

考虑孔隙的三维编织陶瓷基复合材料 弹性常数预测方法

石多奇¹, 牛宏伟¹, 景鑫¹, 周新贵², 杨晓光¹

(1. 北京航空航天大学 能源与动力工程学院, 北京 100191;

2. 国防科学技术大学 航天科学与工程学院, 长沙 410073)

摘 要: 提出了利用气孔单元并考虑基体孔隙随机分布来预测三维编织陶瓷基复合材料弹性常数的方法. 通过工业 computed tomography(CT)扫描技术测得孔隙率, 在胞元模型中利用 Monte-Carlo 仿真技术在基体上随机投入气孔单元来模拟三维编织陶瓷基复合材料中的孔隙, 利用胞元有限元模型计算了孔隙率对三维编织陶瓷基复合材料弹性常数的影响规律. 结果表明: ①孔隙率对三维编织陶瓷基复合材料弹性常数具有明显的影响; ②对给定的孔隙率, 孔隙的位置分布对沿纤维束方向弹性模量的影响较小; ③随着孔隙率增加, 沿纤维束方向弹性模量降低. 同时, 开展了 SiC/SiC 复合材料的室温拉伸试验, 弹性模量计算值和试验结果吻合较好, 表明该方法可以用来预测含孔隙的三维编织陶瓷基复合材料的弹性常数.

关 键 词: 三维编织复合材料; 陶瓷基复合材料; 孔隙率; 弹性常数; 孔隙

中图分类号: V235.13

文献标志码: A

Prediction method of elastic constants of 3-D braided ceramic matrix composites considering pores

SHI Duo-qi¹, NIU Hong-wei¹, JING Xin¹,
ZHOU Xin-gui², YANG Xiao-guang¹

(1. School of Energy and Power Engineering,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100191, China;

2. College of Aerospace Science and Engineering,

National University of Defense Technology, Changsha 410073, China)

Abstract: A method for predicting elastic constants of 3-D braided ceramic matrix composites was established by means of pore elements and taking into account its random distribution. The porosity was measured by industrial computed tomography (CT) scan systems. The Monte-Carlo technique was utilized to simulate the stochastic distribution of the pores in the 3-D braided ceramic matrix of the unit cell model. The effect laws of porosity on elastic constants of 3-D braided ceramic matrix composites were obtained through the finite element model of the unit cell. The results indicate that: (1) there exists obvious influence of porosity on the elastic constants of 3-D braided ceramic matrix composites; (2) for a certain porosity, the location distribution of pores has almost no effect on the elastic modulus along fiber bundle orientation; (3) the elastic modulus along fiber bundle orientation decreases with the increasing porosity. The tension test of SiC/SiC composites was also conducted at ambient temperature. The predicted value of elastic modulus matches with the measured data. The result has validated the proposed methodology for predicting the elastic constants of 3-D brai-

ded ceramic matrix composites with pores.

Key words: 3-D braided composites; ceramic matrix composites; porosity; elastic constants; pores

三维编织陶瓷基复合材料是一种新型的耐高温材料. 通过三维编织结构的连续纤维对陶瓷基体进行增强, 纤维和基体之间具有较低的界面结合强度, 受力时在纤维不失效的前提下, 允许基体受力时发生开裂^[1], 因此它具有优于整体陶瓷的断裂韧性, 同时还保持了陶瓷材料良好的高温强度. 纤维材料一般为 C 或 SiC, 基体材料一般为通过化学气相渗透或先驱体转化工艺形成的 SiC. 不同的制造工艺会产生不同微观结构, 基体和界面的结构都会对三维编织陶瓷基复合材料的力学性能有很大影响^[2-4].

三维编织陶瓷基复合材料在制造过程中会产生孔隙, 孔隙的存在不仅改变了材料密度, 还影响了材料的强度和刚度性能. 目前关于孔隙对于平纹机织陶瓷基复合材料的影响已有诸多报道^[5-7], 但关于孔隙对三维编织陶瓷基复合材料刚度性能的影响研究还比较少. 袁义云^[8]采用微分法和格模型法计算了含孔隙陶瓷基体的等效模量, 并研究了气孔位置、大小和形状对等效模量的影响. Suwa 等^[9]通过基于有限元方法的 Monte-Carlo 仿真和 Delauney 三角剖分技术研究了孔隙率对材料刚度和应力分布的影响.

