

纤维取向性对短纤维增强复合材料力学性能的影响

1. 前言

短纤维增强复合材料的增强机理经过 Cool^[1]、Dow^[2]、Rosen^[3] 和 Hayashi^[4] 几人采用单根短纤维模型已弄清。并对多根纤维模型进行了一些研究工作^[5-6]，但对它们的增强机理还难解释清楚。关于长纤维取向对纤维增强复合材料力学性能影响的研究^[7-9]，已有报导。

本文通过实验阐明短纤维增强复合材料力学性能与纤维方向之间的关系。采用三种类型的试件：单向、双向和随机方向。从其拉伸实验结果可看出在不同的纤维方向上所得到的杨氏模量和拉伸强度有很大差别。断裂表面用扫描电镜观察，认为影响复合材料断裂的主要因素是纵向纤维的特性。此外，我们基于Cox理论的纤维排列模型证明计算结果与实验结果符合。

2. 实验过程

本研究采用脆性的环氧树脂作基体，以0.1毫米直径和10毫米长的铅丝作短纤维。采用三种典型试件，包括单向、双向和随机方向纤维排列的三种试件。尺寸见图1，单向、双向试件的纤维方向角度见图2。在单向试件中纤维方向角度从0°~90°之间。双向试件是同等数量的纤维排列在两个不同的方向上，它们可用如下组合： $\theta_1/\theta_2=0^\circ/120^\circ$ 、 $0^\circ/45^\circ$ 、 $0^\circ/90^\circ$ 、 $45^\circ/90^\circ$ 。在随机排列的试件中，纤维均匀分布在所有方向见图3。所有试件纤维的体积含量在0~6%。

拉伸试验是在Instron试验机(IS-500型)上进行，试验条件为：丁字头速度0.5毫米/分，环境条件是温度 $20 \pm 0.5^\circ\text{C}$ ，相对湿度 $50 \pm 1\%$ ，试样的应变是通过标准长度(45毫米)内的伸长而测量的，利用光跟踪法，并用扫描电镜观察断裂表面。

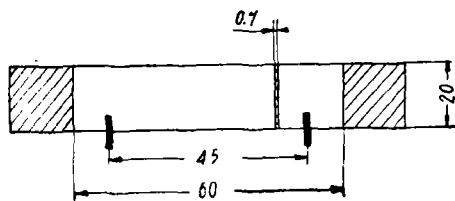


图1 试件的尺寸

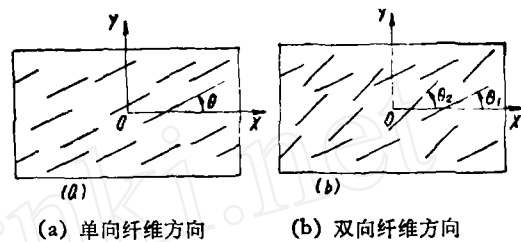


图2 试件的纤维方向

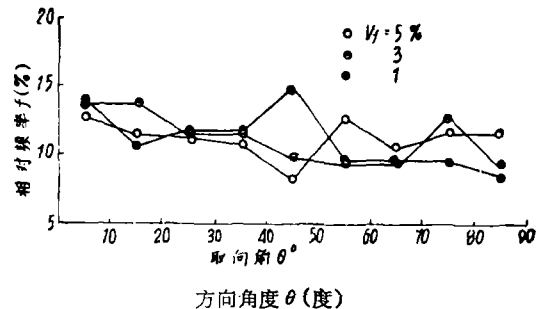


图3 纤维取向角度的分布

3. 实验结果

复合材料典型的应力-应变曲线见图4、图5。

(1) 单向复合材料:

复合材料的杨氏模量E。随着纤维含量体积比 V_f 的增加而增加见图6。图7表明杨氏模量随着纤维取向角度的增加而减少。当复合材料纤维角度 $\theta > 45^\circ$ 时，杨氏模量几乎不受纤维取向角的影响。图8和图9表明拉伸强度 σ 。随着纤维取向角的增加而减少。当纤维角度在 $\theta = 45^\circ$ 以上时，拉伸强度大约等于基体拉伸强度。由此事实可认为复合材料很难为 $\theta > 45^\circ$ 的纤维铺层所增强。图10表明断裂应变 $\epsilon_{0.2}$ 的趋向是随着纤维体积分量的增加而减小。这些关系的趋势与图7所示的关系是完全相反的。

