

文章编号:1000-8055(2012)09-2056-07

考虑基体开裂的陶瓷基复合材料 应力-应变曲线模拟方法及验证

孙志刚, 苗 艳, 宋迎东

(南京航空航天大学 能源与动力学院, 南京 210016)

摘 要: 提出了蒙特卡罗方法模拟陶瓷基复合材料基体随机开裂过程,采用剪滞模型描述了复合材料出现损伤时细观应力场,并推导得到了考虑基体开裂时复合材料拉伸应力-应变曲线计算公式.开展了室温环境下 C/SiC 复合材料的单轴拉伸试验,并将理论预测应力-应变曲线与试验结果进行对比.同时,采用该方法对 SiC/CAS, SiC/Si₃N₄ 复合材料应力-应变曲线进行了模拟,并与国外提供的相关试验数据进行比较,发现两者吻合得较好,从而证实了蒙特卡罗法可有效地模拟考虑基体随机开裂过程的陶瓷基复合材料应力-应变曲线.此外,还分析了 Weibull 模量、残余热应力和初始开裂应力对应力-应变曲线的影响.研究表明:Weibull 模量越大,应力-应变曲线非线性越明显;热残余应力越大,应力-应变曲线偏转越早,非线性越明显;初始开裂应力与 Weibull 模量对应力-应变曲线影响规律相似.

关 键 词: 蒙特卡罗; 基体; 随机开裂; 应力-应变曲线; 陶瓷基复合材料

中图分类号: V214; TB332

文献标志码: A

Simulating and validating the stress-strain curve of the matrix cracking of ceramic matrix composite

SUN Zhi-gang, MIAO Yan, SONG Ying-dong

(College of Energy and Power Engineering,

Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China)

Abstract: The matrix random cracking of ceramic matrix composite was simulated by Montel Carlo model. The shear-lag model was used to analyze the micro-stress field of the damaged composites, and the formula of the stress-strain behavior was derived. The uniaxial tensile experiment of unidirectional-C/SiC composites at ambient temperature has been performed, and the simulated stress-strain curve was compared to the experimental data. The tensile stress-strain curves of SiC/CAS and SiC/Si₃N₄ composites were simulated, which agreed well with the related experimental results. Besides, influence of the model parameters on stress-strain curve was analyzed. Research shows that the higher the Weibull modulus, the more evident the non-linear phenomenon; the higher the thermal residual stress, the earlier the non-linear phenomenon appears; the effect of the minimum cracking stress on the stress-strain is similar to the effect of the Weibull modulus; the Monte Carlo model can simulate the stress-strain curve of ceramic matrix composites efficiently.

收稿日期: 2011-10-13

网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.2297.V.20120921.1251.019.html>

基金项目: 国家重点基础研究发展计划; 国家自然科学基金(51075204); 航空科学基金(2009ZB52028);

南京航空航天大学基本科研业务费专项科研项目(NS2010044, NZ2012106); 博士点基金(20070287039)

作者简介: 孙志刚(1976—),男,辽宁绥中人,副教授,博士,主要从事航空发动机结构、强度与振动研究.

Key words: Monte Carlo; matrix; random cracking; stress-strain curve; ceramic matrix composites

基体开裂、界面脱黏和纤维断裂是连续纤维增强陶瓷基复合材料的主要失效形式。从增韧机理来说,基体裂纹的产生和扩展消耗了陶瓷基材料内部能量,减缓或阻止了裂纹的进一步扩展,从而实现了复合材料增韧的目的。从宏观上来说,基体裂纹的产生和扩展导致了陶瓷基复合材料单轴拉伸应力-应变曲线表现出“伪塑性”的力学特性。所以开展陶瓷基复合材料从基体初始开裂到基体裂纹饱和过程的研究有助于深入理解陶瓷基复合材料的增韧机制,有助于模拟出正确的本构关系。这对于预测陶瓷基复合材料失效行为具有非常重要的意义^[1-9]。

