

SiC/SiC mini 复合材料拉伸性能
分散性的数值仿真方法

石多奇, 沙景恬, 程震, 杨晓光
(北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191)

摘 要: 建立了一种能够高效计算连续纤维增强 SiC/SiC 陶瓷基复合材料力学性能统计分布函数的数值仿真方法。建立 SiC/SiC mini 复合材料简化二维胞元模型,输入组分材料力学性能参数的概率分布函数,得到胞元的力学性能。将胞元作为 mini 复合材料二维模型的单元对模型进行网格划分,并赋予其材料性能参数,从而得到 mini 复合材料的拉伸应力-应变曲线。经多次重复计算得到了 mini 复合材料拉伸应力-应变曲线的概率分布函数。从结果中发现, SiC/SiC mini 复合材料拉伸强度满足威布尔分布,且相比于纤维和基体强度的模数,复合材料拉伸强度的模数增大,即分散性减小,同时尺度参数降低,表明 mini 复合材料出现概率最大的拉伸强度值变小;随着纤维和基体强度概率分布威布尔模数的增大, mini 复合材料拉伸强度的尺度参数有增大的趋势。

关 键 词: 陶瓷基复合材料; 力学性能; mini 复合材料; 分散性; 蒙特卡洛法

中图分类号: V215; TB330.1 **文献标志码:** A

Numerical simulation method of the variability in
tensile properties of SiC/SiC minicomposites

SHI Duoqi, SHA Jingtian, CHENG Zhen, YANG Xiaoguang
(School of Energy and Power Engineering,
Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China)

Abstract: An efficient numerical simulation method for calculating the statistical distribution function of mechanical properties of continuous fiber reinforced SiC/SiC ceramic matrix composites was established. The parameters of the probability distribution function of the constituents were assigned into a two-dimensional model of the representative unit cell and the corresponding mechanical properties of the unit cell were achieved. Afterwards, the attributes and material property parameters of the representative unit cell were homogenized into a two-dimensional model of minicomposites and macroscopic tensile stress-strain response of the minicomposites could be obtained. By conducting hundreds of computations in minicomposites with stochastic mechanical parameters in constituents, the probabilistic stress-strain curves were derived. It was found that the strength of SiC/SiC minicomposites satisfied the Weibull distribution well. In comparison with individual constituents as fibers and matrix, the Weibull modulus of the strength in the macroscopic minicomposites was much larger, indicating the decrease of the scatter in the strength. On the contrary, the scale

收稿日期:2018-11-19

基金项目:国家自然科学基金面上项目(51772009)

作者简介:石多奇(1975—),男,教授、博士生导师,博士,主要从事高温材料本构关系、航空宇航高温结构完整性研究。

引用格式:石多奇,沙景恬,程震,等. SiC/SiC mini 复合材料拉伸性能分散性的数值仿真方法[J]. 航空动力学报,2019,34(5):971-979. SHI Duoqi, SHA Jingtian, CHENG Zhen, et al. Numerical simulation method of the variability in tensile properties of SiC/SiC minicomposites[J]. Journal of Aerospace Power, 2019, 34(5): 971-979.

parameter in the minicomposites was smaller than that of both constituents, implying the reduction of the strength with the highest probability density. Furthermore, with the increasing Weibull modulus of the strength in either fibers or matrix, the scale parameter of minicomposites strength increased simultaneously.

Key words: ceramic matrix composites; mechanical property; minicomposites; variability; Monte Carlo method

陶瓷基复合材料由高性能非金属纤维和陶瓷基体复合而成^[1],在高温下具有良好的力学性能,耐高温、比刚度大、比强度高以及热膨胀系数低,因此它在航空发动机热端部件方面的应用具有很大的潜力^[2-5]。mini 复合材料是一种由单根纤维束构成的、不同于实际结构复合材料的模型材料。由于其结构简单,对其力学性能进行研究,可以快速有效地提高复合材料的力学性能^[6]。本文研究的 SiC/SiC mini 复合材料由 SiC 纤维、SiC 基体和 PyC/SiC 界面三部分构成,mini 复合材料的力学性能由纤维、基体以及纤维基体间的界面共同决定。由于纤维和基体内部缺陷的随机分布,导致其拉伸强度不是确定值,而是统计变量^[4]。纤维和基体强度的分散性使得复合材料的力学性能具有明显的分散性,但其性能分散的来源、分布规律鲜有被深入研究。

近年来,研究者开展了许多关于复合材料力学性能的研究。试验方面,Sauder、Jacques、Morscher 和 Bertrand 等人^[7-10]对 SiC/SiC mini 复合材料进行了拉伸性能试验,发现其拉伸应力-应变曲线为非线性。仿真模拟方面,Curtin^[11]考虑了基体的初始缺陷,并认为基体强度满足威布尔分布,对脆性基体复合材料基体开裂应力值和基体裂纹饱和和应力值进行了计算和分析。此方法不能给出复合材料从基体开裂、基体裂纹饱和到最终失效全过程的细观力学描述。Lissart 和 Lam-on^[12]及 Zhang、Gao 等人^[13-14]对 mini 复合材料进行了单向拉伸试验,同时通过概率统计的方法,构造了 mini 复合材料的力(应力)-应变模型。其方法均需先获得基体裂纹密度,最终才能得到复合材料的力学性能。而得到基体裂纹密度的概率分布函数的方法:一是通过假设和理论推导来预测,过程复杂;二是通过试验观测,依赖于试验,均有不便之处。Ochiai 等人^[15]利用剪滞模型和蒙特卡洛法^[16-17],构建了由纤维和基体组成的单向带的二维模型,获得了 SiC/SiC 复合材料拉伸应力-应变曲线。由于模型简单,所得结果仅能用于定性分析,不能定量地给出复合材料力学性能的分