(2) 双向和随机复合材料:

在双向复合材料中，当一个纤维取向角 $\theta = 0^\circ$ 时，杨氏模量和拉伸强度的趋势与单向复合材料相似如图11~15。在随机复合材料情况中，杨氏模量值类似于单向复合材料中纤维取向角 $\theta = 30^\circ$ 和 $\theta = 45^\circ$ 的情况。图16和图17表明随机和双向($\theta_1 = 0^\circ$ 不变)两种复合材料断裂应变几乎不变，它们的值和纤维取向角 $\theta = 0^\circ$

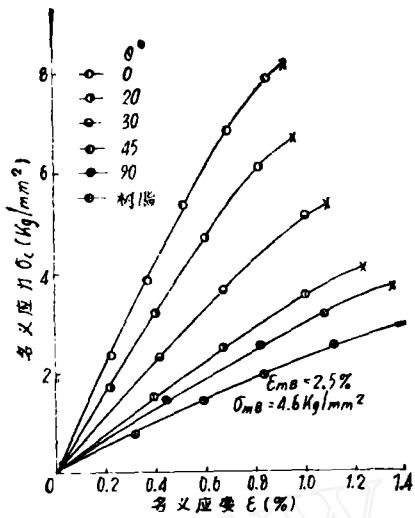


图4 名义应力-应变曲线(单向 $V_f=5\%$)

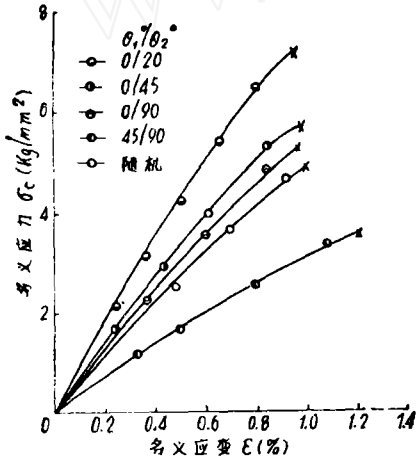


图5 应力-应变曲线(双向)

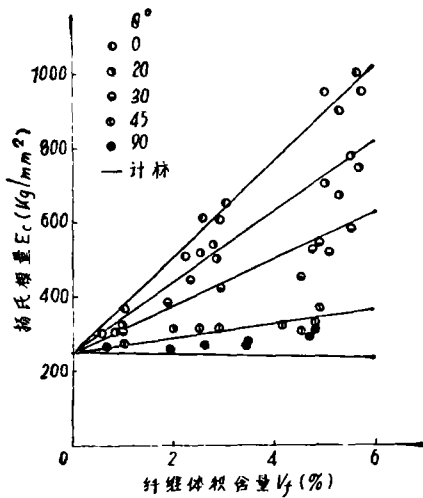


图6 杨氏模量-纤维体积比(单向)

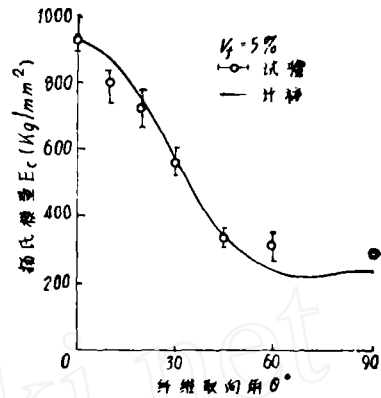


图7 杨氏模量-单向纤维方向角

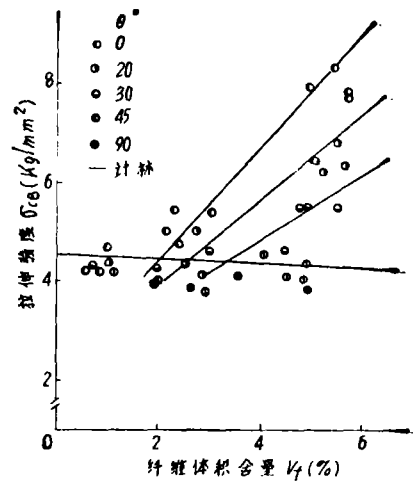


图8 拉伸强度-纤维体积(单向)