目前,国外对纤维增强陶瓷基复合材料基体失效行为进行了较多的研究,大致包括唯象学模型、半经验模型、统计模型、断裂力学模型和损伤力学模型^[6,10-14]。按照基体开裂位置的不同,这些模型又可归结为基体等间距开裂模型和随机开裂模型^[2]。其中,临界基体应变能法^[4-5]是常见的基体等间距模型方法;Monte Carlo法^[1-2]、裂纹相干模型^[6]等是常见的随机开裂模型方法。由于基体随机开裂模型能够较真实地反应基体开裂过程,因而使得模拟结果更加有效^[2]。国内对陶瓷基复合材料微观材料组织变化的实验观察较多,建立力学分析模型的研究不多。高希光等^[7]建立了可应用于陶瓷基复合材料的弱界面黏结通用单胞模型。苗艳、孙志刚等^[1-5]基于剪滞模型预测了陶瓷基复合材料的单轴拉伸过程。本文通过蒙特卡罗模拟基体的裂纹演化过程,并结合相关应力应变计算公式可以真实有效地模拟基体失效过程的应力-应变曲线。

1 理论分析

1.1 剪滞模型

在单轴拉伸载荷作用下,复合材料未出现损伤时,基体轴向应力 σ_m 和纤维轴向应力 σ_f 分别为

$$\sigma_m = \frac{E_m}{E_c} \sigma + \sigma_m^t, \quad \sigma_f = \frac{E_f}{E_c} \sigma + \sigma_f^t \quad (1)$$

式中 E_m, E_f, E_c 分别为基体、纤维和复合材料的轴向弹性模量; σ_m^t, σ_f^t 分别为基体和纤维的残余热应力。

当复合材料产生损伤(基体开裂、界面发生脱黏)时,纤维轴向应力和基体轴向应力分布采用剪

滞模型描述

$$\begin{cases} \sigma_f(x) = \frac{\sigma}{V_f} - \frac{2\tau_i x}{r_f} & x \in (0, \delta) \\ \sigma_f(x) = \sigma_{f0} & x \in (\delta, L/2) \end{cases} \quad (2)$$

$$\begin{cases} \sigma_m(x) = \frac{2V_f \tau_i}{V_m r_f} x & x \in (0, \delta) \\ \sigma_m(x) = \sigma_{m0} & x \in (\delta, L/2) \end{cases} \quad (3)$$

式中 V_f, V_m 分别为纤维和基体体积百分数; r_f 为纤维半径; τ_i 为纤维/基体界面剪应力; δ 为界面脱黏长度; L 为基体裂纹间隔。

当复合材料无损伤时,采用混合率来计算材料的应变

$$\varepsilon_c = \sigma / E_c \quad (4)$$

当复合材料出现损伤时,假设复合材料应变等于未损伤纤维应变,即

$$\varepsilon_c = \frac{1}{E_f L} \int_L \sigma_f(x) dx - \frac{\sigma_f^t}{E_f} \quad (5)$$

从式(5)中可以看出,确定基体裂纹间隔 L 后,才能得到复合材料出现损伤时的应力-应变关系。文中采用Monte Carlo法模拟基体随机开裂过程,并计算得到基体裂纹间距 L 。

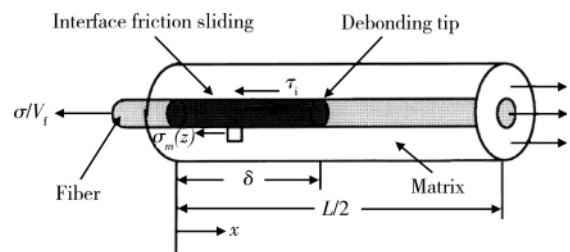


图1 复合材料特征元

Fig. 1 Characteristic unit cell of composite

1.2 蒙特卡罗模拟裂纹随机开裂

假设陶瓷基复合材料的模拟长度为 L_s ,随着单轴拉伸载荷的增加,基体裂纹数量的产生服从泊松分布,且基体失效概率 P 为

$$P = 1 - \exp(-M) \quad (6)$$

式中 M 为泊松参数^[8]。

$$M = \frac{L_s}{L_{ref}} \left(\frac{\sigma - \sigma^*}{\sigma_{ref}} \right)^\rho \quad (7)$$

式中 σ_{ref} 为参考长度 L_{ref} 下的应力范围参数; σ^* 为基体初始开裂应力; ρ 为Weibull参数。式(7)中取 $L_{ref} = 2\delta_r$

得

$$M = \frac{L_s}{2\delta_r} \left(\frac{\sigma - \sigma^*}{\sigma_{ref}} \right)^\rho \quad (8)$$

