

陶瓷基复合材料韧-脆性转变强度的理论预测¹⁾杨成鹏^{*,2)} 贾 斐^{†,3)} 魏景超^{**}^{*}(西北工业大学力学与土木建筑学院, 西安 710072)[†](西安电子科技大学机电工程学院, 西安 710071)^{**}(中国飞机强度研究所强度与结构完整性全国重点实验室, 西安 710065)

摘要 韧-脆性转变对于连续纤维增强陶瓷基复合材料(CMCs)的设计与性能评价具有重要意义. 采用单纤维圆柱体模型, 基于弹性力学理论、剪滞理论、纤维统计强度理论以及混合率, 考虑细观损伤破坏机理、纤维近表面应力集中因子和界面脱黏能量释放率, 建立了 CMCs 的跨尺度韧-脆性转变过程拉伸强度的表征预测模型, 并将理论模型用于 2D-C/SiC 复合材料进行了初步对比论证. 研究表明, 混合率强度模型可合理表征 CMCs 韧-脆性转变过程的强度特性, 并准确预测 CMCs 的韧-脆性转变界面力学条件, 其对 2D-C/SiC 复合材料的强度预测值与实验数据吻合较好, 揭示了纤维近表面应力集中效应对 CMCs 韧-脆性转变的核心作用机制. 此外, 考虑断裂纤维簇对应力集中的影响时, 模型的强度预测值大幅度降低, 表明非均匀界面性能和非均匀承载导致的局部纤维簇断裂核, 对 CMCs 的承载性能具有显著削弱效应.

关键词 陶瓷基复合材料, 强度理论, 界面脱黏, 韧脆性转变, 混合率

中图分类号: TB332, O34

文献标识码: A

DOI: 10.6052/0459-1879-25-138

CSTR: 32045.14.0459-1879-25-138

THEORETICAL STRENGTH PREDICTION OF CERAMIC MATRIX COMPOSITES IN TOUGH-BRITTLE TRANSITION¹⁾Yang Chengpeng^{*,2)} Jia Fei^{†,3)} Wei Jingchao^{**}^{*}(School of Mechanics, Civil Engineering and Architecture, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)[†](School of Mechano-Electronic Engineering, Xidian University, Xi'an 710071, China)^{**}(National Key Laboratory of Strength and Structural Integrity, Aircraft Strength Research Institute of China, Xi'an 710065, China)

Abstract The tough-brittle transition is important for the design and performance evaluation of continuous fiber-reinforced ceramic matrix composites (CMCs). Using a single-fiber cylinder model together with elastic mechanics theory, shear-lag theory, fiber statistical strength theory and the rule of mixture, a trans-scale characterization and prediction model for the tough-brittle transition tensile strength of CMCs is established, taking into account the microscopic damage and failure mechanisms, fiber near-surface stress concentration factor and interfacial debonding energy release rate. The theoretical model is then used in 2D-C/SiC composites for preliminary comparative demonstration. The calculation results show that the mixing-rule strength model can reasonably characterize the tough-

2025-03-31 收稿, 2025-05-08 录用, 2025-05-08 网络版发表.

1) 国家自然科学基金(12472142, 12072274)和陕西省自然科学基金(2024JC-YBMS-308)资助项目.

2) 通讯作者: 杨成鹏, 副教授, 主要研究方向为先进复合材料及其结构的力学行为. E-mail: yang@mail.nwpu.edu.cn

3) 通讯作者: 贾斐, 副教授, 主要研究方向为机电装备热力耦合分析. E-mail: fjia@xidian.edu.cn

引用格式: 杨成鹏, 贾斐, 魏景超. 陶瓷基复合材料韧-脆性转变强度的理论预测. 力学学报, 2025, 57(8): 1911-1919

Yang Chengpeng, Jia Fei, Wei Jingchao. Theoretical strength prediction of ceramic matrix composites in tough-brittle transition. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2025, 57(8): 1911-1919

brittle transition strength properties of CMCs and accurately predict the interfacial mechanical conditions of the tough-brittle transition of CMCs. The theoretical strength prediction values for 2D-C/SiC composites are in good agreement with the experimental data, which reveals the core mechanism of the tough to brittle transition of CMCs is the fiber near-surface stress concentration effect. In addition, when the influence of fractured fiber clusters on stress concentration is considered, the strength predictions of the model decrease substantially, indicating that the non-uniform interfacial properties and the localized fracture nuclei of fibers breaks due to non-uniform load bearing have a significant weakening effect on the load-bearing properties of CMCs.

Key words ceramic matrix composites, strength theory, interface debonding, tough-brittle transition, rule of mixture

引言

新世纪以来,随着高推重比发动机和高超声速飞行器计划的实施,航空航天领域对耐热材料的性能要求变得苛刻.为了满足飞行器动力和防热系统的效能需求,新型陶瓷基复合材料 (ceramic matrix composites, CMCs) 应运而生. CMCs 是一种耐高温且低密度的复合材料,具有较高的比强度和比刚度,同时具有耐磨损、抗辐射和耐化学腐蚀性,尤其是它对裂纹不敏感,具有类似金属的伪塑性断裂行为,一般不发生灾难性损毁,因此在航空航天领域具有很高的应用价值^[1-4].

为了表征材料的失效机制、准确预测承载性能并辅助热结构设计,提高结构承载效率,针对 CMCs 强度理论模型的研究具有必要性.由于 CMCs 的主要损伤形式为基体开裂、界面脱黏和纤维断裂,其拉伸强度预测必然要考虑这些因素. Curtin 等^[5]应用剪滞方法研究了单向 CMCs 的脆性和韧性单调拉伸行为,并基于统计强度理论给出了拉伸强度表达式.研究表明,纤维与基体之间的界面层对陶瓷基复合材料力学行为的影响至关重要. Liao 等^[6]考虑基体裂纹间距和界面脱黏长度的影响,提出了一个单向纤维增强脆性基体复合材料的拉伸强度模型,分析表明:纤维威布尔模量和界面滑移应力对复合材料的强度和韧性影响显著. Xia 等^[7]研究了纤维表面环形缺陷的 I 型应力强度因子与纤维应力、界面剪应力以及缺陷尺寸的函数关系,并使用该模型计算了纤维的断裂概率,进一步建立拉伸强度模型分析了 CMCs 的韧-脆性转变条件. O'Day 等^[8]通过理论建模和数值计算研究了具有隧道裂纹正交叠层 CMCs 的快速断裂和应力破坏性能,并评估了纤维结构和层间界面处的应力集中对失效的影响. 杨成鹏等^[9-10]基于主裂纹损伤带的概念,引入应力集中

系数和界面脱黏能,分别给出了脆性断裂和韧性断裂的拉伸强度计算模型. Niu 等^[11]综合考虑界面相的性能和库仑摩擦,基于剪滞理论建立了细观力学模型,深入揭示了不同界面厚度 CMCs 的拉伸行为和失效强度.