目前的研究主要采用按孔隙率对陶瓷基体的弹性模量进行折减的方法来计算三维编织陶瓷基复合材料的整体弹性常数, 然而这种方法的实质是用一种刚度较小的致密基体来替换原有的含孔隙基体, 这与三维编织陶瓷基复合材料的真实微观结构并不符合.

本文提出了考虑孔隙随机分布来预测弹性模量的方法. 首先, 通过工业无损检测技术对试样的试验段进行孔隙率测量; 其次, 在三维编织复合材料单胞有限元模型的基础上, 通过 Monte-Carlo 仿真技术, 在基体上随机投入气孔单元, 以模拟材料中孔隙的随机分布, 以与材料真实的微观结构较为接近; 然后, 利用含随机分布气孔单元的胞元有限元模型, 计算得到材料各个方向的弹性常数, 并研究了孔隙位置分布和孔隙率变化对弹性常数的影响; 最后进行了 SiC/SiC 复合材料的拉伸试验, 对计算结果的准确性进行了验证.

1 理论模型

对三维编织复合材料进行力学性能分析的前

提是合理地建立三维编织复合材料的几何模型, 准确真实地反映三维编织复合材料的实际形状. 本文采用的胞元模型是在经典的“六边形截面”交织模型^[4]的基础上, 考虑了打紧工艺造成的纤维束截面变形^[10], 纤维束截面已经接近真实的截面形状, 能够反映三维编织复合材料内部胞元的真实结构. 本文的理论模型按照空间尺度从小到大, 首先计算包含热解碳界面层的纤维束等效性能, 然后采用气孔单元法考虑基体孔隙对于有限元模型的影响, 最后将上述因素综合考虑到胞元模型中, 计算三维编织复合材料的宏观弹性常数.

1.1 纤维束等效弹性常数计算

纤维束由纤维、界面层和基体组成, 界面层成分为热解碳, 其弹性模量一般远小于纤维和基体. 目前计算纤维束等效弹性常数的解析方法是以层合板的串并联模型为框架, 对于陶瓷基材料, 虽然基体中存在孔隙和微裂纹, 但纤维束中的这一部分基体是比较致密的. 考虑现有的解析模型, 主要有 3 种模型公式, 分别是混合准则^[11]、Chamis 经验公式^[12]和修正的混合准则^[13], 其中 Chamis 经验公式和修正的混合准则主要是针对树脂基复合材料的大量试验数据而对混合准则提出的修正. 与树脂基复合材料相比, 陶瓷基复合材料基体的力学性能大大增强, 因此上述两种修正公式用于陶瓷基复合材料的计算时结果失真严重, 并且难以将之扩展到 3 种组分的情况, 所以选择基本的混合准则作为纤维束弹性常数的计算公式, 并将其扩展到 3 种材料组分的形式.

$$\begin{aligned} E_{11} &= E_{f11} \varphi_f + E_m \varphi_m + E_i \varphi_i \\ E_{22} &= \frac{E_{f22} E_m E_i}{\varphi_f E_m E_i + \varphi_m E_{f22} E_i + \varphi_i E_m E_{f22}} \\ G_{12} &= \frac{G_{f12} G_m G_i}{\varphi_f G_m G_i + \varphi_m G_{f12} G_i + \varphi_i G_m G_{f12}} \\ \mu_{12} &= \mu_{f12} \varphi_f + \mu_m \varphi_m + \mu_i \varphi_i \end{aligned} \quad (1)$$

其中下标 f, m, i 分别代表纤维、基体和界面层; E 为弹性模量; G 为切变模量; μ 为泊松比; φ 为体积分数; 下标 1, 2, 3 所示方向见图 1. 根据模型的几何结构, 可以得到界面层与纤维的体积比^[14]

$$\frac{\varphi_i}{\varphi_f} = \frac{4d\delta + 4\delta^2}{d^2} \quad (2)$$

其中 d 为纤维直径; δ 为界面层厚度.

