) = \sigma_0$ , 纤维内的应力为:

$$\sigma_f(\bar{z}) = \frac{q_0 + k_2\sigma_0}{k_1} - \left( \frac{q_0 + k_2\sigma_0}{k_1} - \sigma_0 \right) \exp\left( -\frac{2r_f\rho\mu k_1 \bar{z}}{\pi} \right)$$

$$r_i = \int_0^{2\pi} \left\{ 1 + \frac{1}{[\bar{r}_f(\theta)]^2} \frac{4\pi^2\bar{\Delta}^2}{\lambda^2} \sin^2 \frac{2\pi\theta}{\lambda} \right\} \bar{r}_f(\theta) d\theta$$

其中  $0 \leq \bar{z} \leq \beta$ 。

### 1.3 外力一位移关系及表观界面强度

在外力  $\sigma_0$  作用下, 整个纤维拔出过程由两个阶段组成: (1). 界面脱粘阶段: 脱粘区内界面剪应力遵循库伦摩擦定律, 而粘附区内为弹性变形传递<sup>[12, 17]</sup>; (2). 完全脱粘后的纤维拔出, 界面剪应力为滑动摩擦力。两个阶段对应的外力和拔出位移分别表示为  $\sigma_{0d}, \delta_{0d}; \sigma_{0p}, \delta_{0p}$ 。

#### 1.3.1 界面脱粘

方程(10)给出了界面脱粘的能量准则,

$$G_{cr} = \frac{\partial U_t}{\partial S_d} = \frac{\partial U_t}{\partial(\beta L \int_{s_f} ds)} = \frac{1}{L} \frac{\partial U_t}{\int_{s_f} ds \partial \beta}$$

$G_{cr}$  为界面断裂韧性,  $S_d$  为脱粘区面积,  $U_t$  为系统弹性应变能, 即:

$$U_t = U_{ft} + U_{mt}$$

$U_{ft}, U_{mt}$  分别表示碳纤维和树脂基体中的弹性应变能。各应力应变分量服从广义 Hooke 定律:

$$\varepsilon_{jr} = \frac{1}{E_j} [\sigma_{jr} - \nu_j(\sigma_{j\theta} + \sigma_{jz})]$$

$$\varepsilon_{j\theta} = \frac{1}{E_j} [\sigma_{j\theta} - \nu_j(\sigma_{jr} + \sigma_{jz})]$$

$$\varepsilon_{jz} = \frac{1}{E_j} [\sigma_{jz} - \nu_j(\sigma_{jr} + \sigma_{j\theta})]$$

$$\varepsilon_f^r = 0, \quad \tau_f^r = 0, \quad \varepsilon_m^r = \frac{2(1+\nu_m)}{E_m} \tau_m^r$$

式中  $j=f, m$  分别代表纤维和基体。联立式(3)、(4)、(6)、(9)、(10)-(12), 可以得到界面脱粘阶段的外力。

纤维在加载端  $z=0$  处拔出位移  $\delta_d$  的无量纲形式表示为<sup>[12]</sup>:

$$\bar{\delta}_d = \frac{\delta_d}{L} = \frac{1}{E_m} [\lambda_1 f_0 + \beta(\lambda_2 \sigma_{0d} + \lambda_3 q_0)]$$

$$f_0 = \frac{\beta(q_0 + k_2 \sigma_{0d})}{k_1} - \frac{\pi[q_0 + (k_2 - k_1)\sigma_{0d}]}{2k_1^2 r_f \mu \rho} \times (1 - e^{-\frac{2\rho k_1 \mu \beta}{\pi}})$$

$$\lambda_1 = \alpha + \gamma - 2k_1(\alpha v_f + \gamma v_m), \quad \lambda_2 = 2k_2(\alpha v_f + \gamma v_m) - \gamma$$

$$\lambda_3 = 2(\alpha v_f + \gamma v_m)$$

由此可见, 脱粘过程中外力和位移为脱粘长度  $\beta$  的函数, 随脱粘长度的变化而呈现非线性变化,

$$\begin{cases} \sigma_{0d} = \sigma_{0d}(\beta) \\ \bar{\delta}_d = \bar{\delta}_d(\beta) \end{cases}$$