除了韧-脆性强度模型外,李龙彪等^[12-13]基于细观力学方法分析预测了单向和正交铺层 CMCs 的单轴拉伸强度,讨论了组分性能参数对纤维断裂概率及材料拉伸强度的影响. Zhang 等^[14]基于纤维失效概率方法研究了 SiC/SiC 复合材料的强度和本构响应. Lamon^[15]针对 2D-SiC/SiC 复合材料的拉伸强度预测提出了一种多尺度的方法和模型.此外,研究者应用能量原理提出了一些 CMCs 强度分析的理论模型. Deng 等^[16-19]基于温度相关性临界失效能密度准则模型和复合材料理论,建立了单向和正交铺层 CMCs 的温度相关断裂强度模型,探讨了测试温度、纤维含量、纤维分布和基体强度对材料拉伸强度的影响规律. Shao 等^[20]综合考虑温度、相组成和氧化对陶瓷纤维强度的影响,基于临界失效能密度理论提出了两种温度相关的陶瓷纤维强度模型,并结合 Cao 等^[21]的研究,针对单向 CMCs 发展了一种新的温度相关强度模型,该模型在预测 CMCs 高温拉伸强度方面更加实用和方便.另外,研究者还发展了数值仿真计算模型^[22-23].

文献研究表明,以 Curtin 模型^[5,7]为代表的统计强度理论并没有给出 CMCs 韧-脆性转变过程强度的解析表达、不便于应用,而其他模型均无法表征韧-脆性破坏模式的转变过程及其强度效应.本文将考虑基体开裂和界面脱黏,引入桥连纤维的应力集中因子,基于混合率法则建立连续纤维增强 CMCs 的拉伸强度模型,对材料的韧-脆性拉伸破坏强度特性进行表征;同时,通过参数分析,论证界面滑移应力以及脱黏能对 CMCs 拉伸极限强度的影响.

1 纤维应力

连续纤维增强 CMCs 在拉伸载荷作用下通常产生局部失效, 其损伤形式和机理如图 1 所示, 且材料的最终断裂即由局部裂纹失稳扩展所致. 在基体开裂和界面脱黏情况下, 界面滑移应力对拉伸性能具有显著影响^[9]. 基于载荷均匀分担假设的拉伸强度模型计算结果表明, CMCs 的拉伸强度随着界面滑移应力的增大而持续增大^[5]. 但是, 更精细的理论分析预测表明, 当界面滑移阻力以及纤维的威布尔模量超过临界值时, 材料可能发生准脆性断裂, 拉伸强度有所下降^[7]. 单向 CMCs 拉伸强度 S_1^+ 随界面滑移阻力 τ 的变化趋势如图 2 所示, AB 段 τ 值很小, 界面的载荷传递效率很低, 基体裂纹失稳

时复合材料即刻失效, 长纤维发生随机断裂拔出, 材料发生基体控制的韧性断裂模式 I; BC 段 τ 值较大, 载荷传递效率提升, 基体开裂后纤维可持续承载, 该区域发生纤维控制的韧性断裂模式 II, 纤维在较短的界面脱黏范围内发生随机断裂并拔出; 但 τ 值继续增大后, 即 CD 段, 界面脱黏长度变短, 基体裂纹处的纤维应力集中因子升高, 应力集中效应凸显, 载荷传递效率与应力集中效应的竞争机制导致纤维承载能力降低, 该区域发生纤维控制的准脆性断裂模式 III; D 点之后, τ 值很大, 界面的裂纹偏转效应消失, 基体裂纹横穿过纤维, 导致材料发生脆性断裂模式 IV. 模式 I 和 IV 是材料设计所不允许出现的断裂模式, 因此, 本文只关注区域 BCD 的韧-脆性转变过程.

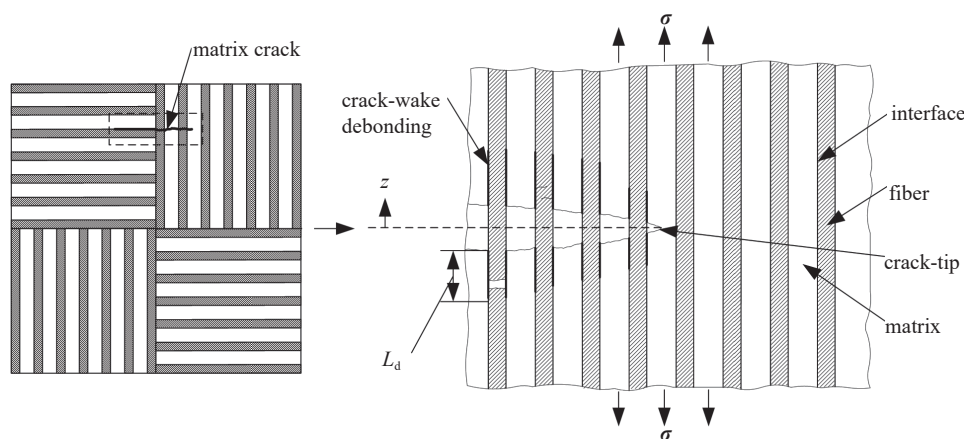


图 1 平纹编织 CMCs 损伤机理示意图

Fig. 1 Schematic diagram of damage mechanisms of plain-weave CMCs

为了表征连续纤维增强 CMCs 的韧-脆性转变规律及其强度特征, 采用图 3 所示的 Mini 复合材料圆柱体模型来描述拉伸细观损伤和失效机制, 其中 σ 为外加应力, l 为裂纹间距, τ 为界面滑移应力, T 为基体裂纹面上的纤维平均应力, L_d 为界面脱黏长度.