值得注意的是,本文涉及的 C/SiC 复合材料的制备工艺为化学气相沉积, SiC/SiC 复合材料制备工艺为先驱体转化,制备温度一般都超过 1000°C ,经过高温制备过程, C 纤维的力学性能下降,因此引入纤维性能发挥系数对 C 纤维的弹性模量和切变模量进行折减^[14], SiC 纤维的耐高温性能较好,性能没有明显下降。

1.2 基体孔隙的考虑方法

三维编织复合材料编织体结构的复杂性和基体的制备工艺特点不可避免地导致了基体孔隙的产生,其大小和位置随机分布,难以量化地表征孔隙对于三维编织复合材料力学性能的影响。但是,利用无损检测技术可以测量其孔隙率。因此,通过气孔单元法可以有效地模拟孔隙的存在对于三维编织复合材料力学性能的影响。

首先,建立起具有代表性的三维编织复合材料单胞有限元模型;其次,通过 Monte-Carlo 仿真技术,按照实测的孔隙率,在基体网格中随机投入气孔单元^[8],并指定气孔单元具有极小的弹性模量(本文取为 10^{-5} Pa),即这部分单元没有承载能力。气孔单元法可以有效地避免多孔结构导致的网格划分问题。

1.3 胞元模型

本文采用的单胞有限元模型考虑了三维编织工艺中打紧工艺导致的纤维束截面形状的变化,将以上得到的纤维束性能参数和孔隙信息带入胞元,施加周期对称边界条件,计算胞元在给定载荷下的响应,即可得到三维编织复合材料的弹性常数。图 1 给出了针对一种 C/SiC 复合材料建立的包含气孔的单胞有限元模型,其孔隙率 $f=22\%$,在图中分别标出了纤维束、基体和气孔单元。

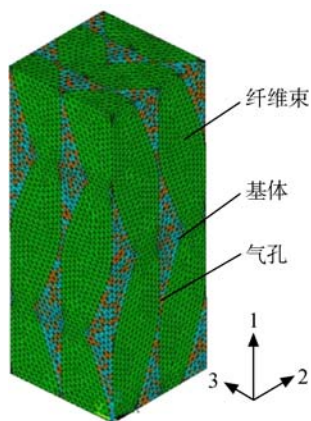


图 1 包含气孔的单胞有限元模型

Fig. 1 Cell finite element model containing pores

由于 Monte-Carlo 仿真对气孔单元的选取具有随机性,即使保持孔隙率不变,气孔单元位置分布的不同也会导致三维编织复合材料整体弹性常数的不同,因此应多次投入气孔单元进行计算,求得其统计平均值,作为弹性常数的预测结果。此外,为方便计算和分析,本文从模型建立、网格划分、材料施加到计算过程均采用 ANSYS APDL 语言实现了参数化。

2 孔隙率测量

超声法和排水法都能够有效地测量三维编织复合材料的整体孔隙率,但是都无法获得材料内部孔隙的具体分布形式^[15]。工业 CT 扫描是一种新型的测定材料内部孔隙率的方法,它可以在不造成损坏的前提下,对三维编织复合材料的微观结构进行成像,通过对被测断面灰度图像的计算和分析判断,即可分辨出实体材料与孔隙。结合后处理软件,可以得到孔隙率及孔隙的三维形状和在基体中的分布形态。本文采用 GE 公司的工业 CT 检测系统,对 SiC/SiC 复合材料的试验段进行了扫描。图 2 显示了试件截面的孔隙图像,图像区域中孔隙的灰度值大于材料的灰度值,通过对整个视场的三维图像进行统计,得到试验段中孔隙的体积分数 $\varphi_p=2.58\%$ 。根据材料的细观结构,基体在单胞中的体积分数为 $\varphi_m=26.4\%$,因此,孔隙率 $f=\varphi_p/\varphi_m=9.78\%$ 。

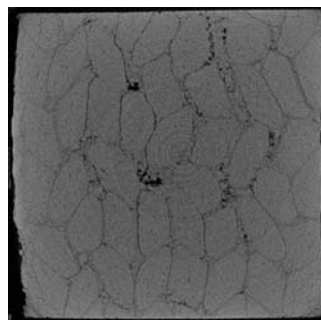


图 2 SiC/SiC 试件的 CT 扫描图像

Fig. 2 CT scan image of SiC/SiC specimen

3 算例分析

3.1 C/SiC 复合材料

所用的 C/SiC 复合材料的参数来自文献^[14]:编织角 $\alpha=21^{\circ}$,纤维体积分数 $\varphi_f=40\%$,孔隙率 $f=22\%$,纤维直径 $d=7\mu\text{m}$,界面层厚度 $\delta=0.2\mu\text{m}$ ^[16],纤维性能发挥系数 $\beta=0.865$,各组分

基本参数见表 1.