### 1.3.2 完全脱粘后纤维拔出

当界面完全脱粘后, 界面应力传输遵循库伦摩擦定律<sup>[17-19]</sup>。此阶段外力与位移可表示为:

$$\sigma_{0p} = \frac{[1 - e^{-\frac{2\rho k_1 \mu (1 - \bar{\delta}_p)}{\pi}}] q_0}{k_1 - k_2 + k_2 e^{-\frac{2\rho k_1 \mu (1 - \bar{\delta}_p)}{\pi}}}$$

$$\bar{\delta}_p = \frac{\delta_p}{L}, \quad (\bar{\delta}_d)_{\beta=1} \leq \bar{\delta}_p \leq 1$$

此时外力随拔出位移增大而减小, 当位移  $\delta_p$  与纤维长度  $L$  相等时, 纤维全部拔出, 拔出力变为零。

### 1.3.3 表观界面强度

纤维拔出实验中通常引入表观界面强度  $\tau_a$  来衡量界面粘合程度<sup>[8, 20]</sup>, 即:

$$\tau_a = \frac{\sigma_{0m} \pi r_f^2}{2\pi r_f L} = \frac{\sigma_{0m}}{4\rho}$$

式中  $\sigma_{0m}$  为界面脱粘阶段的最大外力。可以看出表观界面强度与碳纤维长细比和最大脱粘外力相关, 反映了界面实际的承载能力。

## 2 桥联问题

当热固性树脂基体产生裂纹时, 由于碳纤维表面粗糙度对界面粘附有增强效应, 形成纤维桥联机制的难度将加大<sup>[13-14]</sup>。下面将轴向粗糙度的解析表征引入桥联模型, 分析碳纤维表面粗糙形貌对复合材料断裂韧性的影响。

### 2.1 桥联法则推导

考虑碳/环氧连续纤维增强复合材料体系在基

体开裂后产生的桥联机制<sup>[13]</sup>, 如图3所示。

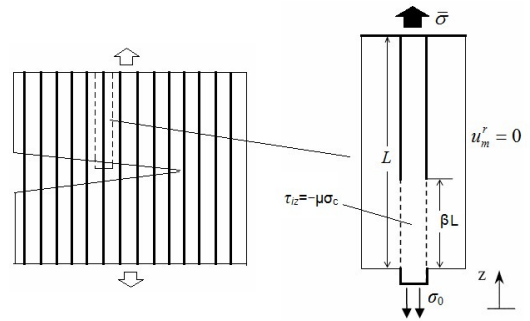


图3 连续碳纤维增强复合材料的桥联机制及代表单元

Fig.3 Bridging mechanism of continuous carbon fiber-reinforced composites, and schematics of representative volume element

复合材料体系中的碳纤维具有如图1所示的表面轴向粗糙度。对周期性代表元进行剪滞分析, 得到脱粘区的剪滞方程与式(8)相同。与单纤维拔出装置相比, 此时代表元中碳纤维与树脂基体有相同长度  $L$ , 脱粘长度为  $\beta L$  ( $0 \leq \beta \leq 1$ )。代表元边界  $r=r_m$  处的径向位移为零<sup>[11]</sup>, 纤维体积分数  $f=(r_f/r_m)^2$ 。同时考虑到界面径向应力为压应力(负值), 得到纤维应力的表述形式:

$$\sigma_f = \frac{q_0 + |k_2| \sigma_0}{|k_1|} + \left( \frac{q_0 + |k_2| \sigma_0}{-|k_1|} + \sigma_0 \right) \exp\left[-\frac{2r_f \rho \mu |k_1| \bar{z}}{\pi}\right]$$

参数  $k_1, k_2$  的形式为<sup>[11]</sup>:

$$k_1 = \frac{\alpha v_f (1 + 2\gamma - v_m) - \gamma v_m (1 + v_m)}{\alpha (1 - v_f) (1 + 2\gamma - v_m) + 1 - v_m^2}$$

$$k_2 = \frac{-\gamma v_m (1 + v_m)}{\alpha (1 - v_f) (1 + 2\gamma - v_m) + 1 - v_m^2}$$