根据文献[1],模型中采用 ACK(Aveton-Cooper-Kelly)方法计算界面脱黏长度 δ

$$\delta = \frac{V_m E_m r_i \sigma}{V_f E_c 2 \tau_i} \quad (9)$$

不考虑热残余应力时,泊松参数为

$$M = \frac{L_s}{2\delta_r} \left(\frac{\sigma_r - \sigma^*}{\sigma_{ref}} \right)^\rho \quad (10)$$

式中 δ_r 为特征滑移长度,由式(9)中 σ 取为特征应力 σ_r 计算求得。

考虑热残余应力时,泊松参数为

$$M = \frac{L_s}{2\delta_r} \left[\frac{\sigma - (\sigma^* - \sigma_{th})}{(\sigma_r - \sigma_{th}) - (\sigma^* - \sigma_{th})} \right]^\rho \quad (11)$$

蒙特卡罗模拟时假设:在单轴拉伸过程中,由于裂纹屏蔽作用,新生裂纹不会在脱黏滑移区内产生;而在裂纹屏蔽区外,基体则随机开裂。随着载荷的增加,基体裂纹逐渐增加,直至纤维方向所有基体都处于界面脱黏状态时,基体裂纹不再产生^[2]。也就是所说的,基体饱和状态。并且在模拟的过程中,不考虑纤维失效的影响。基于以上假设,本文采用 Monte Carlo 法对单向纤维增强陶瓷基复合材料的基体失效过程进行了模拟,其具体模拟过程如图 2 所示。

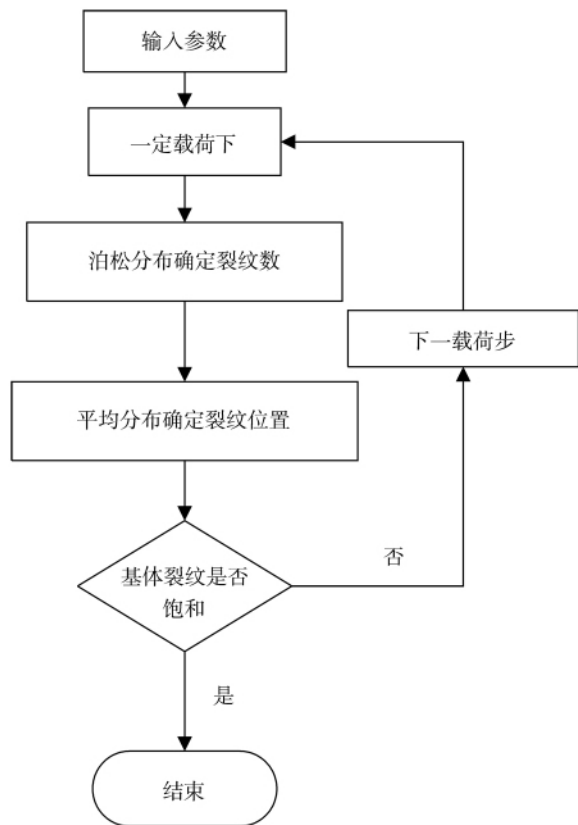


图 2 陶瓷基复合材料基体开裂的蒙特卡罗模拟思想
Fig. 2 Simulating process of Monte Carlo model on the matrix cracking of ceramic matrix composite

通过计算机的反复模拟,可确定最终名义裂纹间距 $\Lambda(\rho, \sigma^*/\sigma_r, \sigma_{th}/\sigma_r)$, 其中最终裂纹间距和特征滑移长度 δ_r 的关系为

$$L_s = \Lambda(\rho, \sigma^*/\sigma_r, \sigma_{th}/\sigma_r) \delta_r \quad (12)$$

由式(12),得到平均裂纹间距 L 和特征滑移长度 δ_r 的关系式

$$L/\delta_r = \Lambda/P(\sigma, V) \quad (13)$$

结合式(2)和式(5)就可以得到基体开裂段的应力-应变曲线。

2 结果与讨论

采用文献中提供的碳化硅纤维增强铝矽硅酸钙基材料的参数^[11],将热残余应力作为一个参数来考虑。所选用的材料常数为: $E_f = 190$ GPa, $E_m = 90$ GPa, $V_f = 34\%$, $V_m = 66\%$ 。采用本文蒙特卡罗方法对该材料的应力-应变曲线进行了模拟,并分析了模型参数对拉伸应力-应变的影响。

图 3 给出不考虑残余热应力时,Weibull 模量 ρ 对材料拉伸应力-应变曲线的影响。从图中可看出,Weibull 模量越大,应力-应变曲线非线性越明显,且最终饱和和失效力和应变值越小。