散性规律。Cheng、Grujicic 等人^[18-19]利用有限元,构造了纤维增强陶瓷基复合材料的二维细观有限元蒙特卡洛模型,他们认为每个纤维单元的强度值都不是确定性的,且服从两参数威布尔分布。此模型包含三种单元,建模分网过程较繁琐,导致模型包含纤维根数有限,影响了结果的精确性。

本文的主要工作是建立一种能够高效率计算连续纤维增强陶瓷基复合材料力学性能统计分布函数的数值仿真方法。首先,建立简化的二维胞元模型,考虑组分材料力学性能的分散性,获得胞元的拉伸应力-应变曲线及其概率分布。其次,建立 mini 复合材料的物理模型,对每一个 mini 复合材料单元赋予满足其概率分布的应力-应变关系,从而获得 SiC/SiC mini 复合材料的拉伸应力-应变曲线及其强度值的概率分布函数,通过大量重复计算,建立起组分材料性能和 SiC/SiC mini 复合材料拉伸性能的关系。

1 胞元拉伸性能分析

1.1 胞元模型

为了使得计算简化,将三维的 SiC/SiC mini 复合材料结构简化为二维结构。SiC/SiC mini 复合材料由 SiC 纤维、SiC 基体和 PyC/SiC 界面三部分组成,取其中一小块代表性体积单元,即胞元,如图 1 所示。此胞元的边界条件设置及在右侧加载的均匀分布位移载荷如图 2 所示,其中 u 表示位移。这些边界条件都是单向约束,可等同于周期性边界条件。

对此模型作出如下假设:

- 1) 纤维和基体未失效前均为各向同性、线弹性。
- 2) 界面为低模量界面,失效模式为剪切失效。
- 3) 不考虑残余应力。

纤维单元的截面为方形,沿 y 方向高度 H_f

$$H_f = \frac{d\sqrt{\pi}}{2} \tag{1}$$

其中纤维直径 $d=13\text{ }\mu\text{m}$ ^[20]。

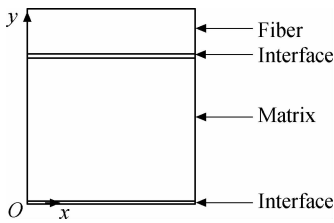


图 1 胞元结构示意图

Fig. 1 Structure of the representative unit cell

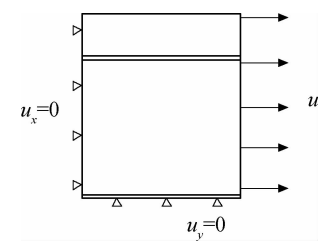


图 2 胞元边界条件及加载示意图

Fig. 2 Boundary conditions and loadings of the representative unit cell

基体单元高度 H_m

$$H_m = \frac{1 - \varphi_f}{\varphi_f} H_f - H_i$$

(2)

其中 φ_f 为纤维体积分数, H_i 为界面单元高度。下标 f、m、i 分别代表纤维、基体和界面(下同)。

胞元几何参数见表 1, Δx 为沿 x 方向单元长度。材料性能参数见表 2^[14], 其中 E_x 和 E_y 分别表示 x 和 y 方向的弹性模量, η 为随机数, μ 为泊松比。

表 1 胞元几何参数

Table 1 Geometrical parameters of the representative unit cell

φ_f	$H_f/\mu\text{m}$	$H_m/\mu\text{m}$	$H_i/\mu\text{m}$	$\Delta x/\mu\text{m}$
0.23	11.5	37.5	1	50

表 2 材料性能参数^[14]

Table 2 Mechanical parameters of composite components^[14]

组分材料	E_x/GPa	E_y/GPa	μ	强度/MPa	体积分数
纤维	160	160	0.12	$3600[-\ln(1-\eta)]^{1/5}$	0.23
基体	190	190	0.20	$175[-\ln(1-\eta)]^{1/3}$	0.75
界面	12	30	0.12	15	0.02

1.2 失效准则

对于纤维,采用最大拉伸应力失效准则。纤

维拉伸强度 S_f 服从两参数威布尔分布,其概率分布函数为^[4]

$$P(S_f) = 1 - \exp\left[-\frac{V_f}{V_{of}}\left(\frac{S_f}{S_{of}}\right)^m\right] \quad S_f \geq 0$$

(3)