$q_0$  表示为:

$$q_0 = E_m \Delta T (c_1 \kappa_m - c_2 \kappa_f)$$

$$c_1 = \frac{1 + v_m}{\alpha (1 - v_f) (1 + 2\gamma - v_m) + 1 - v_m^2}$$

$$c_2 = \frac{1 + 2\gamma - v_m}{\alpha (1 - v_f) (1 + 2\gamma - v_m) + 1 - v_m^2}$$

式(18)、(19)中  $\gamma, \alpha$  仍由式(3)、(6)给出。

同时, 在非脱粘区, 纤维和基体具有相同的轴向应变<sup>[13, 17]</sup>:

$$\varepsilon_f = \varepsilon_m \quad (\beta L \leq z \leq L)$$

联立式(3)、(12)、(19), 可解得非脱粘区内的纤维应力  $\bar{\sigma}_f$ 。又根据纤维应力在脱粘区和非脱粘区的



交界处  $z=\beta L$  处具有连续性,可解得桥联应力  $\sigma_0$ :

$$\sigma_0 = \frac{(1 - e^{-2r_1 \rho \mu |k_1| \beta / \pi}) q_0 \lambda_3 + |k_1| (q_0 \lambda_3 - 2k_3 v_m)}{\lambda_1 e^{-2r_1 \rho \mu |k_1| \beta / \pi} (|k_2| - |k_1|) - (|k_1| \lambda_2 + |k_2| \lambda_1)}$$

$$\lambda_1 = (\alpha + \gamma) + 2(\alpha v_f |k_1| + c_3 v_m)$$

$$\lambda_2 = -2(\alpha v_f |k_2| + c_4 v_m) - \gamma, \lambda_3 = 2(\alpha v_f - c_3 v_m)$$

$$k_3 = \left[ \frac{\gamma(1+v_m)}{1+2\gamma-v_m} - 1 \right] \frac{E_m \kappa_m \Delta T}{1-v_m}$$

$$c_3 = \frac{-|k_1| \gamma(1+v_m)}{1+2\gamma-v_m} - \frac{v_m \gamma(1+\gamma)}{1+2\gamma-v_m}$$

$$c_4 = \frac{-|k_2| \gamma(1+v_m)}{1+2\gamma-v_m} - \frac{v_m \gamma(1+\gamma)}{1+2\gamma-v_m}, c_5 = \frac{\gamma(1+v_m)}{1+2\gamma-v_m}$$

桥联区内的裂纹面上张开位移即为纤维拔出位移:

$$\bar{\delta} = \frac{\delta}{L} = \frac{1}{E_m} \left[ \lambda_1 f_0 + \beta (\lambda_2 \sigma_0 + \lambda_3 q_0 - 2v_m k_3) \right]$$

$$f_0 = \frac{\beta (q_0 + |k_2| \sigma_0) - \pi [q_0 + (|k_2| - |k_1|) \sigma_0]}{|k_1| 2k_1^2 r_1 \mu \rho}$$

$$\times \left( 1 - e^{-\frac{2\rho |k_1| r_1 \mu \beta}{\pi}} \right)$$

由式(21)、(22)即可得到形如式(14)的桥联法则。

### 2.2 断裂韧性

利用简单的双悬臂梁(DCB)模型考察纤维桥联机制对复合材料断裂韧性的贡献,如图4所示。

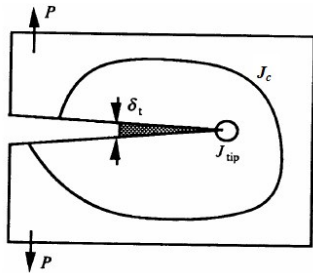


图4 具有桥联机制的复合材料双悬臂梁模型

Fig.4 Double cantilever beam (DCB) model of composites with bridging mechanisms

根据 Bao、Sorensen 等人的研究<sup>[21-22]</sup>,利用 J 积分衡量复合材料结构的整体断裂韧性:

$$J_c = J_{tip} + \Gamma_{bri} = J_{tip} + \int_0^{\delta_i} \sigma_0(\delta) d\delta$$