首先根据式(1),计算得到纤维束在各方向的整体弹性常数,结果列于表 2. 可见,考虑界面层之后,纤维束弹性模量比不考虑界面层有明显下

降, E_{11} 下降了 17.4%,根据式(2),这种材料纤维束中界面层与纤维的体积比为 $\varphi_i/\varphi_f=11.8\%$,可见在计算时界面层对于纤维束性能的影响是必须要考虑的.

表 1 C/SiC 复合材料各组分基本参数^[14]

Table 1 Basic parameters of constitues of C/SiC composites

组分	E_{11}/GPa	E_{22}/GPa	G_{12}/GPa	G_{23}/GPa	μ_{12}	μ_{23}
C 纤维	210.00	13.80	9.00	5.52	0.20	0.25
SiC 基体	460.00		190.10		0.21	
界面层	5.10		1.96		0.30	

表 2 C/SiC 复合材料纤维束弹性常数

Table 2 Elastic constants of fiber bundles of C/SiC composites

计算状态	E_{11}/GPa	E_{22}/GPa	G_{12}/GPa	G_{23}/GPa	μ_{12}	μ_{23}
不考虑界面层	308.8	21.8	13.9	8.5	0.20	0.23
考虑界面层	255.2	14.4	7.6	4.7	0.21	0.24

将纤维束的弹性常数代入 C/SiC 复合材料单胞有限元模型,然后按孔隙率 $f=22\%$ 在基体中投入气孔单元. 为了消除气孔单元位置随机性造成的影响,本文进行了 30 组气孔单元的随机投入,分别计算出每次投入气孔单元时 C/SiC 复合材料的弹性常数. 其中, E_{11} 的概率分布如图 3 所示,可见 E_{11} 全部集中在 166.9~168.1 GPa 的范围内,最大变化幅度仅为 0.71%,说明只要孔隙率保持不变,气孔位置的随机分布对复合材料的宏观弹性常数的影响是很小的. 表 3 列出了 C/SiC 复合材料弹性常数的预测结果, E_{11} 的计算结果介于拉伸试验值和压缩试验值之间^[16],与两者的相对误差分别为 2.90%和-0.10%. 图 4 显示了 C/SiC 复合材料 E_{11} 和 μ_{12} 的相对值随孔隙率 f 的变化(E_{11}^0 和 μ_{12}^0 分别为 $f=0$ 时的 E_{11} 和 μ_{12}). 随

着 f 增加, E_{11} 基本呈线性降低趋势,当 $f<40\%$ 时, μ_{12} 随着 f 增大而缓慢增大,当 $f>40\%$ 时, μ_{12} 开始急剧上升.

表 3 C/SiC 复合材料弹性常数预测结果

Table 3 Predicted elastic constants of C/SiC composites

项目	E_{11}/GPa	G_{12}/GPa	μ_{12}
平均计算值	167.70	34.80	0.532
试验值	压缩	168.80	0.554
	拉伸	150.71	0.439
与拉伸试验误差/%	2.90	27.20	-4.000
与压缩试验误差/%	-0.10	40.40	-4.000

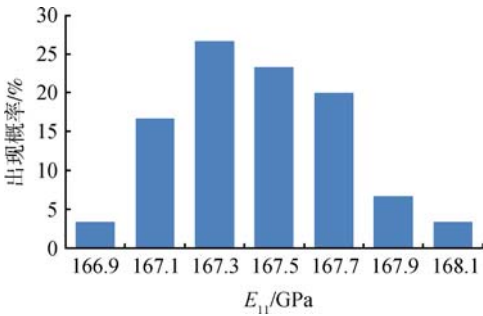


图 3 C/SiC 复合材料弹性模量 E_{11} 概率分布
Fig. 3 Probability distribution histogram for E_{11} of C/SiC composites

