

界面性能对陶瓷基复合材料拉伸强度的影响

杨成鹏, 矫桂琼, 王波

(西北工业大学 工程力学系, 西安 710129)

摘要: 基于陶瓷基复合材料拉伸试验现象引入了主裂纹损伤带的概念, 并将其宽度定义为界面脱粘长度. 由于界面性能对纤维应力集中有较大影响, 并且控制着材料的断裂模式, 分别给出了脆性断裂和韧性断裂的强度计算公式, 并引入了应力集中系数和界面脱粘能量释放率. 分析结果表明, 拉伸强度随着应力集中系数和界面脱粘能量释放率的增大而减小. 文中公式给出的预测值与试验值吻合较好, 表明断裂时纤维所承担的应力用脱粘段纤维平均应力来衡量是合适的.

关键词: 界面性能; 陶瓷基复合材料; 应力集中; 能量释放率; 拉伸强度

中图分类号: TB332

文献标识码: A

Effects of Interface Properties on Tensile Strength of Ceramic Matrix Composites

YANG Cheng-Peng, JIAO Gui-Qiong, WANG Bo

(Department of Engineering Mechanics, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710129, China)

Abstract: A definition of central crack damaged zone (CCDZ) is introduced based on tension experiments of Ceramic Matrix Composites (CMCs). The width of the CCDZ is defined to equal the debond length and the effect of interface toughness is neglected. When the CMCs rupture, the stress carried by the fibers can be estimated by the mean fiber stress within the CCDZ. Furthermore, the rule of mixtures is modified. Considering that the interface properties control the fracture mode, two kinds of models are presented respectively for brittle and ductile fracture strength. The stress concentration factor and interface debond energy release rate are introduced and discussed. It indicates that both the above factors result in decline of the tensile strength as they increase. The predictions of the given formulae are in good agreement with experimental data.

Key words: interface properties; ceramic matrix composites; stress concentration; energy release rate; tensile strength

陶瓷基复合材料中, 纤维的引入起到增强和增韧的作用, 这归因于纤维的脱粘、拔出和桥联等增韧机制. 然而, 纤维引入的增韧效果在很大程度上取决于纤维与基体之间的界面性能, 因为界面可以调整应力分布状态. 界面剪切强度低, 不利于载荷从基体到纤维的传递; 界面剪切强度高, 虽然有利于载荷传递, 但可能导致陶瓷基复合材料发生脆性断裂, 起不到增韧效果^[1]. 因此, 陶瓷基复合材料的界面性能在很大程度上决定其力学行为.

界面强弱的直观表现是纤维的断裂拔出长度, 界面结合弱, 纤维拔出长, 相反则纤维拔出短. 界面性能对陶瓷基复合材料的强度、模量及断裂韧性都有

显著影响, 是导致纤维增强陶瓷基复合材料性能的关键因素. 界面结合过强, 复合材料力学性能会急剧降低^[2]. 纤维束拔出较长的试件强度较高, 平齐断口意味着低强度^[3]. 梅辉等^[4]也同样发现: 具有较高断裂强度和断裂应变的材料, 纤维从大的基体裂纹中拔出很长, 纤维拔出较少的材料, 断裂强度和断裂应变也相对较低.

目前, 对于界面强弱与材料强度的定量关系还很少有文献报道. Kagawa 等^[5]基于界面应力传递原理, 对混合率公式进行变更, 得出了单向复合材料纵向拉伸强度的计算表达式; Curtin 等^[6]应用统计强度理论, 在载荷均匀分担假设的前提下, 推导出了单向

$$\bar{\sigma}_f = \frac{1}{2K^2}(K^2 + 1)\sigma_{fu} \tag{3b}$$

而对于弱界面材料,当载荷增大到一定程度,界面将会全部脱粘,这种情况下,往往会发生韧性断裂,纤维拔出比较长,断裂时纤维平均应力为

$$\bar{\sigma}_f = \sigma_{fu} - \frac{\tau L}{2r} \tag{4}$$

于是根据混合法得出:对于不同的主裂纹损伤带定义,强界面复合材料的拉伸强度表达式分别为

$$\sigma_{cu}(L_d) = \frac{K + 1}{2K}V_f\sigma_{fu} + V_m\sigma_m^* \tag{5a}$$

$$\sigma_{cu}(L_z) = \frac{K^2 + 1}{2K^2}V_f\sigma_{fu} + V_m\sigma_m^* \tag{5b}$$

其中: V_f 与 V_m 分别为纤维和基体的体积分数, σ_m^* 为复合材料断裂时的基体应力.弱界面复合材料的拉伸强度为

$$\sigma_{cu} = V_f\left(\sigma_{fu} - \frac{\tau L}{2r}\right) + V_m\sigma_m^* \tag{5c}$$

公式(5a)和(5b)中显含应力集中系数 K ,且随着 K 的增大, σ_{cu} 逐渐减小,因此,对于强界面材料,应力集中是导致其强度下降的重要原因.公式(5c)表明:对于弱界面材料,影响其强度的并不是应力集中.