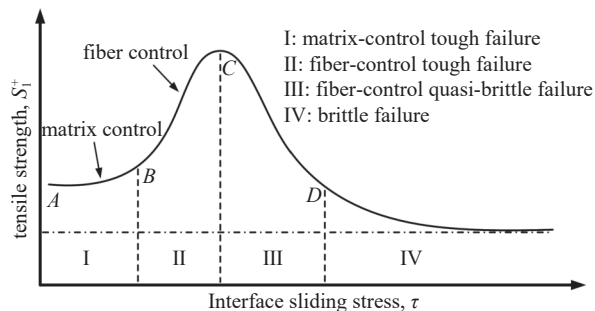


图 2 韧-脆性转变过程示意图

Fig. 2 Schematic of tough to brittle failure transition

根据界面裂纹尖端的应力连续性条件给出界面脱黏长度的表达式为^[9]

$$L_d = \frac{R}{2\tau}(K-1)\sigma_f \quad (1)$$

式中, R 为纤维半径; σ_f 为纤维的远场应力, 即未脱

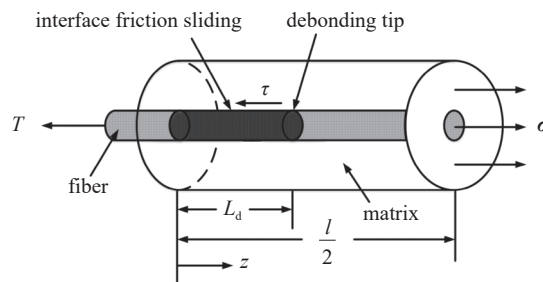


图 3 单纤维圆柱体模型

Fig. 3 Single fiber cylinder model

黏段的纤维应力; 参数 K 为基体裂纹面上的纤维应力与其远场应力的比值, 表达式为

$$K = E_c / (E_f V_f) = 1 + E_m V_m / (E_f V_f) \quad (2)$$

式中, $E_c = E_f V_f + E_m V_m$, V_f 与 V_m 分别为纤维和基体的体积分数, E_f 与 E_m 分别为纤维和基体的弹性模量.

根据含裂纹介质的弹性理论, 裂纹附近的纤维应力并不满足载荷均匀分担假设, 会产生应力集中现象. 理论上, 界面滑移阻力越大, 脱黏范围内的应力集中越严重, 纤维断裂拔出越短. 在涉及纤维失效分析时必须考虑应力集中, 因此需要给出纤维的应力场函数. 根据弹性力学解答^[7], 界面脱黏段内的纤维应力分布函数为

$$\sigma_f(z, r) = T \left(1 - \frac{z}{l_s} \right) - \alpha \tau \left\{ 1 + \ln \left[1 - \left(\frac{r}{R} \right)^2 \right] \right\} \exp \left(-\beta \frac{z}{R} \right) \quad (3)$$

式中, r 为径向坐标, 参数 $l_s = RT / (2\tau)$, 参数 α 和 β 的值可通过有限元计算进行标定. 而界面脱黏段外的纤维轴向应力为

$$\sigma_f(z) = E_f \sigma / E_c, \quad L_d \leq z \leq l/2 \quad (4)$$

此为纤维的远场应力.

式 (3) 所示纤维应力可分为两部分: 第 1 部分为载荷均匀分担假设下的应力, 第 2 部分为局部应力集中引起的过应力. 不妨引入应力集中因子, 将式 (3) 给定的纤维近表面应力表示为^[24]

$$\sigma_f(z, R) = T \left(1 - \frac{z}{l_s} \right) + c_s T \left(1 - \frac{z}{d_s} \right) \quad (5)$$

式中, c_s 为纤维近表面由于应力集中而产生的过应力系数, 与界面滑移阻力以及断裂纤维根数有关; d_s 为纤维应力集中影响区长度. 特别指出, 当考虑断裂纤维根数对应力集中的影响时, 式 (3) 和式 (4) 不再严格成立, 需要借助有限元计算结果, 进而识别出应力集中因子 c_s 的具体值.

2 韧-脆性转变理论

在拉伸载荷作用下, 由于陶瓷基体的开裂应变通常比纤维小, 当纤维被基体包裹时, 只要基体完好, 纤维即不会发生断裂. 但是, 当基体产生裂纹并扩展至纤维-基体界面处时, 通常会导致界面脱黏和纤维桥连, 见图 1. 构建强度模型时可以假定纤维只在脱黏段内或界面裂纹前缘发生随机断裂, 该条件下可

用界面脱黏长度 L_d 或 l_s 范围内的纤维平均应力来衡量 CMCs 整体断裂时损伤区内所有纤维所承担的平均应力水平^[9].

2.1 分析模型

根据连续纤维的统计强度规律可知, 受拉纤维在其测试标距段范围内发生随机断裂, 纤维的拉伸强度服从威布尔分布. 在 CMCs 的局部损伤区, 纤维往往在界面脱黏范围内发生随机断裂, 见图 1. 理论研究发现^[5], 纤维束整体失效时基体裂纹面上的纤维平均应力为

$$\sigma_c = \left(\frac{\sigma_0^m \tau L_0}{R} \right)^{1/(m+1)} \quad (6)$$

其中, σ_0 为统计特征强度, m 为威布尔模量, L_0 为测试纤维的标距段长度.

强度参数 σ_c 显然具有随机破坏的统计意义. 接下来需要寻求裂纹面上的纤维应力 T 与 σ_c 之间的关系. 根据式 (5) 以及最大应力失效判据可知, 当基体裂纹面上的纤维轴向应力最大值达到纤维的拉伸强度时, 纤维发生断裂, 其数学方程为

$$\sigma_f(0, R) = (1 + c_s)T = \sigma_c \quad (7)$$

鉴于 σ_c 的统计涵义, 当式 (7) 满足时, 即认为整体纤维束发生瞬时破坏. 由式 (7) 得出 T 的临界值为

$$T = \frac{\sigma_c}{1 + c_s} \quad (8)$$

联立式 (3)、式 (6) 和式 (7) 可求出参数 c_s 的值. 同时, 式 (8) 将用于估算纤维束断裂时整体复合材料中纤维和基体各自所承担的应力.