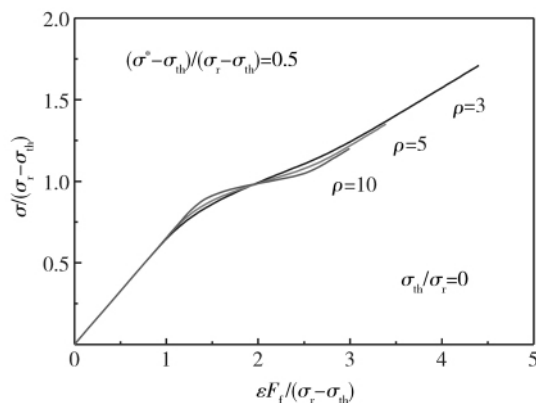


图 3 Weibull 模量对应力应变曲线的影响
Fig. 3 Effect of Weibull modulus on the stress-strain curve

图 4 给出了残余热应力对拉伸应力-应变曲线的影响,模拟时取初始开裂应力 $\sigma^*/\sigma_r = 0.5$, Weibull 模量 $\rho = 3$ 。从图中可以看出,热残余应力越大,应力-应变曲线偏转越早,相同应力情况下,其应变越大,非线性越明显。

图 5 给出了初始开裂应力对复合材料拉伸应力-应变曲线的影响,模拟时取 weibull 模量 $\rho = 3$,且没有考虑残余热应力。从图中可看出,初始开裂应力越大,基体开裂越晚,应力-应变非线性越

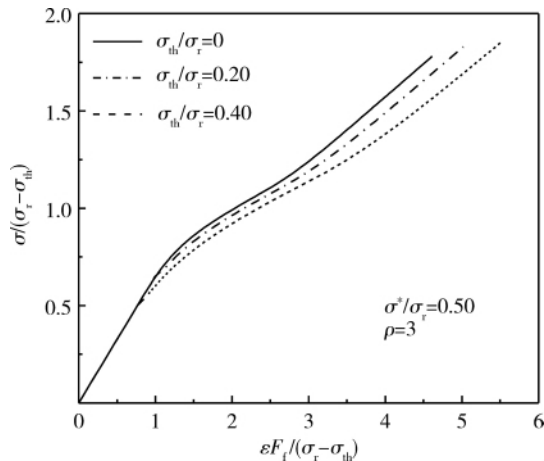


图4 热残余应力对应力应变曲线影响

Fig. 4 Effect of the thermal residual stress on the stress-strain curve

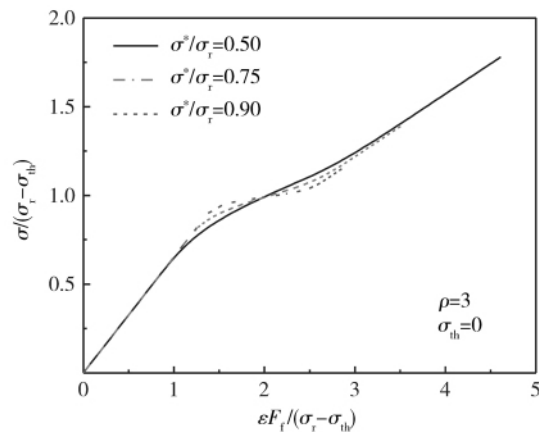


图5 初始开裂应力对应力-应变曲线影响

Fig. 5 Effect of the minimum cracking stress on the stress-strain curve

明显,最终饱和和失效力和应变值越小。

另外,比较图3和图5可以发现,初始开裂应力与Weibull模量对应力-应变曲线影响规律相似。

图6分别给出了不同Weibull模量下,平均裂纹间距随外加载荷的变化曲线。图6(a)选取初始开裂应力 $\sigma^*/\sigma_r = 0.50$,图6(b)选取初始开裂应力 $\sigma^*/\sigma_r = 0.75$ 。从图中可以看出,基体裂纹密度随着外载的增加而增加。也就是说,基体裂纹间距随着外载的增加而减小。

3 试验对比

本文开展了室温下单向C/SiC复合材料单轴拉伸试验,并将理论预测值与试验值进行了对比验证。单向C/SiC复合材料采用热压(hot-pressing)工艺制成,碳纤维为T300,纤维体积百分数在35%~45%之间。本试验采用的试件几何