$J_c$  等价于复合材料的整体断裂韧性,  $J_{tip}$  为基体裂纹尖端附近的 J 积分,等价于基体断裂时自身的能量释放率。图4中阴影区域为桥联区,作用桥联应力  $\sigma_0$ ,在桥联区与非桥联区交界处的裂纹张开位移为  $\delta$ 。设碳纤维强度为理想分布(纤维中没有随机分布的缺陷,破坏强度具有单值性)<sup>[13-14]</sup>,则有:

$$(\sigma_0)_{\delta=\delta_i} = S$$

S 为碳纤维的破坏强度。桥联机制对整体断裂韧性的贡献即为桥联能量释放率  $\Gamma_{bri}$ 。由于热固性树脂基体的断裂韧性一般较小,因此 DCB 试样中材料整体断裂韧性主要来自于桥联机制的贡献。

## 3 结果与讨论

对于碳/环氧树脂复合材料体系,材料参数如下:  $E_f=230\text{GPa}$ ,  $E_m=3\text{GPa}$ ,  $\nu_f=0.2$ ,  $\nu_m=0.35$ ,  $\mu=0.3$ ,  $\kappa_f=12 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ,  $\kappa_m=55 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ,  $G_{cr}=200\text{J/m}^2$ ,  $r_m=4r_{10}$ ,  $\Delta T=-150^\circ\text{C}$ ,  $\rho=L/2r_{10}=10$ 。纤维表面轴向粗糙度通过表面粗糙峰值和波长的比值  $\Delta/\lambda$  来衡量。 $\Delta/\lambda$  越大,表面越粗糙; $\Delta/\lambda$  趋于 0 时,表面趋于光滑。根据 Chen 等人的实验<sup>[8]</sup>,表1给出  $\Delta/\lambda$  与表面刻蚀时间的关系:

表1 不同表面刻蚀时间下的  $\Delta/\lambda$  值

Table 1 Values of  $\Delta/\lambda$  for different surface etching time

Etching time (h)	$\Delta/r_{10}$	$\lambda/r_{10}$	$\Delta/\lambda$
0 h	0	/	0
24h	0.0055	0.286	0.019
48h	0.0072	0.171	0.042
72h	0.009	0.122	0.074
96h	0.012	0.107	0.112
120h	0.016	0.086	0.186

### 3.1 纤维拔出问题

#### 3.1.1 外力—位移关系曲线

由式(14)首先得到界面脱粘阶段外力和脱粘长度在不同粗糙度下的变化关系:

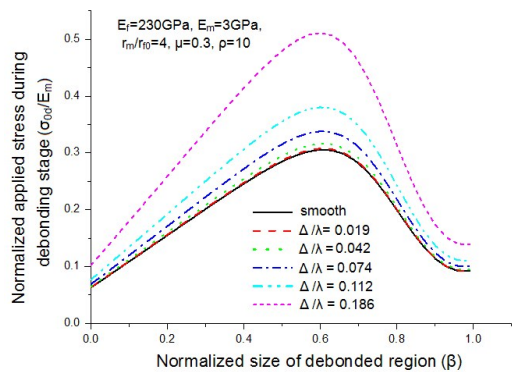


图5 界面脱粘阶段外加拉伸载荷和脱粘长度在不同粗糙度下的关系曲线

Fig.5 The normalized applied tensile load during the debonding stage versus the normalized debonded length for different interface roughness

如图5所示,当刚开始发生界面脱粘时( $\beta=0$ ),外

加拉力为有限值,并随着脱粘程度增加而逐渐增大;在达到峰值 $\sigma_{0m}$ 之后,界面快速脱粘直至完全失效,而外力下降较快。由方程 $d\sigma_{0d}/d\beta=0$  可求出 $\sigma_{0d}$ 达到最大值时对应的无量纲脱粘长度 $\beta_c \approx 0.63$ ,这与Piggort针对碳/环氧树脂复合材料的理论预测结果基本一致<sup>[23]</sup>。同时发现 $\sigma_{0d}$ 随着 $\Delta/\lambda$ 增加而明显增大,说明粗糙的界面提高了界面的粘合强度。