在界面局部脱黏的单裂纹模式下, 假设基体裂纹间距较大, 此时脱黏长度 L_d 远小于基体裂纹间距 l . 基于前面的论述, 材料断裂瞬时, 在断裂面上所有纤维所承担的平均应力由脱黏长度 L_d 或 l_s 范围内的纤维平均应力来衡量^[9], 由此给出

$$\bar{\sigma}_f = \frac{1}{2K} (K + 1)T = \frac{(1 + K)\sigma_c}{2(1 + c_s)K} \quad (9)$$

$$\bar{\sigma}_f = \frac{1}{2K^2} (K^2 + 1)T = \frac{(1 + K^2)\sigma_c}{2(1 + c_s)K^2} \quad (10)$$

式中, 式 (9) 假设纤维全部在界面脱黏长度 L_d 范围内断裂, 而式 (10) 则假设纤维可能在 l_s 长度范围内发生随机断裂. 本工作中, 将参数 K 视为常数, 见式

(2). 实际上参数 K 为载荷均匀分担假设下的纤维应力集中系数。

当局部损伤区 (图 1) 的纤维瞬间断裂时, 整体复合材料也同时破坏。由于界面局部脱黏条件下 CMCs 的断裂机制为局部小裂纹的失稳, 因此, 评估材料的整体强度时还需考虑未开裂基体的承载能力。于是, 根据混合率给出 CMCs 纤维束或单向板的拉伸强度表达式为

$$S_1^+ = \frac{1+K}{2(1+c_s)K} V_f \sigma_c + V_m(1-\phi_m) \sigma_{mu} \quad (11)$$

$$S_1^+ = \frac{1+K^2}{2(1+c_s)K^2} V_f \sigma_c + V_m(1-\phi_m) \sigma_{mu} \quad (12)$$

式中, σ_{mu} 为基体的就位拉伸强度, ϕ_m 为 CMCs 承载损伤导致的基体承载面积减缩率。式 (11) 和式 (12) 根据不同的主裂纹损伤带定义^[9] 给出, 其综合考虑了局部损伤区内纤维的随机断裂、整体应力集中系数 K 以及局部应力集中因子 c_s 的影响, 适用于纤维控制的韧性断裂模式 II 和准脆性断裂模式 III。

在基体裂纹密度较大、界面脱黏率较高或者完全脱黏的情况下, 纤维将在长度 l_s 或整个标距段内的最弱环发生随机断裂并拔出, 此时纤维近表面应力集中的影响仍然存在。不失一般性, 将脱黏几何参量 l_s 定义为主裂纹损伤带的宽度, 且该范围内将会包含多个基体裂纹, 满足多裂纹断裂模式^[5]。复合材料在该模式下断裂时, 其主裂纹面上的纤维应力为

$$T = \sigma_c \left[\frac{2(m+1)}{m(m+2)} \right]^{1/(m+1)} \quad (13)$$

与式 (7) 类似, 纤维近表面应力需满足如下方程

$$\sigma_f(0, R) = (1+c_s)T = \sigma_c \left[\frac{2(m+1)}{m(m+2)} \right]^{1/(m+1)} \quad (14)$$

联立方程式 (3)、式 (6)、式 (13) 和式 (14) 可求出多裂纹模式下基体裂纹面上纤维的过应力系数 c_s 的值。同时, 式 (10) 的表达式变为

$$\bar{\sigma}_f = \frac{1}{2K^2} (K^2+1)T = \frac{(1+K^2)\sigma_c}{2(1+c_s)K^2} \left[\frac{2(m+1)}{m(m+2)} \right]^{1/(m+1)} \quad (15)$$

而拉伸强度表达式可通过改写式 (12) 得到, 即

$$S_1^+ = \frac{V_f(1+K^2)\sigma_c}{2(1+c_s)K^2} \left[\frac{2(m+1)}{m(m+2)} \right]^{1/(m+1)} + V_m(1-\phi_m)\sigma_{mu} \quad (16)$$

该模式下, 仍然考虑基体的承载能力, 因为复合材料

断裂之前, 主裂纹也并未贯通整个截面。

2.2 界面韧性的影响

上述模型中并未考虑界面脱黏阻抗的影响。实际上, 只有当外加应力超过某一临界值之后, 界面脱黏才会发生, 此时, 界面脱黏长度可表示为

$$L_d' = \frac{RV_m E_m}{2\tau E_c} (K\sigma_f - \sigma_d) \quad (17)$$

式中, σ_d 是界面脱黏应力, 根据能量守恒原理给出其表达式为^[25]

$$\sigma_d = 2 \left(\frac{E_f E_c G_i}{RV_m E_m} \right)^{1/2} \quad (18)$$

式中, G_i 为界面脱黏能, 与纤维和基体之间的结合性能相关。

分析认为, CMCs 断裂时, 界面脱黏阻抗不利于界面脱黏和应变能的释放, 对拉伸强度不利。因此将主裂纹损伤带的宽度仍然由 L_d 进行定义, 从而将强度公式 (11) 和式 (12) 修正为

$$S_1^+ = \frac{1}{2} V_f \left[\frac{(K+1)\sigma_c}{K(1+c_s)} - \frac{(K-1)(1+c_s)\sigma_d^2}{K\sigma_c} \right] + V_m \sigma_m \quad (19)$$

式中, $\sigma_m = (1-\phi_m)\sigma_{mu}$ 。若主裂纹损伤带的宽度由 l_s 进行定义, 则有

$$S_1^+ = \frac{1}{2} V_f \left[\frac{(K^2+1)\sigma_c}{K^2(1+c_s)} - \frac{(K-1)^2(1+c_s)\sigma_d^2}{K^2\sigma_c} \right] + V_m \sigma_m \quad (20)$$