其中 S_{of} 为纤维尺度参数; m 为形状参数,也被称为威布尔模数; V_{of} 为纤维参考体积,本文中取值为 1 m^3 ; V_f 为单根纤维的体积。

同时,因为 $P(S_f) \in [0, 1]$, 在 $[0, 1]$ 范围内选择一个随机数 η , 使得

$$P(S_f) = \eta$$

(4)

则纤维拉伸强度

$$S_f = S_{of} \left[-\frac{V_{of}}{V_f} \ln(1 - \eta) \right]^{1/m}$$

(5)

当纤维的拉伸应力 σ_f 超过强度值, 即 $\sigma_f > S_f$ 时, 其弹性模量下降为一个极小值, 应力值变为接近 0 MPa 。

基体与纤维类似, 同样可以根据上述方程进行表征。对于界面, 假设其为理想弹塑性材料, 切应力(τ)-切应变(γ)关系如图 3^[18]。

$$\begin{cases} \tau = G\gamma & |\gamma| \leq \gamma_0 \\ \tau = \text{sign}(\gamma)\tau_0 & |\gamma| > \gamma_0 \end{cases}$$

(6)

其中 G 为界面切变模量; τ_0 、 γ_0 分别表示进入塑性阶段的切应力和切应变。

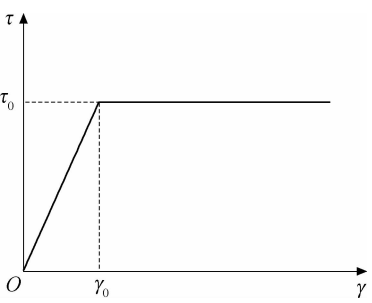


图 3 界面切应力-切应变关系图

Fig. 3 Shear stress-strain relationships of the interface

1.3 结果分析

当载荷较小时, 基体、纤维和界面单元均未失效, 此时模型的平均拉伸应力 $\bar{\sigma}$ 为

$$\bar{\sigma} = \frac{\int \sigma dA}{A} = \frac{\sigma_f H_f + \sigma_m H_m + 2\sigma_i H_i}{H}$$

(7)

式中 H 为总厚度。因界面厚度 $H_i \leq 0\text{ }\mu\text{m}$, 即 $H_i \ll H_m$ 或 $H_i \ll H_f$, 其应力值对整体平均拉伸应力的贡献可忽略, 上式可简化为

$$\bar{\sigma} \approx \frac{\sigma_f H_f + \sigma_m H_m}{H} = \frac{\epsilon(E_f H_f + E_m H_m)}{H}$$

(8)

式中 ϵ 为应变。

载荷逐渐增大,基体先失效,纤维完好,此时模型平均拉伸应力

$$\bar{\sigma} = \frac{\int \sigma dA}{A} = \frac{\sigma_f H_f}{H} = \frac{E_f H_f \epsilon}{H} \tag{9}$$

其中 E_f 和 E_m 分别表示纤维和基体的弹性模量。

载荷继续增大,基体和纤维均失效,此时模型平均拉伸应力

$$\bar{\sigma} = 0 \tag{10}$$

理论推导结果及有限元(FEA)结果如图 4 所示。

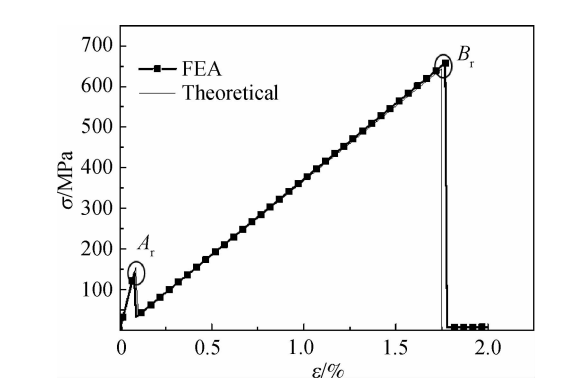


图 4 理论推导和有限元胞元拉伸应力-应变曲线
Fig. 4 Tensile stress-strain curves by theoretical derivation and finite element analysis

根据结果可以发现,拉伸应力-应变曲线的第一个转折点 A_r 与基体单元的强度相关,第二个转折点 B_r 则与纤维单元的强度相关。

第一个转折点 A_r 的拉伸应力值 σ_{A_r}

$$\sigma_{A_r} = \frac{\sigma_m}{E_m} \cdot \frac{E_f H_f + E_m H_m}{H} \tag{11}$$

其中 σ_m 为基体单元应力值。

第二个转折点 B_r 的拉伸应力值 σ_{B_r}

$$\sigma_{B_r} = \frac{\sigma_f}{E_f} \cdot \frac{E_f H_f}{H} \tag{12}$$

其中 σ_f 为纤维单元应力值。

A_r 、 B_r 的拉伸应力值的概率分布函数见表 3。

表 3 图 4 中 A_r 、 B_r 点的拉伸应力值概率分布函数
Table 3 Probability distribution function of tensile stress value of points A_r 、 B_r in Fig. 4

参数	概率分布函数
σ_{A_r}/MPa	$165[-\ln(1-\eta)]^{1/3}$
σ_{B_r}/MPa	$830[-\ln(1-\eta)]^{1/5}$