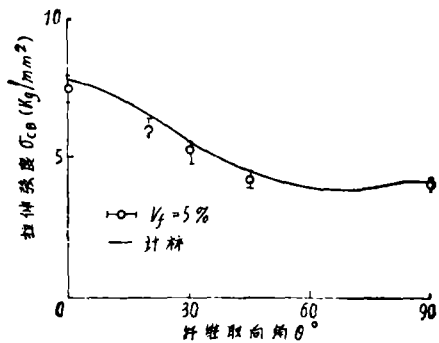


图9 拉伸强度-单向纤维方向角

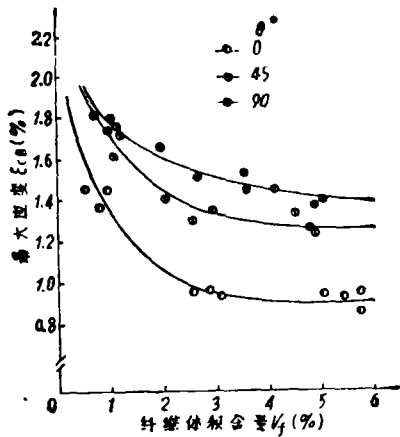


图 10 应变-纤维体积含量

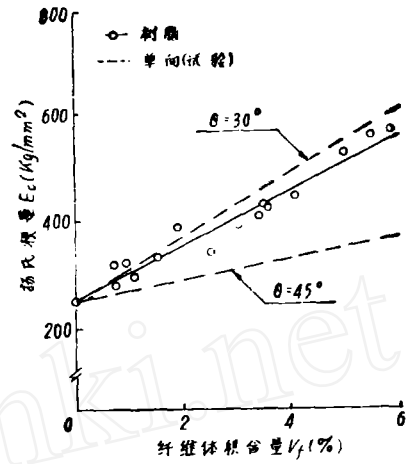


图 13 杨氏模量-纤维体积含量(随机)

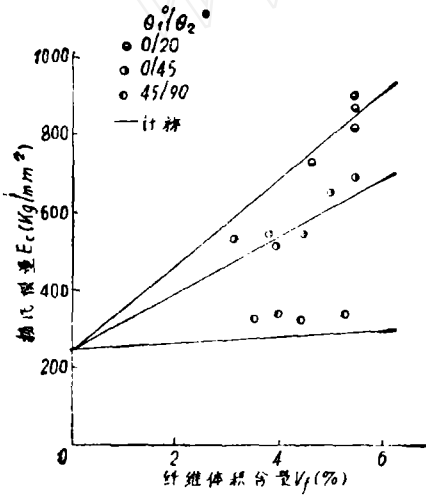


图 11 杨氏模量-纤维体积含量(双向)

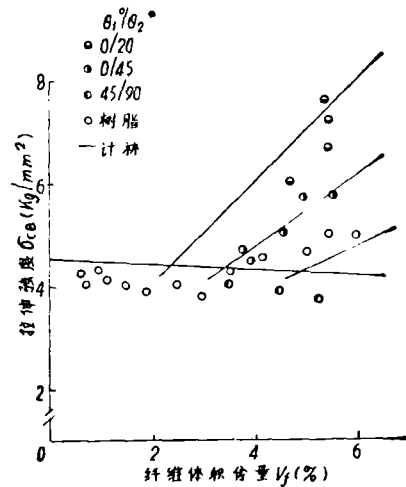


图 14 拉伸强度-纤维体积含量(双向、随机)

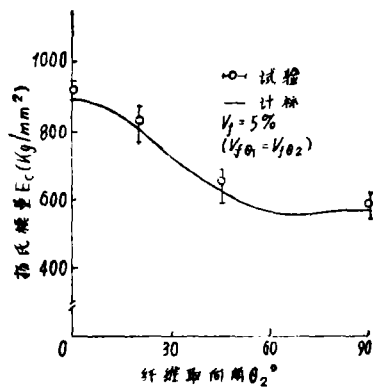


图 12 杨氏模量-纤维方向角 θ_2 当 $\theta_1=0^\circ$ 不变(双向)