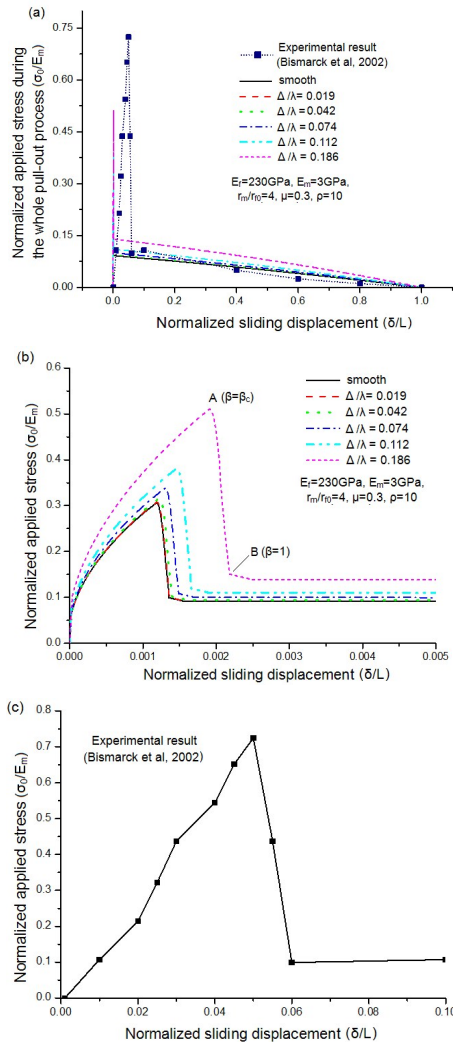


图6 (a) 不同粗糙度下整个纤维拔出过程中的外力—位移曲线; (b)  $0 \leq \bar{\delta} \leq 0.005$  范围内的外力—位移理论曲线; (c)  $0 \leq \bar{\delta} \leq 0.1$  范围内的外力—位移实验曲线<sup>[24]</sup>

Fig.6 (a) Applied load—displacement curves during the whole pull-out process for different interface roughness; (b) amplifications of the applied load—displacement theoretical curves when  $0 \leq \bar{\delta} \leq 0.005$ ; (c) amplifications of the applied load—displacement experimental curve when  $0 \leq \bar{\delta} \leq 0.1$  <sup>[22]</sup>

由式(14)、(15)得到整个碳纤维拔出过程中的外

力—位移曲线,与Bismarck等得到的实验结果<sup>[24]</sup>进行比较,可以看出实验数据和理论预测量级一致。由于缺少必要的实验参数,很难进行定量比较,但可发现两个定性相同的特征:(1) 外加拉力均在很小的位移范围内达到最大值,(如图6(a)所示);(2) 将实验和理论曲线放大(图6(b)、(c)),发现外力在达到最大值后(点A),均会迅速降至有限值(点B),同时界面完全脱粘,接着呈现明显的“摩擦控制”特点<sup>[17, 25]</sup>。

### 3.1.2 界面粗糙度对表观界面强度的增强效应

图7首先给出不同长细比碳纤维的表观界面强度 $\tau_a$ 随表面刻蚀时间的变化关系,可以看出理论预测与Song等人的实验结果<sup>[8]</sup>处于同一量级,且 $\rho=20$ 时与实验结果符合最好,说明理论预测外加拉力最大值 $\sigma_{0m}$ 的合理性。当长细比一定时, $\tau_a$ 随表面刻蚀时间增加而增大,反映出表面改性对界面粘合强度的提高作用。但随长细比增大,粗糙度对界面强度的增强效应呈现先增大后减小的趋势,这一现象在图8中表现更为清晰:当粗糙度一定时,长细比存在一个极限值 $\rho_c$ ,使表观界面强度达到最大。

由于方程 $d\tau_a/d\rho=0$  为一个超越方程,无法解析求得 $\rho_c$ 的表达式,仅能给出一个大致的长细比范围 $30 \leq \rho \leq 45$ ,在此范围内,界面粗糙度一定时,长细比对表观界面强度的增强效应最为明显。可见,在碳/环氧复合材料具体设计中,可在此优化范围内选择碳纤维长细比,从而使表面改性对界面强度的提高作用达到最优。

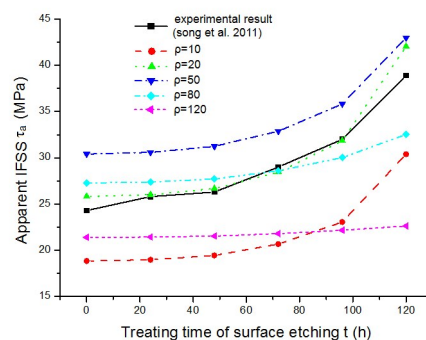


图7 不同碳纤维长细比下表观界面强度随表面刻蚀时间的变化关系

Fig.7 Apparent IFSS versus surface etching time for different carbon fiber's aspect ratios