2 Mini 复合材料拉伸性能分析

2.1 SiC/SiC mini 复合材料模型

构建一个 $12.5\text{ mm} \times 2\text{ mm}$ 的平板,其边界条件和加载情况如图 5 所示。网格大小为 $50\text{ }\mu\text{m} \times 50\text{ }\mu\text{m}$,与之前的胞元大小相同。单元数量为 10 000 个。

SiC/SiC mini 复合材料的单向拉伸试验在室温下进行,其标距段长度为 25 mm ^[14]。为了和试验保持一致,又因为模型具有对称性,因此取试验标距段长度的一半进行模拟。但由于网格数量的限制,宽度(y 方向)不能和实际保持一致。

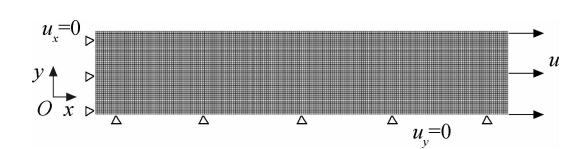


图 5 Mini 复合材料力学模型
Fig. 5 Mechanical model of minicomposites

2.2 材料参数

在 UMAT(user-defined material)子程序中,定义弹性模量 E 随拉伸应力 σ 的演化为

当 $\sigma \leq \sigma_{A_r}$ 时

$$E = \frac{E_f H_f + E_m H_m}{H} \tag{13}$$

当 $\sigma_{A_r} < \sigma \leq \sigma_{B_r}$ 时

$$E = \frac{E_f H_f}{H} \tag{14}$$

当 $\sigma > \sigma_{B_r}$ 时

$$E = 0.000\,01 \frac{E_f H_f}{H} \tag{15}$$

同时,在程序中用两个状态变量 STATEV(1)和 STATEV(2)来分别表征两次弹性模量的转变。基体失效时,STATEV(1)从 0 变为 1;纤维失效时,STATEV(2)从 0 变为 1。

每个单元输入 σ_{A_r} 和 σ_{B_r} 的数值分布如图 6,最大值、最小值和中值如表 4。

2.3 结果分析

有限元计算结果和 Zhang 等人的试验结果^[14]的对比如图 7 所示。其中有限元曲线为应用 2.2 节方法得到的有限元仿真结果,experiment 曲线是试验结果^[14]。

从图 7 可以看出,拉伸应力-应变曲线具有非线性规律,且显示出非脆性的力学行为特征。曲线可分为如下五个部分,不同加载应变变量对应的基体和纤维单元的失效演化如图 8 所示。

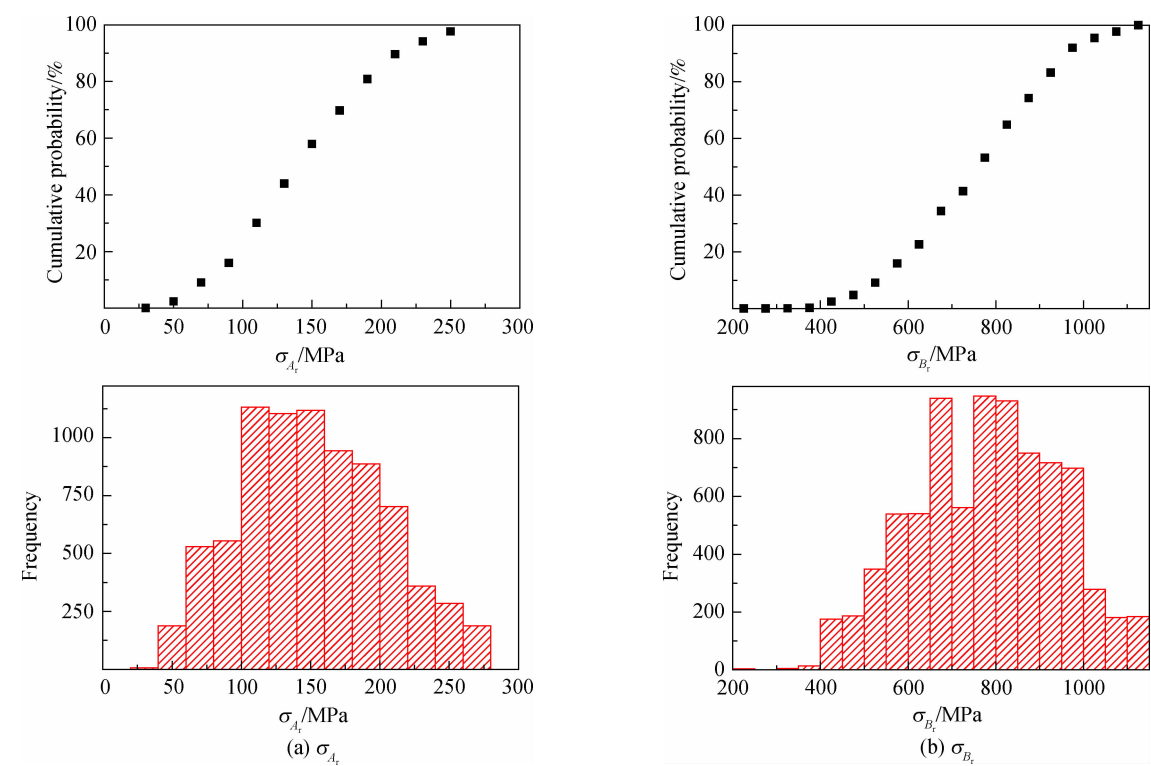


图 6 σ_{A_r} 和 σ_{B_r} 的累积概率分布函数和频数直方图

Fig. 6 Cumulative probability distribution function and frequency histogram of σ_{A_r} and σ_{B_r}