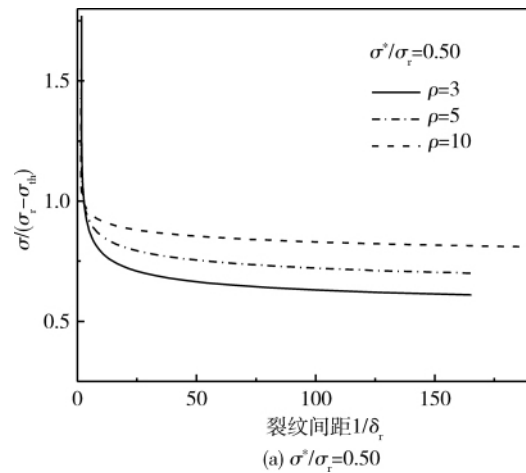
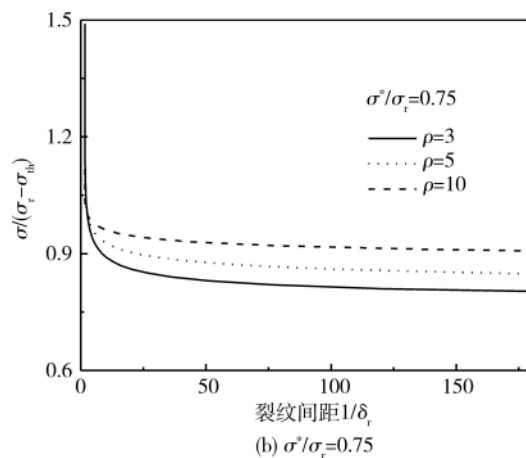
(a) $\sigma^*/\sigma_r = 0.50$ (b) $\sigma^*/\sigma_r = 0.75$

图6 加载过程中裂纹间距随外载的变化

Fig. 6 Change of crack space with the load

尺寸参照ASTM标准^[15]进行设计,其几何形状如图7所示,其中测试段长度 l 为40 mm。试验在MTS809试验机上进行,采用应力控制,加载速率为100 MPa/s。同时,采用光学扫描显微镜对试件进行了显微观察,图8给出的是C/SiC复合材料试样截面纤维分布。

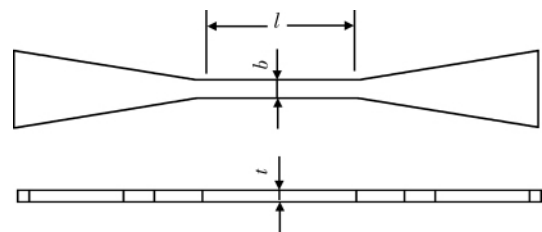


图7 试验试样图

Fig. 7 Specimen of the experiment

除了与本文开展的C/SiC复合材料试验结果对比外,还采用文中提出了方法对国外室温环境下HP-UD-SiC/CAS复合材料进行模拟,并与相应的试验数据进行对比验证。表1给出了室温

环境下相关材料的材料属性.

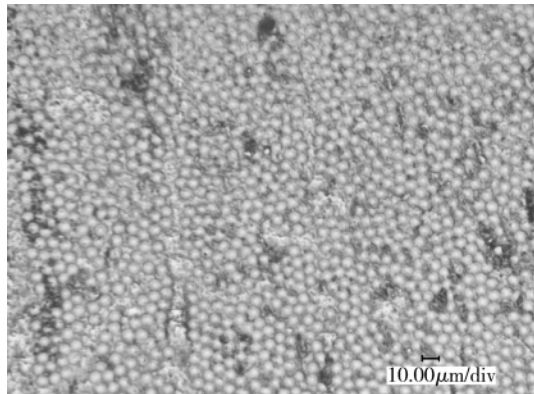


图 8 光学扫描显微镜下试样侧面纤维分布

Fig. 8 Fiber distribution of the specimen side under the optical scanning of the microscope

表 1 文献实验数据材料特性
Table 1 Material properties of CMCs

	SiC/CAS- I	SiC/CAS- II	SiC/Si ₃ N ₄	C/SiC
E_f/GPa	210	200	390	230
E_m/GPa	95.5	97	110	430
V_f	0.38	0.19	0.3	0.4
$r_f/\mu\text{m}$	7.5	7.5	71	7.5
τ_i/MPa	20	15	18	38
ν_f	0.2	0.2	0.21	0.12
ν_m	0.2	0.2	0.21	0.2
τ_{ult}/MPa	220	220	220	220
σ_s/MPa	280	285	250	160

图 9 对 SiC/CAS- I 复合材料的拉伸应力-应变曲线进行了模拟,模拟过程中取 $\sigma^*/\sigma_r = 0.7$, $\sigma_{th}/\sigma_r = 0.10$, $\rho = 3$. 在陶瓷基复合材料各组分确定的情况下,其应力-应变曲线仅与纤维的百分含量有关.图 10 给出了纤维体积含量对该复合材料拉伸应力-应变曲线的影响.从图中可看出,当应力水平相同时,应变随着纤维体积百分含量的增大而减小.