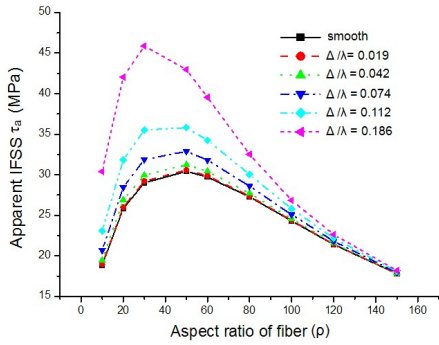


图8 不同粗糙度下表观界面强度随碳纤维长细比的变化关系

Fig.8 Apparent IFSS versus carbon fiber's aspect ratio under different interface roughness

### 3.2 桥联问题

对于图3中的连续碳纤维树脂基复合材料,令纤维强度  $S=2.4\text{GPa}$ ,代表元中纤维长细比为  $\rho=L/2r_{f0}=20$ ,基体半径  $r_m=2r_f$ ,则纤维体积分数为  $f=0.25$ ,其它参数与拔出问题中一致。

#### 3.2.1 桥联力—裂纹张开位移关系

根据式(21)首先得到不同粗糙度下的桥联力随脱粘长度的变化关系:

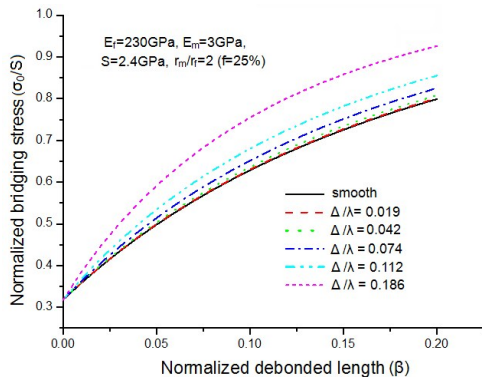


图9 不同粗糙度下桥联力和脱粘长度关系曲线

Fig.9 Normalized bridging stress versus debonded length for different interface roughness

与图5类似,当脱粘长度相同时,粗糙度越大,纤维中的桥联应力就越大,反映出粗糙度对界面摩擦剪应力的增强作用。

联立式(21)、(22)可得到桥联力—裂纹张开位移曲线:

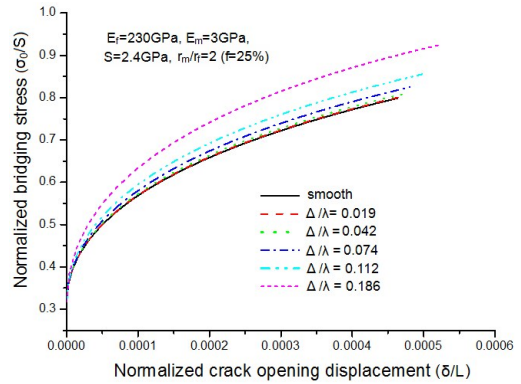


图10 不同粗糙度下桥联力—裂纹张开位移曲线

Fig.10 Normalized bridging stress versus crack opening displacement for different interface roughness

与图6一致,粗糙度增大将使桥联应力增加。并且可以看出粗糙度越大,达到相同的桥联应力水平时的裂纹张开位移越小,这将对桥联机制产生的能量造成重要影响。

同时给出不同纤维体积分数下桥联力—位移关系曲线(仅考虑界面光滑情况)。发现纤维体积分数越大,桥联应力越小。这主要是因为当纤维体积分数降低时,相同的外力分布在数量更少的纤维上,则每根纤维上的应力将增大。

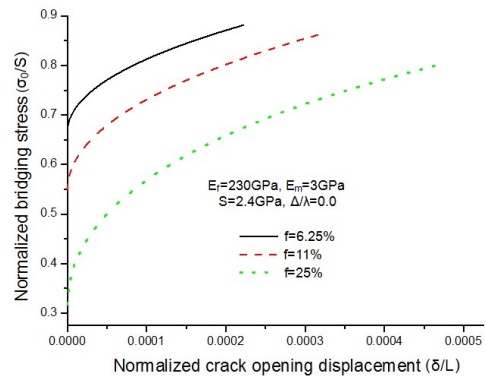


图11 不同纤维体积分数下的桥联力—裂纹张开位移关系(界面光滑)