表 4 σ_{A_r} 和 σ_{B_r} 的最大值、最小值和中值
Table 4 Maximum, minimum and medium value of σ_{A_r} and σ_{B_r}

参数	最小值/MPa	中值/MPa	最大值/MPa
σ_{A_r}	21	150	279
σ_{B_r}	243	784	1137

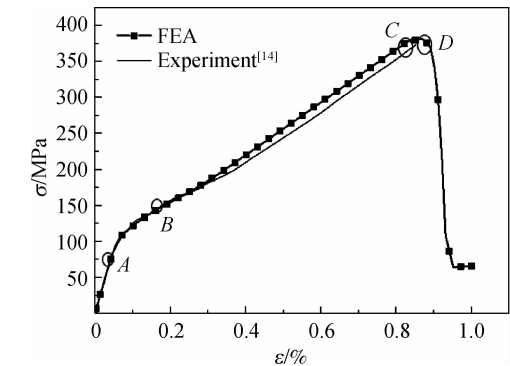


图 7 有限元结果与试验结果对比图
Fig. 7 Comparison between finite element analysis and experiment results

1) 0—A:线性段,此时 mini 复合材料内基体和纤维几乎完好,如图 8(a)、图 8(b)中所示,且纤维和基体均在弹性范围内,线性段的最高点为比

例极限。
2) A—B:非线性段,此时基体开始出现裂纹,并且不断扩展,直到基体裂纹饱和,见图 8(c)~图 8(f)。
3) B—C:线性段,主要由纤维承载,纤维弹性伸长,如图 8(g)中所示。
4) C—D:在最大载荷前的一小段非线性段,由纤维断裂引起,如图 8(h)和图 8(i)所示。
5) D—final:整体失效,见图 8(j)纤维贯穿。
有限元计算结果与试验结果在 B 点以前几乎完全吻合,即在基体裂纹饱和前,仿真数据和试验数据吻合良好,mini 复合材料的比例极限基本与试验值相同;B—C 段,即主要由纤维承载阶段,最大误差为 5%,最终强度值的误差为 2%。误差可能来源于:
1) 输入单元材料性能参数具有随机性,即使概率分布函数相同,各个单元的取值会有不同。
2) 损伤是一个渐进的过程,当某一单元失效,其刚度值不是立刻降低到一个极小值,而是经过一定时间,逐渐降低到零。
3) 纤维和基体的失效模式只考虑了拉伸方向的影响,没有考虑压缩和剪切。
4) 模型是简化的二维模型,三维的应力分布和失效模式可能与二维略微有所不同。