上述轴向拉伸强度理论模型具有物理意义明确、表达式简明和表征能力强等优点。但是, 该模型尚未考虑热应力的影响, 因此不具备准确预测高温强度的能力, 有待进一步发展与改进。

3 模型应用与讨论

将模型用于 2D-C/SiC 复合材料。此时需要对式 (11)、式 (12)、式 (19) 和式 (20) 进行必要修正, 以考虑横向纤维束的微弱承载能力, 强度表达式为

$$\sigma_{UTS} = \frac{1}{2} (S_1^+ + S_2^+) = \frac{1}{2} \left[S_1^+ + \sigma_{mu} \left(1 - \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \right) + S_I \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \right] \quad (21)$$

式中, S_2^+ 为纤维束的横向拉伸强度, S_I 为界面拉伸强度。

针对式 (3) 中参数 α 和 β 的标定, 建立如图 4 所

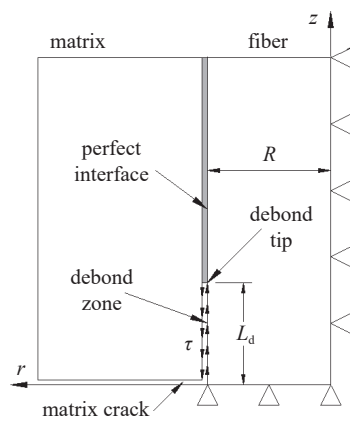


图 4 Mini 复合材料轴对称计算模型
Fig. 4 Axisymmetric analysis model of minicomposite

示的单纤维轴对称分析模型, 其中热解碳 (PyC) 界面相的厚度 δ 取值为 $0.2\text{ }\mu\text{m}$. 脱黏段的界面滑移阻力 τ 在界面裂纹处直接施加^[7], 该仿真策略下, 界面相厚度对纤维应力集中的计算结果没有影响, 但是可以避免使用内聚力单元并提高计算效率.

通过有限元软件 Abaqus 对图 4 所示模型进行网格划分及有限元计算. 模型的右边界施加对称边界条件, 其 r 方向上位移为 0; 纤维的下边界同样施加对称边界条件, 其 z 方向的位移为 0. 为了精确计算纤维应力分布, 选取模型的 z 向长度为 $20R$, 纤维体积分数为 40%. 选取 CAX4R 单元进行网格划分, 单元尺寸为 $0.1\text{ }\mu\text{m} \times 0.1\text{ }\mu\text{m}$, 单元数目为 63 700 个. 在几何模型的上边界均匀施加位移载荷. 材料性能和参数值见表 1.

根据有限元模型 (FEM) 计算结果, 提取纤维近表面的轴向应力分布数据, 变化曲线如图 5 所示, 可以看出, 裂纹面上的纤维应力随界面滑移应力的增大有增大趋势, 即应力集中效应随着 τ 值的增大而增强. 通过该数值计算结果对式 (3) 进行参数识别, 得出 α 和 β 的值分别为 1.5 和 10.

基于式 (3) 和式 (8), 可分别算出界面滑移长度 l_s 和过应力系数 c_s 随界面滑移应力的变化曲线, 如图 6 所示. 当 $\tau < 40\text{ MPa}$ 时, 界面结合较弱, 导致界面滑移长度很大, 并且变化剧烈; 当 $\tau > 40\text{ MPa}$ 后, 下降速度变缓; 过应力系数 c_s 则随着 τ 值的增大而非线性增大, 然而增长幅度较小, 总体数值不大.

关于 2D-C/SiC 拉伸强度随界面滑移应力变化的实验研究极为有限. 魏俊飞^[28] 通过文献调研给出了一组数据, 如图 7 所示. 可以看出, 随着界面滑移应力的增大, 2D-C/SiC 复合材料的拉伸强度先增大

表 1 材料参数

Table 1 Material parameters		
Parameter	Symbol	Value
elastic modulus of fiber	E_f/GPa	230
Poisson's ratio of fiber	ν_f	0.2
elastic modulus of matrix	E_m/GPa	350
Poisson's ratio of matrix	ν_m	0.2
Poisson's ratio of interphase	ν_i	0.17
thickness of interphase	$\delta/\mu\text{m}$	0.2
fiber radius	$R/\mu\text{m}$	3.5
fiber volume fraction	$V_f/\%$	40
matrix volume fraction	$V_m/\%$	60
Weibull modulus of fiber	m	5.1 ^[26]
characteristic strength of fiber	σ_0/MPa	660 ^[26]
elastic modulus of interphase	E_i/GPa	6.9
testing gauge length	L_0/mm	50 ^[26]
tensile strength of interphase	S_i/MPa	30 ^[9,27]
tensile strength of matrix	σ_{mi}/MPa	186 ^[9]
reduction ratio	$\varphi_m/\%$	20 ^[9]

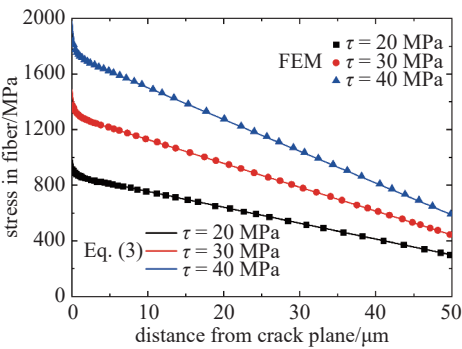


图 5 纤维轴向应力分布随滑移应力 τ 的变化关系
Fig. 5 Variation of fiber axial stress distribution with interface sliding stress τ

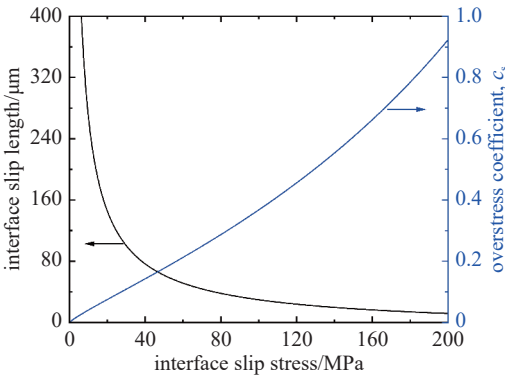


图 6 参数 l_s 和 c_s 随 τ 的变化关系
Fig. 6 Variation of parameters l_s and c_s with τ

后降低. 采用上述模型, 将表 1 数据代入式 (2) 得出参数 $K = 3.28$, 基体就位强度 $\sigma_{mu} = 186$ MPa, 由式 (11) 给出的强度预测曲线如图 7 所示, 可见与实验结果在趋势上还是非常吻合的; 且精度也较高, 最大误差约为 40 MPa 左右, 体现了模型的合理性与准确性.