Fig.11 Normalized bridging stress versus crack opening displacement for different fiber volume fractions

#### 3.2.2 粗糙度对桥联能量释放率的影响

针对图4中的DCB装置,计算不同碳纤维表面粗糙度下的桥联能量释放率  $\Gamma_{bri\circ}$



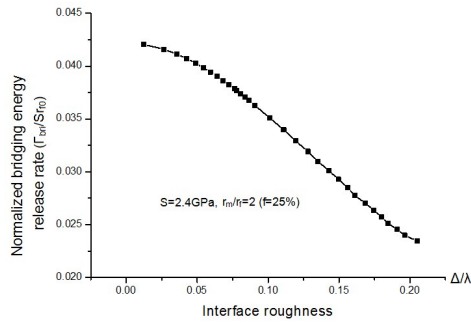


图 12 桥联能量释放率随界面粗糙度的变化关系

Fig.12 Normalized bridging energy release rate versus interface roughness

如图 12 所示,桥联能量释放率随着界面粗糙度的增加而逐渐减小,这主要因为在桥联应力的变化范围内( $0 \leq \sigma_0 \leq S$ ),纤维表面粗糙度越大,对应的拔出位移就越小(如图 10 所示),则桥联力做的功就越小。考虑到复合材料整体断裂能量释放率主要来自桥联机制的贡献,因此界面粗糙度的增加降低了复合材料断裂韧性,与复合材料断裂的实验结论一致<sup>[26]</sup>。另外,图 12 中得到桥联能量释放率数值范围大约在  $170 \sim 302 \text{ J/m}^2$  (这里令碳纤维半径为  $r_0 = 3.5 \mu\text{m}$ ),与 Barikani 等人关于碳/环氧树脂复合材料断裂韧性的实验数据较为接近 ( $120 \sim 380 \text{ J/m}^2$ )<sup>[27]</sup>。

### 3 结论

本文针对碳纤维特有的轴向粗糙表面形貌对复合材料界面性能及整体断裂韧性的影响理论分析,建立了考虑粗糙度的剪滞和桥联模型,分别分析碳纤维表面粗糙度在纤维拔出问题中对界面粘合强度,及连续纤维复合材料体系中对桥联能量释放率的影响,结果发现:

碳纤维表面粗糙度的增加提高了界面粘结强度,即界面脱粘需要更大的外力作用,碳纤维表面改性可改善界面粘合强度,拔出外力与位移的理论结果关系与实验定性特征符合;当碳纤维长细比为  $30 \sim 45$  范围时,粗糙度对界面强度的增强效应达到最优;在连续碳纤维增强树脂基复合材料体系中,纤维表面粗糙度的增加使桥联力增大,同时降低桥联能量释放率,即降低了材料整体断裂韧性,本文结果对碳纤维增强环氧树脂基复合材料的界面优化设计具有一定的指导意义。