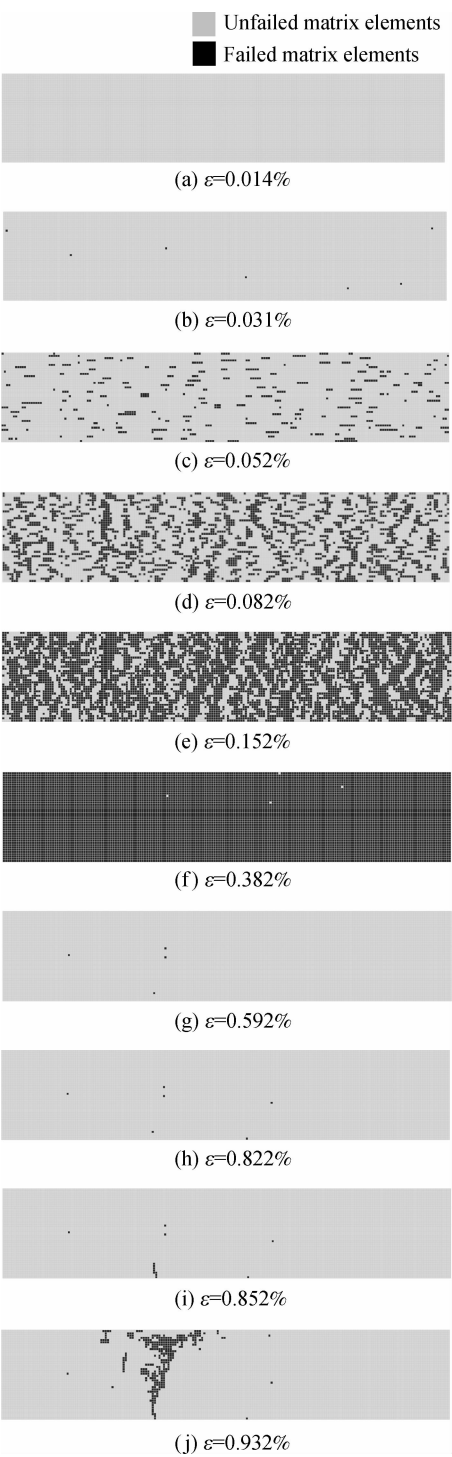


图 8 加载过程各单元损伤情况
Fig. 8 Damage of elements during loading

2.4 比例极限、基体裂纹饱和和应力值及拉伸强度的概率分布

对同样的 σ_{A_r} 、 σ_{B_r} 概率分布函数,其他参数均保持不变,重复计算 50 次,得到一簇应力-应变曲线,这些曲线两个线性段的斜率均相同,比例极限、基体裂纹饱和和应力值以及拉伸强度的数值会随着每次计算的随机数 η 取值不同而变化,使得

比例极限、基体裂纹饱和应力值以及拉伸强度值不是确定值,而是满足某种概率分布函数的分布值。

比例极限:根据 GB228-76 规定,在应力-应变曲线上的切线与应力轴夹角的正切值,较其在直线部分与应力轴夹角的正切值增加 50% 时,切点所对应的应力值即为规定比例极限 σ_{p50} 。这里用 σ_A 表示。

基体裂纹饱和应力值:提取每条应力-应变曲线非线性段 A—B 的终点值,即 σ_B 。

拉伸强度:提取每条拉伸应力-应变曲线的应力最大值,即为 mini 复合材料的拉伸强度 σ_{uts} 。

对所有曲线的比例极限、基体裂纹饱和应力值和拉伸强度作统计学分析,作出频数直方图,算出其在第 i 个区间的概率值

$$P_i = \frac{N_i}{N}$$
 (16)

其中 N_i 为数值出现在第 j 个区间的次数, N 为总计算次数。

设

$$X = \ln \sigma$$
 (17)

$$Y = \ln \ln \frac{1}{1 - P(\sigma)}$$
 (18)

若 $P(\sigma)$ 满足威布尔分布,即

$$P(\sigma) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma}{S_0} \right)^m \right]$$
 (19)

式中 S_0 为 mini 复合材料的尺度参数。则

$$Y = mX + a$$
 (20)

$$a = -m \ln S_0$$
 (21)

对 X 和 Y 做线性拟合,计算斜率和截距,以及进行 Anderson-Darling 拟合优度检验 (A^*)。当 $A^* < 1$ 时,拟合度较好;当 $A^* > 1$,则认为结果不可信。

对数据进行处理,发现 B 点的应力值 σ_B 和拉伸强度 σ_{uts} 均满足威布尔分布,如表 5 和图 9。

表 5 σ_B 和最终强度 σ_{uts} 的威布尔分布参数
Table 5 Parameters in Weibull distribution of σ_B and σ_{uts}

参数	S_0 / MPa	m	A^*
σ_B	131.3	40	0.443
σ_{uts}	367.3	15.4	0.379

比例极限 σ_A 拟合的威布尔分布函数的参数及平均值如表 6。由表 6 可知, σ_A 不服从威布尔分布。使用其他分布拟合,发现 σ_A 满足 Johnson

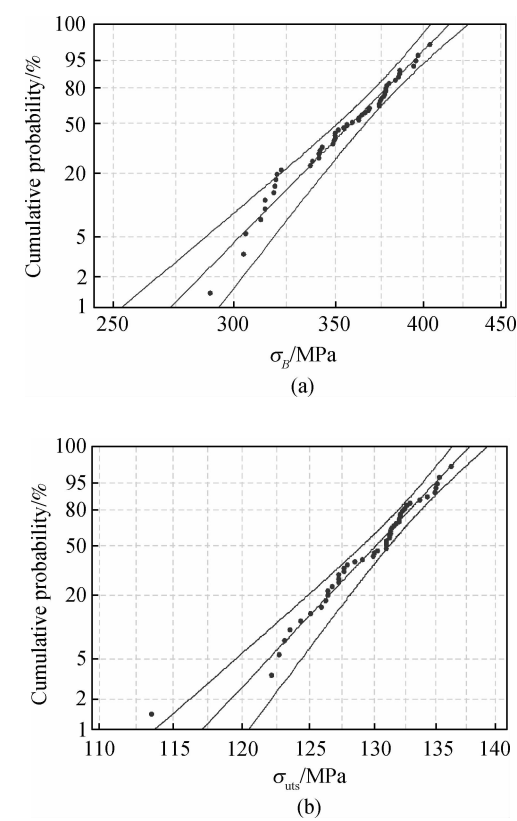


图 9 σ_B 和 σ_{uts} 累积概率分布的拟合曲线
Fig. 9 Fitting curves of accumulation probability distribution in σ_B of σ_{uts}

变换后的正态分布。变换后的正态分布的 A^* 值为 0.575。

Johnson 变换为

$$X = -0.15 + 0.62 \operatorname{arsinh} \frac{\sigma_A - 98.57}{0.95} \tag{22}$$

$$Y = P(\sigma_A) \tag{23}$$

变换后满足的正态分布为

$$Y = \frac{1}{0.905 \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{(X + 0.0137)^2}{2 \times 0.905} \right] \tag{24}$$