根据表 1 给出的材料基本属性,采用蒙特卡罗方法对 SiC/CAS- I, SiC/CAS- II, SiC/Si₃N₄ 和 C/SiC 复合材料的拉伸应力-应变曲线进行了模拟,并与相应的试验结果进行了对比.

图 11(a) 给出了 SiC/CAS- I 复合材料拉伸应力-应变曲线理论预测值与试验结果的对比曲线.从图中可以看出,两者吻合得较好,饱和失效

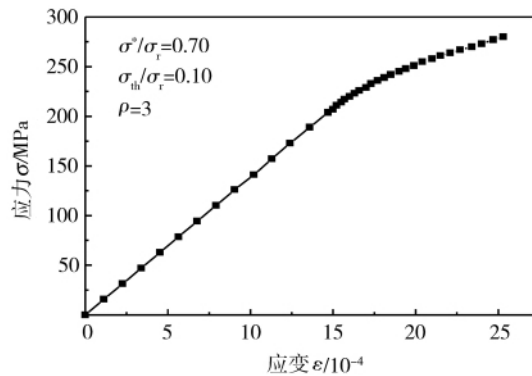


图 9 预测 SiC/CAS- I 材料的应力应变曲线

Fig. 9 Prediction of stress-strain curve of SiC/CAS- I

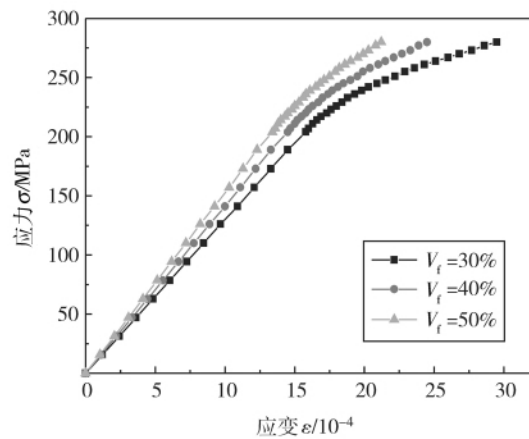


图 10 纤维百分含量对应力-应变曲线的影响

Fig. 10 Effect of the fiber volume fraction on stress-strain curve

应力预测值为 280 MPa,试验值为 290 MPa,误差为 3.45%;饱和失效应变理论预测值为 0.253%,试验值为 0.255%,误差为 0.78%.

图 11(b)模拟了 SiC/CAS- II 复合材料拉伸应力-应变曲线,并与试验结果进行了对比.从图中可以看出,两者吻合得较好.饱和失效应力预测值为 284 MPa,试验值为 285 MPa,误差为 0.351%;饱和失效应变理论预测值为 0.5%,试验值为 0.5%,误差为 0.

图 11(c)给出了 SiC/Si₃N₄ 复合材料拉伸应力-应变曲线理论预测值与试验结果的对比曲线.从图中可以看出,两者吻合得较好.饱和失效应力预测值为 250 MPa,试验值也为 250 MPa;饱和失效应变理论预测值为 0.168%,试验值为 0.17%,误差为 1%.