### 致谢:

本文得到国家自然科学基金(10972220,

10732050, 11021262)和纳米重大基础研究计划(2012CB937500)的资助。

### 参考文献:

- [1]Mukhopadhyay M. Mechanics of composite materials and structures [M]. India: Longman, 2005.
- [2]Hughes J D H. The carbon fiber/epoxy interface—A review. Compos Sci Technol, 1991, 41(1): 31-45.
- [3]Luo Y F, Zhao Y, Duan Y X, et al. Surface and wettability property analysis of CCF300 carbon fibers with different sizing or without sizing. Mater Des, 2011, 32(2): 941-946.
- [4]Meng L H, Chen Z W, Song X L, et al. Influence of high temperature and pressure ammonia solution treatment on interfacial behavior of carbon fiber/epoxy resin composites. J Appl Polym Sci, 2009, 113(6): 3436-3441.
- [5]Fu Y F, Xu K, Li J, et al. The influence of plasma surface treatment of carbon fibers on the interfacial adhesion properties of UHMWPE composite. Polym-Plast Technol & Eng, 2012, 51(3): 273-276.
- [6]Bai Y P, Wang Z, Feng L Q. Interface properties of carbon fiber/epoxy resin composite improved by supercritical water and oxygen in supercritical water. Mater Des, 2010, 31(3): 1613-1616.
- [7]Rhee K Y, Park S J, Hui D, et al. Effect of oxygen plasma-treated carbon fibers on the tribological behavior of oil-absorbed carbon/epoxy woven composites. Compos Part B, 2011, In press.
- [8]Song W, Gu A J, Liang G Z, et al. Effects of surface roughness on interfacial properties of carbon fibers reinforced epoxy resin composites. Appl Surf Sci, 2011, 257(9): 4069-4074.
- [9]Xie J F, Xin D W, Cao H Y, et al. Improving carbon fiber adhesion to polyimide with atmospheric pressure plasma treatment. Surf Coat Technol, 2011, 206(2-3): 191-201.
- [10]Kerans R G, Parthasarathy T A. Theoretical analysis of the fiber pullout and pushout tests. J Am Ceram Soc, 1991, 74(7): 1585-1596.
- [11]Liu H Y, Zhou L M, Mai Y W. On fiber pull-out with a rough interface. Philos Mag A, 1994, 70(2): 359-372.
- [12]Chai Y S, Mai Y W. New analysis on the fiber push-out problem with interface roughness and thermal residual stresses. J Mater Sci, 2001, 36(8): 2095-2104.
- [13]Marshall D B, Cox B N, Evans A G. The mechanics of matrix cracking in brittle-matrix fiber composites. Acta Metall, 1985, 33(11): 2013-2021.
- [14]Evans A G, Marshall D B. The mechanical behavior of ceramic matrix composites. Acta Metall, 1989, 37(10): 2567-2583.
- [15]Jiang L Y, Huang Y, Jiang H, et al. A cohesive law for carbon nanotube/polymer interfaces based on the van der Waals force. J Mech Phys Solids, 2006, 54(11): 2436-2452.
- [16]Waters J F, Lee S, Guduru P R. Mechanics of axisymmetric wavy surface adhesion: JKR - DMT transition solution. Int J Solids Struct, 2009, 46(5): 1033-1042.
- [17]Gao Y C, Mai Y W, Cotterell, B., 1988. Fracture of fiber-rein-



- forced materials. *J. Appl. Math. Phys. (ZAMP)* 39(4), 550-572.
- [18]Lin Z, Li C V. Crack bridging in fiber reinforced cementitious composites with slip-hardening interfaces. *J Mech Phys Solids*, 1997, 45(5): 763-787.
- [19]Mackin T J, Warren P D, Evans A G. Effects of fiber roughness on interface sliding in composites. *Acta Metall Mater*, 1992, 40(6): 1251-1257.
- [20]Hampe A, Kalinka G, Meretz S, et al. An advanced equipment for single-fibre pull-out test designed to monitor the fracture process. *Compos*, 1995, 26(1): 40-46.
- [21]Bao G, Suo Z. Remarks on crack-bridging concepts. *Appl Mech Rev*, 1992, 45(8): 355-366.
- [22]Sorensen B F, Jacobsen T K. Determination of cohesive laws by the J-integral approach. *Eng Fract Mech*, 2003, 70(14): 1841-1858.
- [23]Piggott M R. Failure processes in the fibre-polymer interphase. *Compos Sci Technol*, 1991, 42(1-3): 57-76.
- [24]Bismarck A, Menner A, Kumru M E, et al. Poly(carbazole-co-acrylamide) electrocoated carbon fibers and their adhesion behavior to an epoxy resin matrix. *J Mater Sci*, 2002, 37(3): 461-471.
- [25]Yue C Y, Cheung W L. Interfacial properties of fiber-reinforced composites. *J Mater Sci*, 1992, 27(14): 3843-3855.
- [26]Miyagawa H, Sato C, Ikegami K. Effect of fiber orientation on Mode I fracture toughness of CFRP. *J Appl Polym Sci*, 2010, 115(6): 3295-3302.
- [27]Barikani M, Saidpour H, Sezen M. Mode-I interlaminar fracture toughness in unidirectional carbon-fibre/epoxy composites. *Iran Polym J*, 2002, 11(6): 413-423.