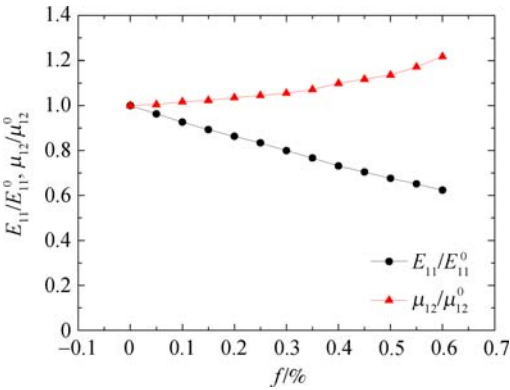


图 4 C/SiC 复合材料 E_{11} 和 μ_{12} 相对值随 f 变化关系
Fig. 4 Normalized E_{11} and μ_{12} varying with f for C/SiC composites

3.2 SiC/SiC 复合材料

SiC/SiC 复合材料参数如下: 编织角 $\alpha = 13.3^\circ$, 纤维体积分数 $\varphi_f = 46.5\%$, 孔隙率 $f = 9.78\%$, 胞元基本参数见表 4.

表 4 SiC/SiC 复合材料胞元基本参数
Table 4 Basic parameters of cell model for SiC/SiC composites

纤维弹性 模量/GPa	基体弹性模量/ GPa	纤维束等效 直径/mm
175	75	0.42

SiC/SiC 复合材料的纤维刚度大于基体刚度, 纤维是主要受力部分, 而 C/SiC 复合材料则是基体刚度较大, 基体是主要受力部分. 对 SiC/SiC 复合材料同样按孔隙率投入 30 组随机气孔单元, E_{11} 的分布如图 5 所示, 其最大变动范围仅为 0.14%, 孔隙位置的分布对 E_{11} 的影响更小.

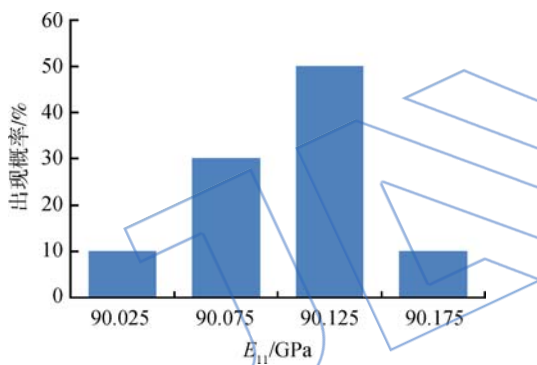


图 5 SiC/SiC 复合材料 E_{11} 概率分布
Fig. 5 Probability distribution for E_{11} of SiC/SiC composites

表 5 列出了 SiC/SiC 复合材料各个方向的弹性常数计算结果, 其中 E_{11} 的结果将在第 4 节的试验中得到验证. E_{11} 和 μ_{12} 的相对值随孔隙率 f 的变化如图 6 所示, E_{11} 和 μ_{12} 的变化趋势与 C/SiC 复合材料相同, 但是 E_{11} 的变化范围较小, 当 f 增大到 60% 时, C/SiC 复合材料的 E_{11} 降低了

表 5 SiC/SiC 复合材料弹性常数预测结果
Table 5 Predicted elastic constants of SiC/SiC composites

参数	数值	参数	数值
E_{11} /GPa	101.08	G_{23} /GPa	11.70
E_{22} /GPa	27.68	μ_{12}	0.2862
G_{12} /GPa	18.63	μ_{23}	0.2410

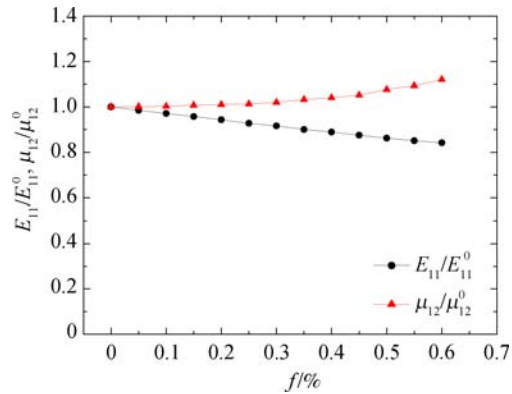


图 6 SiC/SiC 复合材料 E_{11} 和 μ_{12} 相对值随 f 变化关系
Fig. 6 Normalized E_{11} and μ_{12} varying with f for SiC/SiC composites

40%, SiC/SiC 复合材料的 E_{11} 仅降低 15%. 这是由基体的性能不同导致的, SiC/SiC 复合材料纤维是主要承载部分, 对基体性能的变化不敏感^[17-18].