表 6 比例极限 σ_A 均值及拟合威布尔分布函数参数
Table 6 Mean value and the parameters of the Weibull distribution of σ_A

均值/MPa	S_0 /MPa	m	A^*
71.5143	74.4	12.2	8.2

改变纤维和基体强度的威布尔分布的模数 m , 每个固定参数下重复计算 50 次。取基体强度威布尔分布的模数 $m_m = 3$, 纤维强度威布尔分布的模数 $m_f = 3, 4, 5, 6$, mini 复合材料拉伸强度 σ_{uts}

拟合的威布尔分布函数的两参数及 A^* 如表 7。

表 7 σ_{uts} 威布尔分布函数的两参数及 A^* 值 ($m_m = 3$)
Table 7 Two parameters and A^* of the Weibull distribution of σ_{uts} ($m_m = 3$)

m_f	S_0 /MPa	m	A^*
3	281.1	17.6	0.250
4	330.5	14.1	0.751
5	367.3	15.4	0.379
6	406.9	15.0	0.363

由表 7 可以看出, 当 $m_m = 3$ 时, 随着纤维强度分布的模数 m_f 增大, mini 复合材料拉伸强度分布的尺度参数逐渐增大, 其模数变化规律不明显, 均在 15 左右。

取纤维强度威布尔分布的模数 $m_f = 5$, 基体强度威布尔分布的模数 $m_m = 2, 3, 4, 6$, mini 复合材料拉伸强度 σ_{uts} 拟合的威布尔分布函数的两参数及 A^* 如表 8。

表 8 σ_{uts} 威布尔分布函数的两参数及 A^* 值 ($m_f = 5$)
Table 8 Two parameters and A^* of the Weibull distribution of σ_{uts} ($m_f = 5$)

m_m	S_0 /MPa	m	A^*
2	372.4	14.7	0.499
3	367.3	15.4	0.379
4	385.4	9.5	0.654
6	392.8	10.2	0.796

由表 8 可以看出, 当 $m_f = 5$ 时, 随着基体强度分布的模数增大, mini 复合材料拉伸强度分布的尺度参数基本呈现上升趋势, 同样, 模数变化规律不明显。

从表 7 和表 8 可以看出: 随着纤维和基体强度分布的模数增大, mini 复合材料拉伸强度服从威布尔分布, 且其尺度参数基本呈增大趋势; mini 复合材料拉伸强度的 m 值, 相对于组分强度的 m 值 (2~6) 的模数, 增大很多, 多数在 15 左右; mini 复合材料拉伸强度的尺度参数较纤维及胞元强度的尺度参数降低很多, 基本保持在 300~400 MPa 之间。Mini 复合材料拉伸强度和纤维强度概率密度函数的对比图如图 10 所示。

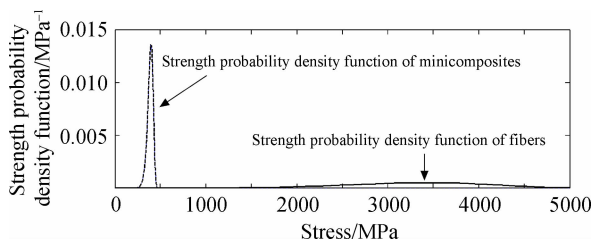


图10 纤维和 mini 复合材料强度概率密度函数对比示意图

Fig. 10 Schematic diagram of the strength probability density functions of fibers and minicomposites

3 结 论

本文提出了一种计算连续纤维增强陶瓷基复合材料力学性能统计分布函数的数值仿真方法。通过建立包含组分材料的 SiC/SiC mini 复合材料胞元模型,用胞元模型划分整体模型,从而计算得到 SiC/SiC mini 复合材料性能的分散性统计分布函数。这种方法用于 SiC/SiC 连续纤维增强复合材料,操作简单,又能获得较为精确的结果;对于其他种类不含基体初始裂纹的连续纤维增强复合材料,若为其组分材料力学性能参数选择合适的概率分布函数,也能为复合材料的力学分散性研究提供新的思路。

1) 由组分材料性能的概率分布函数,得到了 SiC/SiC mini 复合材料拉伸应力-应变曲线。将曲线与试验结果对比,两者拟合良好,最大误差为 5%。

2) 通过计算多个随机模型,得到了 SiC/SiC mini 复合材料拉伸性能的概率分布函数。保持基体和纤维强度的概率分布函数不变,重复计算,考察得到的一簇拉伸应力-应变曲线,发现基体裂纹饱和应力值和拉伸强度值满足威布尔分布,而比例极限则满足 Johnson 变换后的正态分布。