2.2 实例计算

对于C/SiC复合材料,各组分材料参数如表1所示,需要说明的是:纤维模量 E_f 为就位模量,考虑了制备时高温环境和纤维弯曲对纤维性能的影响;基体模量 E_m 为折减模量,考虑了空隙的影响; σ_m 的计算公式为^[8]

$$\sigma_{fu} = 0.373 \frac{1}{\sqrt{\delta}} \tag{6}$$

其中, δ 为纤维涂层厚度,公式考虑了纤维表面缺陷对其性能的影响,然而,实例计算表明,这种强度折减方法低估了纤维强度,对编织角约为22°的C/SiC复合材料而言,如果同时考虑纤维弯曲对其性能的影响,则比较合适.

断裂时基体应力 σ_m^* 的求法:临界有效承载面积减缩率^[9]定义为

$$R_c = A(t)/A_0 \tag{7}$$

其中: $A(t)$ 为失效面积, A_0 为原始有效面积,于是断裂时的基体应力为

$$\sigma_m^* = V_m\sigma_{mu}(1 - R_c) \tag{8}$$

当有效承载面积减小19.3%,材料就会最终失效,得出 σ_m^* 的值为112.58MPa.

文献[4]给出2D-C/SiC室温拉伸强度值为234.26MPa,且从断口照片看出为韧性断裂,利用公式(5c)就可以计算出材料的拉伸强度为235.29MPa,可见与试验值极为吻合.

表1 参数及参数值
Table 1 Parameters and values

Parameter	Symbol	Value
Fiber strength/MPa	σ_{fu}	963.1
Matrix strength/MPa	σ_{mu}	310
Fiber modulus/GPa	E_f	140 ^[10]
Matrix modulus/GPa	E_m	195 ^[10]
Fiber volume fraction	V_f	0.40
Matrix volume fraction	V_m	0.45
Coating thickness/ μm	δ	0.15

对于弱界面3D-C/SiC复合材料,有效纤维体积分数为0.4,利用公式(5c)算出最终拉伸强度为419.91MPa,与文献[9]给出的试验值413.76MPa相差6.15MPa.对于强界面脆性断裂的材料,文献[11]给出的试验值为293.52MPa,而公式(5a)和(5b)给出的拉伸强度值分别为305.63与263.45MPa,可见试验值在两个预测值之间,公式(5a)的预测值与试验值较为接近,公式(5b)偏于保守.

本文在计算时取 $K = E_c/(V_fE_f)$, $E_c = V_fE_f + V_mE_m$, E_f 、 E_m 分别为纤维与基体的模量, V_m 取0.6,原因是在计算基体折减模量时已经考虑了空隙的影响,最后得出 K 值为3.09;计算2D-C/SiC复合材料强度时,取有效纤维分数 V_f 为0.2;断裂时的基体应力都取112.58MPa.

2.3 应力集中系数

在前面计算中, K 的取值为常数.实际上,界面强弱不同时,裂纹面上纤维所承受的应力集中程度并不相同.当把 K 看作是变量时,由公式(5a)得出编织C/SiC复合材料的拉伸强度随着 K 值的变化规律如图3所示,可见应力集中对强度有很大影响.当 K 无限增大时,2D-C/SiC复合材料强度最终趋于146.97MPa,3D-C/SiC的强度趋于243.28MPa,可见,界面脱粘情况下,应力集中的影响是有限的.

2.4 界面韧性

前面的分析并未考虑界面脱粘能,但实际上,界面脱粘能对陶瓷基复合材料的强度还是有影响的.文献[12]根据能量平衡条件得出

$$L_d = \frac{rV_mE_m}{2\tau E_c}(K\sigma_f - \sigma_d) \tag{9}$$

其中 σ_d 为界面脱粘应力,具体表达式如下

$$\sigma_d = 2\left(\frac{E_fE_c\Gamma_i}{rV_mE_m}\right)^{1/2} \tag{10}$$

式中 Γ_i 为界面脱粘能量释放率,对于热解碳界面层, $\Gamma_i < 1(\text{J/m}^2)$.显然,考虑界面能时,脱粘长度减小,根据2.1节的计算可知,主裂纹损伤带宽度 L_z