应力集中也可能是强度数据分散性的重要原因. 图 8 同时给出了界面局部脱黏情况下式 (11) 和式 (12) 的拉伸强度预测曲线. 图 8(a) 中给出的韧-脆

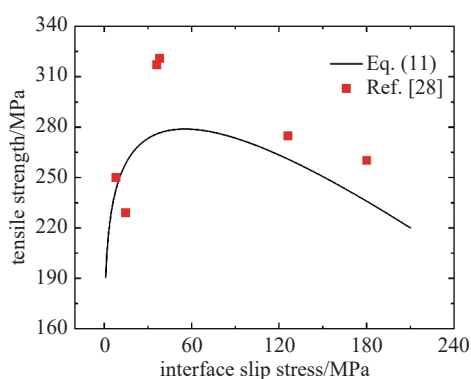
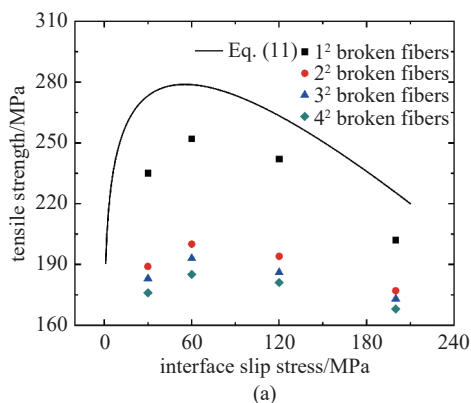
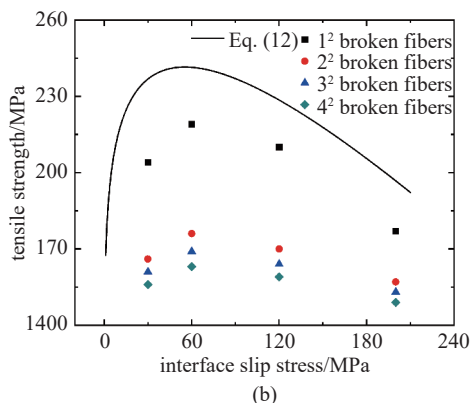


图 7 2D-C/SiC 拉伸强度随界面滑移应力的变化

Fig. 7 Variation of tensile strength versus interface slip stress for 2D-C/SiC composite



(a)



(b)

图 8 界面局部脱黏情况下拉伸强度 σ_{UTS} 随界面滑移应力 τ 的变化关系

Fig. 8 Tensile strength σ_{UTS} versus interfacial sliding stress under partial interface debonding

性转变过程最大拉伸强度为 280 MPa, 而准脆性最小值为 220 MPa, 这与文献 [27] 中给出的实验值 289 MPa 和 220 MPa 非常接近; 对应的韧-脆性转变临界点为 $\tau = 52.7$ MPa, 与 Xia 等 [7] 给出的结论 ($\tau = 50$ MPa) 几乎一致. 基于式 (12) 给出的最大拉伸强度为 242 MPa, 而准脆性断裂强度的最小值为 192 MPa, 见图 8(b). 对比可见, 大量实验数据 [9,27-28] 处于式 (11) 和式 (12) 的预测值之间, 基于式 (11) 的预测值与文献 [27] 的实验值更加接近, 而式 (12) 则偏于保守.

当考虑局部纤维簇断裂对应力集中造成的影响时, 临近纤维表面的 c_s 计算值将更大, 导致拉伸强度的预测值更低. 基于前期开展的三维有限元计算结果 [28], 提取断裂核最邻近纤维表面的过应力系数 c_s , 分别代入式 (11) 和式 (12), 便可由式 (21) 得到纤维断裂根数为 1 ~ 16 根时的强度预测值, 为了便于比较, 该结果同样在图 8 中给出. 可见, 纤维连续断裂会加剧应力集中效应, 进而导致更低的拉伸强度. 当纤维断裂根数从 1 根增至 4 根时, 强度值迅速降低; 超过 4 根后, 降速变缓; 当纤维断裂 16 根时, 基于式 (11) 和式 (12) 预测的最大拉伸强度分别降低了 31.2% 和 29.9%. 基于式 (12) 的强度预测值甚至降至 150 MPa 以下, 可见纤维连续断裂对复合材料拉伸强度的影响很大.

界面脱黏能对 2D-C/SiC 复合材料拉伸强度的影响规律如图 9 所示, 可以看出: 与前期研究结论有所差异 [29], 随着界面能的增大拉伸强度线性降低, 但降低幅度不大, 滑移应力为 30 MPa 时, 基于式 (19) 和式 (20) 预测值的降幅分别为 15 和 10 MPa 左右; 而当滑移应力为 200 MPa 时, 基于式 (19) 和式 (20) 的预测值降幅分别约为 20 和 13 MPa. 实际上, 界面

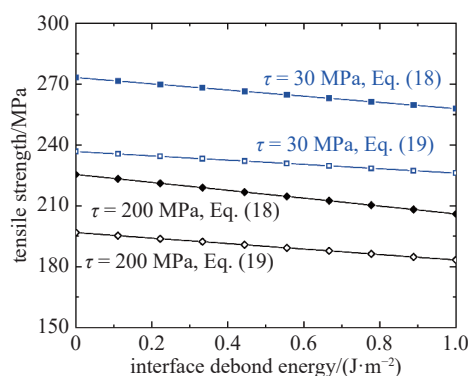


图 9 界面脱黏能对 2D-C/SiC 拉伸强度的影响

Fig. 9 Effect of interface debonding energy on tensile strength of 2D-C/SiC composites