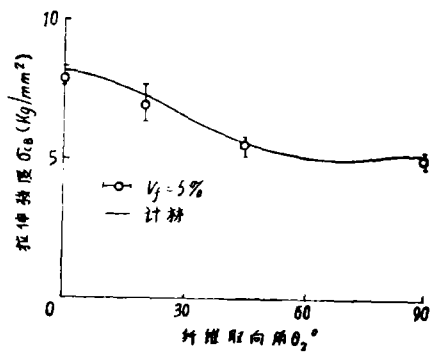


图 15 拉伸强度-纤维方向角 θ_2 当 $\theta_1=0^\circ$ 不变时(双向)

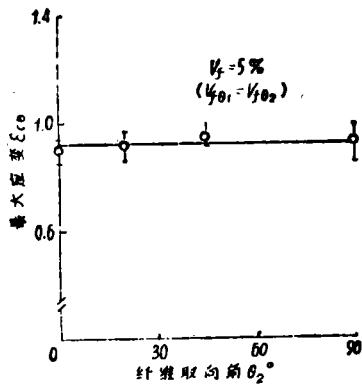


图 16 最终应变-纤维方向角 θ_2
当 $\theta=0^\circ$ 不变(双向)

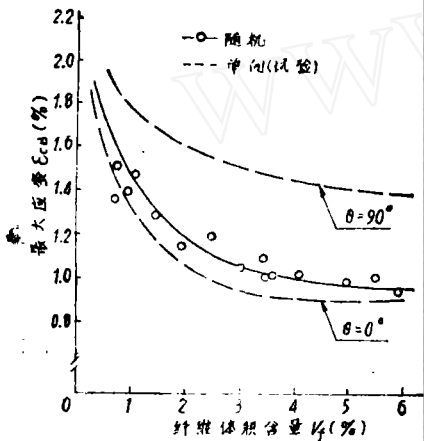


图 17 最终应变-纤维体积含量(随机)

的单向复合材料的值几乎相等。因此，可以推测复合材料的断裂应变是受纵向纤维性能的影响，即沿拉伸方向纤维性能的影响。

(3) 显微观察:

复合材料断裂表面的显微照片如图 18~20。照片 20(2) 的基体树脂断裂表面呈现粗糙。照片 18、19 和 20(1) 看到的断裂表面在基体树脂周围纵向纤维端面呈现光滑的表面。由这些观察的结果，

可以认为光滑表面是裂缝的起始点。对应于试验结果的断裂应变点在随机和双向 ($\theta=0^\circ$ 不变) 的复合材料中，断裂应变几乎等于铺层为拉伸方向 ($\theta=0^\circ$) 纤维的单向复合材料的值。说明脆性基体的短纤维增强复合材料的断裂取决于纵向纤维端部裂缝的产生情况。

4. 模型分析并与实验比较

为了估算带有两个纤维取向的短纤维增强复合材

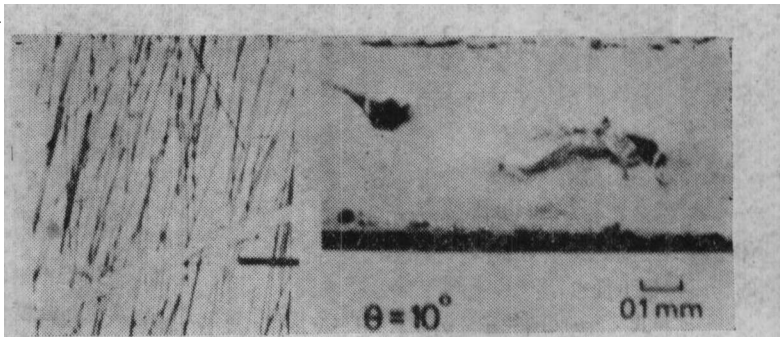


图 18 微观观察(单向)



图 19 微观观察(双向)