3) 通过改变输入参数,即 SiC 纤维和 SiC 基体强度概率分布函数的模数,发现 SiC/SiC mini 复合材料拉伸强度服从威布尔分布;且随着纤维强度概率分布函数的模数增大,mini 复合材料拉伸强度的尺度参数也逐渐增大,即 mini 复合材料概率密度最大值处的拉伸强度值在增大;基体强度概率分布函数的模数增大,也会导致 mini 复合材料拉伸强度的尺度参数增大的趋势。同时,与单根纤维相比,mini 复合材料的拉伸强度降低很多,但模数增大,表明 mini 复合材料的拉伸强度分散性发生降低。

参考文献:

- [1] 方光武,宋迎东,高希光. 层合陶瓷基复合材料多尺度应力-应变计算模型[J]. 航空动力学报,2017,32(6):1375-1380.
FANG Guangwu, SONG Yingdong, GAO Xiguang. Multi-scale stress-strain calculation model of laminated ceramic matrix composites[J]. Journal of Aerospace Power, 2017, 32(6):1375-1380. (in Chinese)
- [2] NASLAIN R. Design, preparation and properties of non-oxide CMCs for application in engines and nuclear reactors; an overview[J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(2):155-170.
- [3] DICARLO J A, VAN ROODE M. Ceramic composite development for gas turbine engine hot section components [C]// ASME Turbo Expo 2006: Power for Land, Sea, and Air. Barcelona, Spain: American Society of Mechanical Engineers, 2006:221-231.
- [4] BANSAL N P, LAMON J. Ceramic matrix composites: materials, modeling and technology [M]. Hoboken, US: John Wiley & Sons, 2014.
- [5] ALVIN M A, ANDERSON I, HEIDLOFF A, et al. Development of advanced material systems for future gas turbine applications[R]. ASME Paper GT 2015-43456, 2015.
- [6] 孟志新, 成来飞, 刘善华, 等. PyC 层对 SiC 纤维束及 Mini SiC/SiC 复合材料拉伸性能和强度分布的影响[J]. 材料导报, 2011, 25(16):5-7.
MENG Zhixin, CHENG Laifei, LIU Shanhua, et al. Effect of PyC layer on tensile properties and strength distribution of SiC fiber bundles and Mini SiC/SiC Composites[J]. Materials Review, 2011, 25(16):5-7. (in Chinese)
- [7] SAUDER C, BRUSSON A, LAMON J. Influence of interface characteristics on the mechanical properties of Hi-nicalon type-S or Tyranno-SA3 fiber-reinforced SiC/SiC minicomposites[J]. International Journal of Applied Ceramic Technology, 2010, 7(3):291-303.
- [8] JACQUES S, LOPEZ-MARURE A, VINCENT C, et al. SiC/SiC minicomposites with structure-graded BN interphases[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2000, 20(12):1929-1938.
- [9] MORSCHER G N, MARTINEZ-FERNANDEZ J. Fiber effects on minicomposite mechanical properties for several silicon carbide fiber-chemically vapor-infiltrated silicon carbide matrix systems[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(1):145-155.
- [10] BERTRAND S, FORIO P, PAILLER R, et al. Hi-nicalon/SiC minicomposites with (pyrocarbon/SiC)_n nanoscale multilayered interphases[J]. Journal of the American Ceramic Society, 1999, 82(9):2465-2473.
- [11] CURTIN W A. Multiple matrix cracking in brittle matrix composites[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(5):1369-1377.
- [12] LISSART N, LAMON J. Damage and failure in ceramic

matrix minicomposites:experimental study and model[J].
Acta Materialia,1997,45(3):1025-1044.

[13] ZHANG Sheng, GAO Xiguang, SONG Yingdong. In situ strength model for continuous fibers and multi-scale modeling the fracture of C/SiC composites[EB/OL]. [2018-04-24]. <https://doi.org/10.1007/s10443-018-9696-y>.

[14] ZHANG Sheng, GAO Xiguang, CHEN Jing, et al. Effects of micro-damage on the nonlinear constitutive behavior of SiC/SiC minicomposites [J]. Journal of Ceramic Science and Technology,2016,7(4):341-347.

[15] OCHIAI S, OKUDA H, SCHULTE K, et al. Shear Lag-Monte Carlo simulation of tensile behavior of unidirectional ceramic matrix composites[M]. Westerville, US; The American Ceramic Society,2006;221-232.

[16] LANDIS C M, BEYERLEIN I J, MCMEEKING R M. Micromechanical simulation of the failure of fiber reinforced composites[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids,2000,48(3):621-648.

[17] PHOENIX S L, BEYERLEIN I J. Statistical strength theory for fibrous composite materials [J]. Comprehensive Composite Materials,2000,1:559-639.

[18] CHENG Tianle, QIAO Rui, XIA Yuanming. A Monte Carlo simulation of damage and failure process with crack saturation for unidirectional fiber reinforced ceramic composites[J]. Composites Science and Technology,2004,64(13/14):2251-2260.

[19] GRUJICIC M, SNIPES J S, GALGALIKAR R, et al. Multi-length-scale derivation of the room-temperature material constitutive model for SiC/SiC ceramic-matrix composites[J]. Journal of Materials;Design and Applications, 2017,231(5):443-462.

[20] 益小苏,杜善义,张立同. 复合材料手册[M]. 北京:化学工业出版社,2009.

(编辑:陈 越)