脱黏能越大, 界面脱黏长度越小, 这可能导致纤维表面应力集中更加严重, 从而降低最终强度。

在基体裂纹密度较高的情形下, 可将式 (16) 代入式 (21) 进行强度分析预测。图 10 给出了 2D-C/SiC 复合材料拉伸强度随界面滑移应力 τ 的变化规律, 图中同时给出了单裂纹模式下的拉伸强度变化曲线, 可以看出: 两种模式下, 随着界面滑移应力的增大拉伸强度均为先增大后减小; 同一界面滑移应力下, 式 (12) 比式 (16) 的预测值高出约 40 MPa。此外, 与单裂纹模式相比, 多裂纹模式下的强度升降转折点向左发生了偏移, 这是因为多裂纹模式下纤维发生随机断裂的概率增加, 导致纤维表面的过应力系数 c_s 略微增大, 从而对韧-脆性转变产生了影响。特别指出, 当界面退化特别严重且 $\tau = 0.2$ MPa 时, 文献 [30] 给出 2D-C/SiC 复合材料的拉伸强度实验值为 50 ~ 70 MPa, 而图 10 显示的拉伸强度下限约为 49 MPa, 二者吻合较好。图 11 显示了不同界面滑移应力下纤维威布尔模量对 2D-C/SiC 复合材料拉伸强度的影响规律, 可以看出, 随着威布尔模量 m 的增大, 强度预测值先迅速下降, 但降速很快变缓; τ 值越

大强度下降幅度越大, 不同 τ 值对应的强度最小值均稳定在 120 MPa 左右, 差别很小。

4 结论

针对连续纤维增强/增韧 CMCs 的韧-脆性转变机制、转变条件及其强度效应, 采用单纤维圆柱体模型, 基于弹性力学理论、剪滞理论和纤维统计强度理论, 考虑细观损伤-破坏机理和纤维近表面应力集中现象, 构建跨尺度强度表征预测模型, 通过分析论证, 得出如下主要结论。

(1) CMCs 的拉伸破坏机制为局部裂纹的失稳扩展, 而其发生韧-脆性转变的核心机制为纤维近表面应力集中因子随着界面滑移阻力的增大而增大, 对强度的削弱效应逐渐增强。

(2) 混合率强度理论模型具有形式简单、机理明确和便于应用的优点, 可以合理表征 CMCs 的韧-脆性转变过程强度特性, 并准确预测 CMCs 的韧-脆性转变界面力学条件。

(3) 混合率强度模型对于 2D-C/SiC 复合材料具有适用性, 其拉伸强度预测值与实验数据吻合。根据主裂纹损伤带的不同定义以及界面脱黏能量释放率的影响, 强度预测值的上下限几乎可以涵盖典型实验数据的离散范围。

(4) 考虑断裂纤维簇对应力集中的影响时, 模型的强度预测值大幅度降低, 这意味着非均匀界面性能和非均匀承载导致的局部纤维簇断裂, 对 CMCs 的承载性能具有极为严重的削弱效应。

参 考 文 献

- 马宇, 张大海, 吴军等. 飞行器陶瓷基复合材料轻量化结构设计研究进展. 航空材料学报, 2024, 44(4): 1-15 (Ma Yu, Zhang Dahai, Wu Jun, et al. Research progress on aircraft lightweight design of ceramic matrix composites. *Journal of Aeronautical Materials*, 2024, 44(4): 1-15 (in Chinese))
- 刘巧沐, 黄顺洲, 何爱杰. 碳化硅陶瓷基复合材料在航空发动机上的应用需求及挑战. 材料工程, 2019, 47(2): 1-10 (Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, He Aijie. Application requirements and challenges of CMC-SiC composites on aero-engine. *Journal of Materials Engineering*, 2019, 47(2): 1-10 (in Chinese))
- 方光武, 谢浩元, 张华军等. CMC-EBC 损伤耦合机理及一体化设计研究进展. 无机材料学报, 2024, 39(6): 647-661 (Fang Guangwu, Xie Haoyuan, Zhang Huajun, et al. Progress of damage coupling mechanism and integrated design method for CMC-EBC. *Journal of Inorganic Materials*, 2024, 39(6): 647-661 (in Chinese))
- 李龙彪. 陶瓷基复合材料在航空发动机应用与适航符合性验证研究进展. 复合材料学报, 2025, 42(1): 54-87 (Li Longbiao. Research

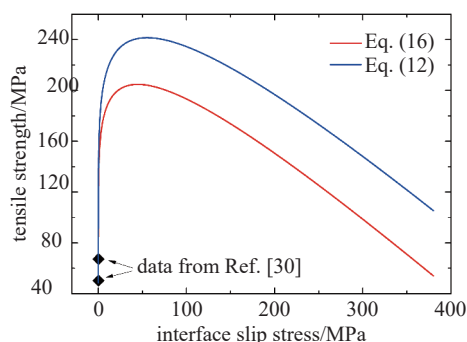


图 10 多裂纹模式下拉伸强度随界面滑移应力的变化曲线
Fig. 10 Variation of tensile strength versus interface slip stress

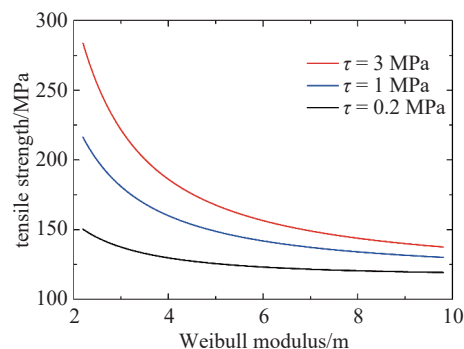


图 11 威布尔模量对 2D-C/SiC 拉伸强度的影响
Fig. 11 Effects of Weibull modulus on tensile strength of 2D-C/SiC composites