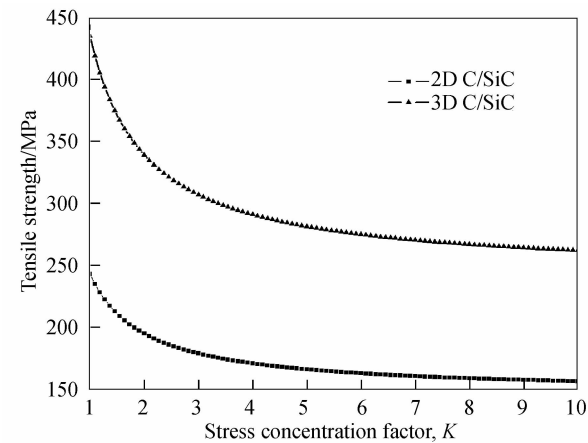


图3 C/SiC 复合材料拉伸强度随着应力集中系数的变化规律

Fig. 3 Variation of tensile strength *vs* stress concentration coefficient for C/SiC composites

应该由(1)式评估. 公式(5a)修正为

$$\sigma_{cu} = \frac{1}{2} \left[\left(1 + \frac{1}{K} \right) \sigma_{fu} - \left(1 - \frac{1}{K} \right) \frac{\sigma_d^2}{\sigma_{fu}} \right] V_f + V_m \sigma_m^* \quad (11)$$

当 K 取3.09时, σ_{cu} 随脱粘能量 Γ_i 的变化规律如图4所示, Γ_i 越大, 界面结合越强, 最终拉伸强度越低.

当界面结合很强, 应力集中很高, 由公式(11)给出2D-C/SiC强度下限值约为130MPa, 与本工作试验值125MPa较为接近, 其中拉伸应力-应变曲线与断口电镜照片分别如图5和图6所示, 可见断口极为平整, 纤维断裂拔出数量少、长度短.

3 纤维束拔出

当陶瓷基复合材料的界面结合较强, 层间强度

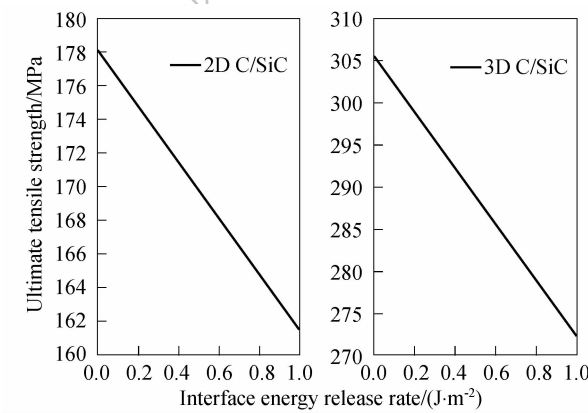


图4 C/SiC 拉伸强度与界面能的关系

Fig. 4 Ultimate tensile strength *vs* interface energy release rate for C/SiC composites

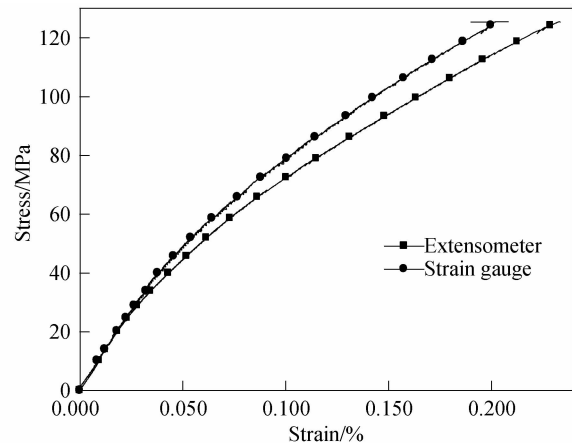


图5 强界面2D-C/SiC 拉伸应力应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curve for strong interface 2D-C/SiC composite

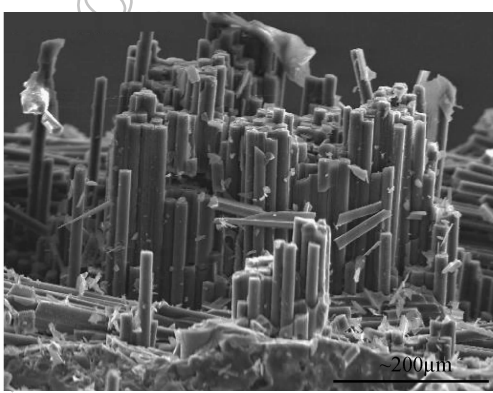


图6 样品断口 SEM 照片

Fig. 6 Fracture section SEM photograph of the sample

较弱时, 会发生纤维束断裂拔出现象, 这种断裂模式的韧性显然要差一些. 文献[3]给出了2D-C/SiC复合材料的断口显微照片, 其拉伸强度约为215MPa, 试验结果表明, 纤维束拔出较长的试件强度较高.