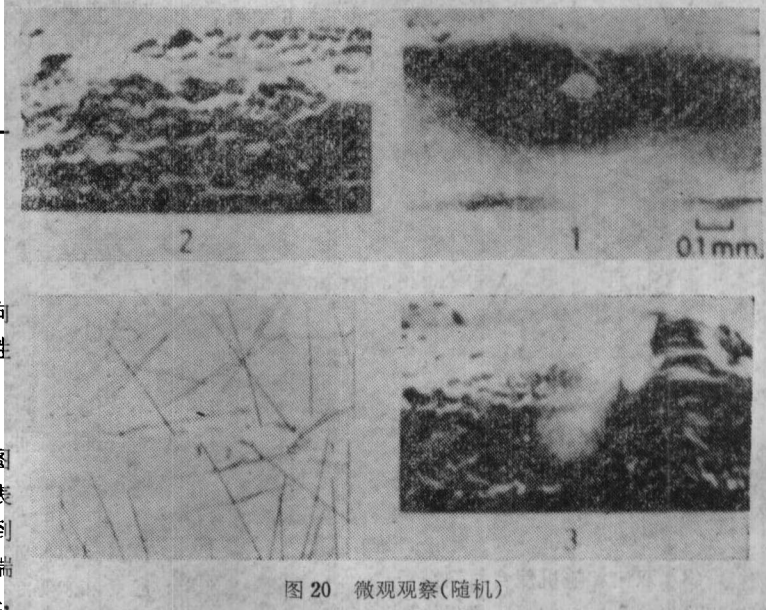


图 20 微观观察(随机)

料的杨氏模量和拉伸强度，选择下面的模型。并比较其理论值与实验值。由于纤维体积含量较低，故纤维之间的干扰可以忽略。

(1) 单向复合材料:

设单根纤维取向 x' 与拉伸方向 x 成 θ 角(见图 21)。如复合材料的应变沿 x 方向为 ϵ_x ，并假设产生的纤维拉伸应变沿纤维方向 x' 为 $\epsilon_{x'}$ ，沿纤维方向 x' 的平均拉伸应力由 Cox' 的理论得到:

$$\bar{\sigma}_{t(\theta)} = \sigma_c (\cos^2 \theta - \gamma \sin^2 \theta) (E_t - E_m) \times \left(1 - \tanh \beta \frac{1}{2} \left| \beta \frac{1}{2} \right| \right) \quad (1)$$

式中: $\beta = \sqrt{H / (E_t - E_m) A_t}$

v : 基体的泊桑比; 下标 f : 纤维;
 m : 基体树脂; c : 复合材料。

在 Y-Z 截面上复合材料的力和分配到纤维及基体上的力之间的关系可从混合律得到。单向复合材料的杨氏模量下面给出:

$$E_c = R \cdot f(\theta) (E_t - E_m) V_t + E_m (1 - V_t) \quad (2)$$

式中: $R = 1 - \tanh \beta \frac{1}{2} \left| \beta \frac{1}{2} \right|$

$$f(\theta) = (\cos^2 \theta - \nu \sin^2 \theta) \cos^2 \theta$$

$f(\theta)$ 表示单向纤维取向的影响称为排列系数。R 表示因纤维短而使杨氏模量降低的程度称为非分配增强率。

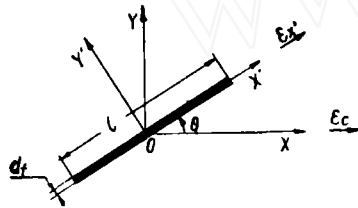


图 21 纤维方向模型

$f(\theta)$ 和纤维取向角的关系表示在图 21。单向复合材料的杨氏模量由方程 (2) 计算并用实线表示在图 6 和图 7 中, 它们与实验值符合。

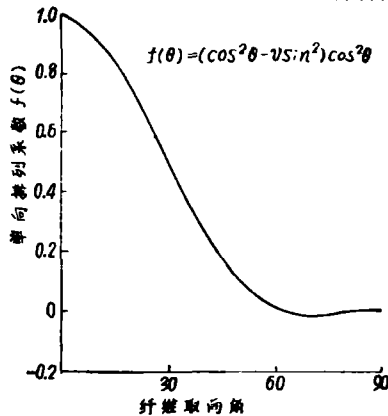


图 22 单向排列系数值-纤维方向角

(2) 双向和随机复合材料:

双向复合材料的杨氏模量由下面给出:

$$E_c = R \{ \bar{g}(\theta_1) f(\theta_1) + \bar{g}(\theta_2) f(\theta_2) \} (E_t - E_m) V_t + E_m (1 - V_t) \quad (3)$$

式中: $\bar{g}(\theta_1) + \bar{g}(\theta_2) = 1$ $\bar{g}(\theta) = V_{t\theta} / V_t$

$\bar{g}(\theta)$ -纤维的概率函数

本研究工作相当于纤维分布在两个方向, 所以 $\bar{g}(\theta)$ 由下面给出:

$$\bar{g}(\theta_1) = \bar{g}(\theta_2) = \frac{1}{2}$$

双向复合材料杨氏模量由方程 (3) 计算并用实线表示在图 11 和图 12 中, 与实验值符合。

在随机状态的复合材料中, 我们认为纤维是被拉伸的, 如纤维受压缩 ($\theta_{cr} > \cot^{-1} \sqrt{\gamma}$) 对复合材料的杨氏模量不利。随机复合材料的杨氏模量给出如下:

$$E_c = R \int_0^{\theta_{cr}} \bar{g}(\theta) f(\theta) d\theta \cdot (E_t - E_m) V_t + E_m (1 - V_t) \quad (4)$$

式中: $\int_0^{\theta_{cr}} \bar{g}(\theta) d\theta = 1$

我们将试图用前面分析中计算出的杨氏模量值来预测拉伸强度。

在双向复合材料中纤维含量大于纤维体积含量临界值 V_{tcr} 时, 拉伸强度由方程 (3) 可得:

$$\sigma_{cB} = R \{ \bar{g}(\theta_1) f(\theta_1) + \bar{g}(\theta_2) f(\theta_2) \} \cdot (E_t - E_m) V_t \cdot \sigma_{cB} + \sigma_m (\sigma_{cB}) (1 - V_t) \quad (5)$$

同样方法, 随机复合材料 ($V_t > V_{tcr}$) 的拉伸强度由方程 (4) 给出:

$$\sigma_{cB} = R \cdot C_0 (E_t - E_m) V_t \cdot \sigma_{cB} + \sigma_m (\sigma_{cB}) (1 - V_t) \quad (6)$$

式中: $C_0 = \int_0^{\theta_{cr}} \bar{g}(\theta) f(\theta) d\theta$

由断裂表面的实验结果和观察结果可以总结出随机和双向 ($\theta_1 = 0^\circ$ 不变) 复合材料断裂应变几乎不变, 它们的值近似等于单向 ($\theta = 0^\circ$) 复合材料的值。因此, 将单向 ($\theta = 0^\circ$) 复合材料断裂应变的实验值代入方程 (5) 和 (6), 得到拉伸强度以实线表示的图 14 和 15。这说明随机和双向 ($\theta_1 = 0^\circ$) 复合材料的拉伸强度可由单向 ($\theta = 0^\circ$) 复合材料的断裂应变预测得到。

5. 结 论

为了说明复合材料的力学性能与短纤维排列取向之间的关系, 我们研究了纤维方向包括单向、双向和随机的三种试件, 由实验可得出以下结论:

(1) 单向复合材料杨氏模量和拉伸强度随着纤维取向角度的增加而减小, 当纤维角度 $\theta = 45^\circ$ 时它们就不变化了。断裂应变随着纤维取向角的增加而增加。当纤维以拉伸方向排列而纤维体积含量在一定值以上时, 破断应变接近常数。

(2) 随机和双向 ($\theta_1 = 0^\circ$) 状态的复合材料, 杨氏模量和拉伸强度的趋向与单向复合材料相似。而断裂应变几乎等于单向 ($\theta = 0^\circ$) 复合材料值。

(3) 断裂表面的显微观察发现复合材料破坏的起始点是在纵向纤维的末端。

(4) 纤维排列模型是基于 cox' 的理论, 计算值与实验值符合。

参考资料省略。

中国科学院力学研究所洗杏娟译自 1978 年日本第二十一届材料研究会议文集 P. 287~P. 292 作者: 日本早稻田大学林郁彦等 韩子健校