- progress on application and airworthiness compliance validation of ceramic-matrix composites in aeroengines. *Acta Materialia Sinica*, 2025, 42(1): 54-87 (in Chinese))
- 5 Curtin WA, Ahn BK, Takeda N. Modeling brittle and tough stress-strain behavior in unidirectional ceramic matrix composites. *Acta Materialia*, 1998, 46(10): 3409-3420
 - 6 Liao K, Reifsnider KL. A tensile strength model for unidirectional fiber-reinforced brittle matrix composite. *International Journal of Fracture*, 2000, 106(2): 95-115
 - 7 Xia Z, Curtin WA. Tough-to-brittle transitions in ceramic matrix composites with increasing interfacial shear stress. *Acta Materialia*, 2000, 48(20): 4879-4892
 - 8 O'Day MP, Curtin WA. Failure of crossply ceramic-matrix composites. *Journal of the American Ceramic Society*, 2002, 85(6): 1553-1560
 - 9 杨成鹏, 矫桂琼, 王波. 界面性能对陶瓷基复合材料拉伸强度的影响. *无机材料学报*, 2009, 24(5): 919-923 (Yang Chengpeng, Jiao Guiqiong, Wang Bo. Effects of interface properties on tensile strength of ceramic matrix composites. *Journal of Inorganic Materials*, 2009, 24(5): 919-923 (in Chinese))
 - 10 Yang CP, Jiao GQ, Wang B. Modeling oxidation damage of continuous fiber reinforced ceramic matrix composites. *Acta Mechanica Sinica*, 2011, 27(3): 382-388
 - 11 Niu XC, Ma Y, Guo S, et al. Predicting tensile behavior and strength of ceramic matrix composites: A micromechanism-based model incorporating interphase and Coulomb friction. *Composites: Part A*, 2025, 191: 108748
 - 12 李龙彪, 宋迎东, 孙志刚. 单向陶瓷基复合材料单轴拉伸强度研究. *航空动力学报*, 2010, 25(10): 2177-2187 (Li Longbiao, Song Yingdong, Sun Zhigang. Study on uniaxial tensile strength of unidirectional ceramic matrix composites. *Journal of Aerospace Power*, 2010, 25(10): 2177-2187 (in Chinese))
 - 13 李龙彪, 宋迎东, 孙志刚. 正交铺设陶瓷基复合材料单轴拉伸行为. *复合材料学报*, 2011, 28(1): 178-185 (Li Longbiao, Song Yingdong, Sun Zhigang. Uniaxial tensile behavior of cross-ply ceramic matrix composites. *Acta Materialia Compositae Sinica*, 2011, 28(1): 178-185 (in Chinese))
 - 14 Zhang S, Gao XG, Han X, et al. Prediction of strength and constitutive response of SiC/SiC composites considering fiber failure. *Composites: Part B*, 2019, 163: 252-259
 - 15 Lamon J. The ultimate tensile strength of SiC/SiC composites: Multiscale approach. *Journal of Composites Science*, 2025, 9: 45
 - 16 Deng Y, Li WG, Wang R, et al. The temperature dependent fracture models for fiber-reinforced ceramic matrix composites. *Composite Structures*, 2016, 140: 534-539
 - 17 Jia T, Deng Y, Hao Y, et al. An analytical model for the high temperature fracture strength of SiC fiber reinforced ceramic matrix composites considering oxidation and residual thermal stresses. *Composites: Part A*, 2023, 173: 107668
 - 18 Deng Y, Hao Y, Wang H, et al. Effect of temperature and atmosphere on the fracture toughness and failure mechanisms of two-dimensional plain-woven SiC_f/SiC composites: Experiments and modeling. *Acta Mechanica Sinica*, 2025, 41: 124333
 - 19 Deng Y, Li WG, Zheng SF, et al. Modeling the effect of temperature on first matrix cracking stress and fracture strength of cross-ply fiber reinforced ceramic-matrix composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39: 5204-5212
 - 20 Shao J, Li WG, Deng Y, et al. Theoretical models and influencing factor analysis for the temperature-dependent tensile strength of ceramic fibers and their unidirectional composites. *Composite Structures*, 2017, 164: 23-31
 - 21 Cao H, Thouless MD. Tensile tests of ceramic-matrix composites: Theory and experiment. *Journal of the American Ceramic Society*, 1990, 73(7): 2091-2094
 - 22 Li Q, Chen Y, Chen Y, et al. Effects of void defects on fracture features and tensile strength of C/SiC composites an image-based FEM study. *Applied Composite Materials*, 2022, 29: 1021-1039
 - 23 Li J, Zhao G, Ai S. Effect of various defects on tensile strength of C/SiC composites: Experiments and image based finite element analysis. *Applied Composite Materials*, 2025, 32: 1135-1152
 - 24 Schwietert HR, Steif PS. The tensile strength of a fiber reinforced ceramic. *International Journal of Solids and Structures*, 1991, 28(3): 229-315
 - 25 Hsueh CH. Crack-wake interfacial debonding criteria for fiber-reinforced ceramic composites. *Acta Materialia*, 1996, 44(6): 2211-2216
 - 26 Sauder C, Lamon J, Pailler R. The tensile behavior of carbon fibers at high temperatures up to 2400 °C. *Carbon*, 2004, 42: 715-725
 - 27 杨成鹏, 矫桂琼, 王波. 2D-C/SiC 复合材料的单轴拉伸力学行为及其强度. *力学学报*, 2011, 43(2): 330-337 (Yang Chengpeng, Jiao Guiqiong, Wang Bo. Uniaxial tensile stress-strain behavior and strength of plain woven C/SiC composite. *Chinese Journal of Theoretical and Applied Mechanics*, 2011, 43(2): 330-337 (in Chinese))
 - 28 魏俊飞. 连续纤维增强复合材料的拉伸强度模型研究. [硕士学位论文]. 西安: 西北工业大学, 2025 ((Wei Junfei. Mechanical study on tensile strength model of continuous fiber reinforced composites. [Master Thesis]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2025 (in Chinese))
 - 29 李尧, 王晓晖, 刘宝瑞等. 界面韧性对 C/SiC 材料拉伸强度影响分析. *强度与环境*, 2023, 50(5): 19-27 (Li Yao, Wang Xiaohui, Liu Baorui, et al. Effects of interlayer fracture toughness on tensile strength of C/SiC composites. *Structure and Environment Engineering*, 2023, 50(5): 19-27 (in Chinese))
 - 30 Yang CP, Jia F, Wang B, et al. Unified tensile model for unidirectional ceramic matrix composites with degraded fibers and interface. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39: 222-228