本文仍利用混合法来预测这种束拔出断裂的强度. 根据混合率给出纤维束的纵向拉伸强度为

$$\sigma_{bl} = V_f \sigma_{fu} + V_m \sigma_{mu} \quad (12)$$

纤维束横向拉伸强度采用 Kelly 给出的经验表达式

$$\sigma_{bt} = \sigma_{mu} \left(1 - \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \right) + \sigma_l \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \quad (13)$$

其中 σ_l 为界面拉伸强度. 设纵向纤维束分数为 f , 对公式(5a)进行变换, 得出

$$\sigma_{cu} = \frac{K+1}{2K} f \sigma_{bl} + (1-f)^2 (1-R_c) \sigma_{bt} \quad (14)$$

由于缺少界面拉伸强度 σ_l 的试验数据, 这里给出2D-C/SiC复合材料拉伸强度随 σ_l 的变化范围, 如图7所示, 可以看出界面拉伸强度对整体拉伸性能的影响不大.

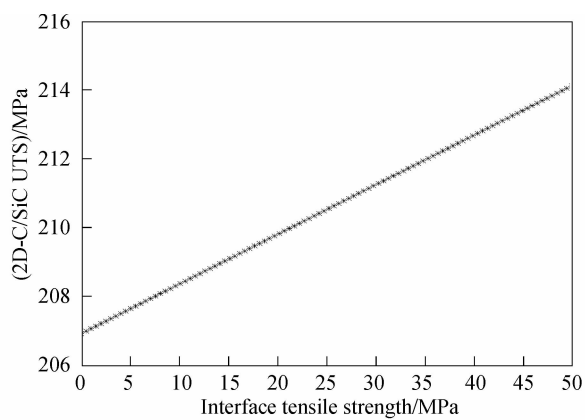


图 7 2D-C/SiC 拉伸强度随 σ_1 的变化范围
Fig. 7 Tensile strength vs σ_1 for 2D-C/SiC composites

4 断裂韧性

从能量的角度来分析:弱界面材料中纤维容易脱粘、滑移,裂纹也容易偏折,扩展路径长,所以断裂时吸收的能量较多,断裂韧性较高,发生韧性断裂;而强界面材料界面不容易脱粘,脱粘长度小,裂纹不易偏转,会横穿过纤维,扩展路径短,因此断面整齐,吸收的能量少,断裂韧性低,发生脆性断裂.

5 结论

纤维增强陶瓷基复合材料断裂时纤维所承担的应力,用主裂纹损伤带范围内纤维的平均应力来衡量是合适的,可以得到比较准确的强度预测值.

界面的强弱决定着复合材料的断裂模式. 弱界面材料一般发生韧性断裂,其断裂强度和断裂应变都较大;强界面会导致材料发生脆性断裂,对材料的强度和断裂韧性起负面影响.
界面结合较强时,界面能较大,同时裂纹处纤维所承受的应力集中也较大,这两者对拉伸强度都不利. 因此,界面结合强度不宜太高.

参考文献:

[1] 尹洪峰,徐永东,张立同. 硅酸盐通报, 1999(3): 23-28.
[2] 何新波,张新明,张长瑞,等. 中南工业大学学报, 2000, 31(4): 342-345.
[3] 管国阳,矫桂琼,张增光. 复合材料学报, 2005, 22(4): 81-85.
[4] 梅辉. 2D C/SiC 在复杂耦合环境中的损伤演变和失效机制. 西安:西北工业大学博士论文, 2007.
[5] Kagawa Y, Fujita T, Okura A. *Acta Metall. Mater.*, 1994, 42(9): 3019-3026.
[6] Curtin W A, Ahn B K, Takeda N. *Acta mater.*, 1998, 46(10): 3409-3420.
[7] González C, Llorca J. *Acta mater.*, 2001, 49(17): 3505-3519.
[8] Thomas H, Herwig P, Karl K. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1995, 78(1): 133-136.
[9] Mei H, Cheng L F, Zhang L T, et al. *Carbon*, 2007, 45(11): 2195-2204.
[10] 张增光. 2D-C/SiC 复合材料的弹性常数预测及失效模式研究. 西安:西北工业大学博士论文, 2005.
[11] 王波,矫桂琼,潘文革,等. 复合材料学报, 2004, 21(3): 110-114.
[12] Hsueh C H. *Acta mater.*, 1996, 44(6): 2211-2216.