图 11(d)模拟了 C/SiC 复合材料拉伸应力-应变曲线,并将理论预测值与本文试验结果进行

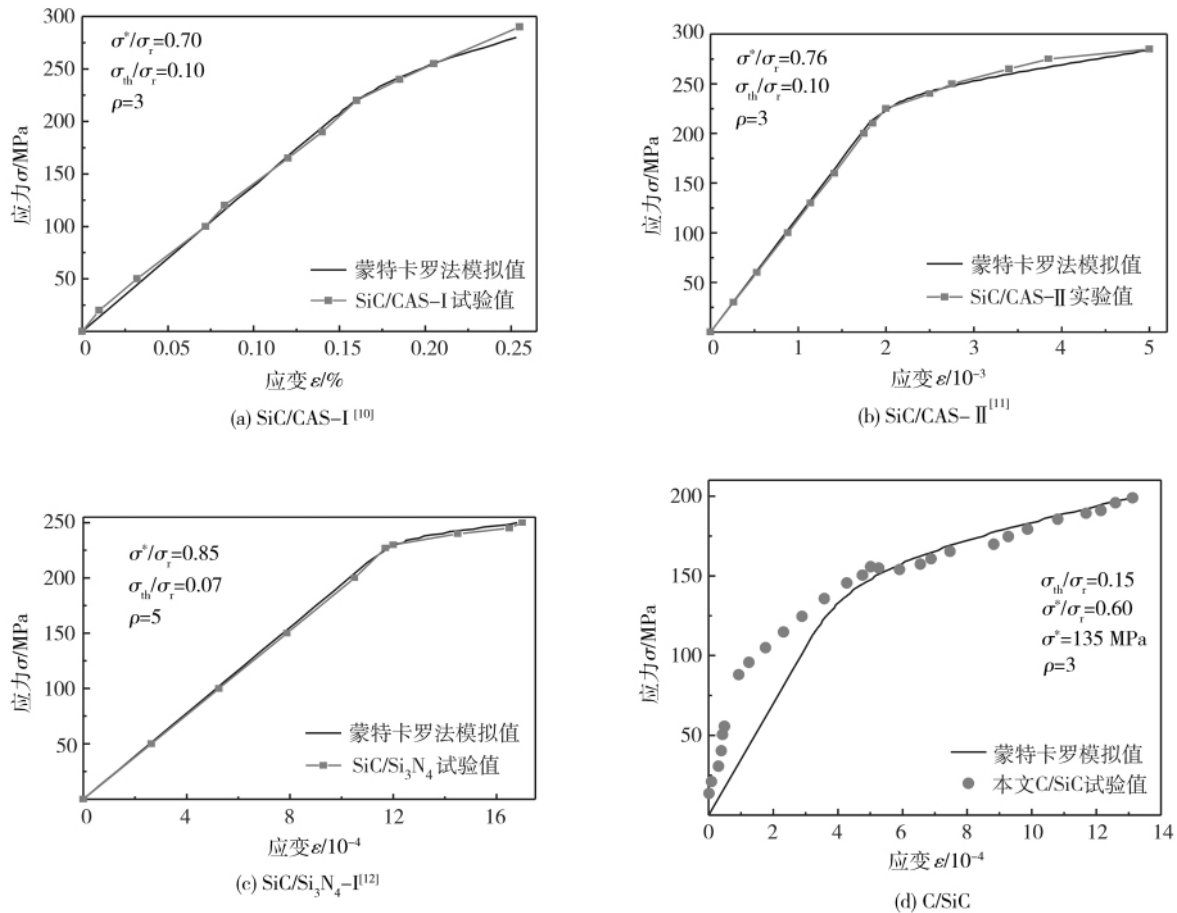


图 11 模拟结果与试验值比较

Fig. 11 Comparison of predicted results and experimental datas

对比。从图中可以看出,当应变小于 0.0005 时,理论预测值与试验值相差较大;当应变大于 0.0005 时,两者吻合得较好。这是由于 C/SiC 复合材料在热压制备过程中不可避免地存在孔隙,且孔隙较大,对初始弹性模量影响较大,从而导致了理论预测曲线与试验值存在一定的差距。另外,从图中还可以看出,饱和失效力预测值为 199 MPa,试验值为 198.8 MPa,误差为 0.08%;饱和失效力理论预测值和试验值都为 0.131%。

4 结 论

提出了采用蒙特卡罗方法模拟陶瓷基复合材料基体随机开裂过程,并推导得到了应力-应变计算公式。模拟了考虑基体开裂的陶瓷基复合材料拉伸应力-应变曲线,并与试验结果进行对比。同时,分析了模型参数对应力-应变曲线的影响。得到如下结论:

- 1) Weibull 模量越大,应力-应变曲线非线性越明显,最终饱和失效力和应变值越小;
- 2) 热残余应力越大,应力-应变曲线偏转越

早,相同应力情况下,其应变越大,非线性越明显;

3) 初始开裂应力与 Weibull 模量对应力-应变曲线影响规律相似。

4) 蒙特卡罗方法可以有效模拟陶瓷基复合材料基体随机开裂过程的应力-应变曲线。

参考文献:

- [1] 苗艳. 陶瓷基复合材料的基体失效模型[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2007.
MIAO Yan, Research on the failure models of matrix in ceramic matrix composites[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007. (in Chinese)
- [2] 孙志刚, 宋迎东, 苗艳, 等. 陶瓷基复合材料基体随机开裂的损伤模拟[J]. 复合材料学报, 2009, 26(4): 130-135.
SUN Zhigang, SONG Yingdong, MIAO Yan, et al. Simulation of the matrix random cracking of ceramic matrix composite by Monte Carlo model[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2009, 26(4): 130-135. (in Chinese)
- [3] 孙志刚, 李龙彪, 朱彬, 等. 界面层参数对陶瓷基复合材料单轴拉伸行为的影响[J]. 航空动力学报, 2010, 25(3): 597-602.
SUN Zhigang, LI Longbiao, ZHU Bin, et al. Effect of in-

- terface layer parameters on uniaxial tensile behavior of ceramic matrix composites[J]. Journal of Aerospace Power, 2010, 25(3): 597-602. (in Chinese)
- [4] 李龙彪, 宋迎东, 孙志刚. 单向纤维增强陶瓷基复合材料单轴拉伸行为[J]. 复合材料学报, 2008, 25(4): 154-160.
LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Uniaxial tensile behavior of unidirectional fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Acta Materialiae Composite Sinica, 2008, 25(4): 154-160. (in Chinese)
- [5] 李龙彪, 宋迎东, 孙志刚. 纤维泊松收缩对陶瓷基复合材料基体裂纹演化的影响[J]. 航空动力学报, 2008, 23(12): 2196-2201.
LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Influence of fiber Poisson contraction on matrix crack evolution of ceramic matrix composites[J]. Journal of Aerospace power, 2008, 23(12): 2196-2201. (in Chinese)
- [6] Zok F W, Spearing S M. Matrix crack spacing in brittle matrix composites [J]. Acta Metall Mater, 1992, 40: 2033-2043.
- [7] 高希光, 孙志刚, 廉英琦, 等. 弱界面黏结通用单胞模型理论及应用[J]. 航空动力学报, 2009, 24(8): 1684-1690.
GAO Xiguang, SUN Zhigang, LIAN Yingqi, et al. Generalized method of cell with weak interfacial bonding[J]. Journal of Aerospace Power, 2009, 24(8): 1684-1690. (in Chinese)
- [8] 高希光, 孙志刚, 廉英琦, 等. 弱界面黏结通用单胞模型数值分析[J]. 航空动力学报, 2009, 24(8): 2019-2025.
GAO Xiguang, SUN Zhigang, LIAN Yingqi, et al. Numerical study of generalized method of cell with weak interfacial bonding[J]. Journal of Aerospace Power, 2009, 24(8): 2019-2025. (in Chinese)
- [9] 孙志刚, 宋迎东, 廉英琦, 等. 弱界面黏结对复合材料有效性能的影响[J]. 航空动力学报, 2005, 20(6): 915-919.
SUN Zhigang, SONG Yingdong, LIANG Yingqi, et al. Composite mechanical behavior with weak interfacial bonding[J]. Journal of Aerospace Power, 2005, 20(6): 915-919. (in Chinese)
- [10] Curtin W A. Theory of mechanical properties of ceramic-matrix composites[J]. Journal of American Ceram. Soc., 1991, 74(11): 2837-2845.
- [11] Ahn B K, Curtin W A. Strain and hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites[J]. Journal of Mechanics Physical Solids, 1997, 45: 177-209.
- [12] Kuo W S. Damage of multi-directionally reinforced ceramic matrix composites[D]. Delaware: University of Delaware, 1992.
- [13] Douglas S, Beyerle S, Spearing M, et al. Damage mechanisms and the mechanical properties of a laminaed 0/90 ceramic/matrix composite[J]. Journal of American Ceram. Soc., 1992, 75(12): 3321-3330.
- [14] Bhatt R T. Properties of silicon carbide fiber-reinforced silicon nitride matrix composites[R]. NASA-TM-101356, 1988.
- [15] American Society for Testing and Materials. ASTM C 1275-00, standard test method for monotonic tensile behavior of continuous fiber-reinforced advanced ceramics with solid rectangular cross-sections test specimens at ambient temperatures[R]. American: American Society for Testing and Materials, 2000.