4 试验验证

对 SiC/SiC 复合材料进行了室温拉伸试验, 材料参数见 3.2 节. 试件通过先驱体转化工艺制造. 试验是在自主集成的高温材料与力学试验系统上完成的, 如图 7 所示. 该试验系统以岛津 EHF-EM100KN 型电液伺服疲劳试验机为平台, 集成了高温环境子系统、夹具和变形测量子系统, 能够在大气环境下针对高温陶瓷基复合材料开展最高温度达 1350℃ 的力学试验. 用 EPSILON-3548 引伸计进行应变测量, 加载速率为 0.05 kN/min.

采用两个梯形口夹头对试件进行装夹, 在夹具中用金属块固定试件, 试验前利用应变仪进行对中性标定并限制试件前后蹿动. 拉伸应力-应变曲线如图 8 所示 (σ 为应力, ϵ 为应变), 开始加载时试件表现为弹性行为, 随着载荷增大, 曲线逐渐

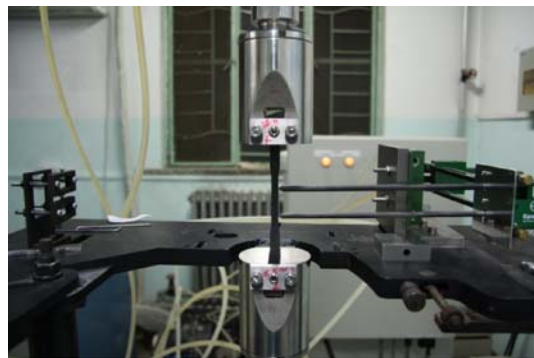


图 7 拉伸试验装置
Fig. 7 Tensile testing set-up

出现非线性,这表明在加载过程中材料有损伤产生,载荷继续增大,非线性越来越强,直到试件完全断裂.图8给出了根据3.2节中弹性模量的计算结果所得到的理想弹性曲线,其斜率 $E_{11} = 101.08 \text{ GPa}$,由试验曲线弹性段可得 $E_{11} = 95.0 \text{ GPa}$,计算结果与试验值的相对误差为 6.4% ,较为符合,进一步验证了气孔单元法对于计算三维编织陶瓷基复合材料弹性常数的合理性.

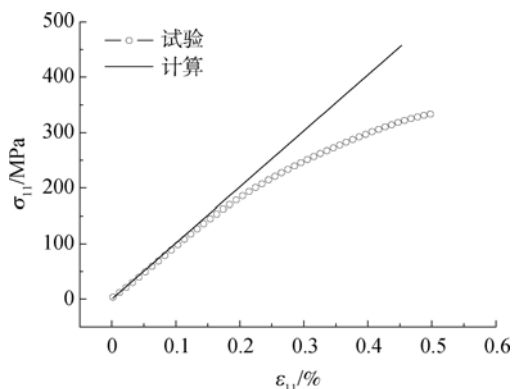


图8 计算与试验的应力-应变曲线

Fig. 8 Calculated and experimental stress-strain curves

5 结论

本文采用气孔单元法考虑了孔隙对三维编织陶瓷基复合材料弹性常数的影响,通过工业CT扫描方法测得孔隙率,利用胞元模型分别计算了三维编织陶瓷基复合材料的弹性常数,发现在孔隙率保持恒定的条件下,孔隙的位置分布对三维编织陶瓷基复合材料沿纤维束方向弹性模量的影响很小;随着孔隙率增加,三维编织陶瓷基复合材料沿纤维束方向弹性模量下降.进行了SiC/SiC复合材料室温拉伸试验,验证了弹性模量的计算结果.本文的方法可以用来预测含孔隙三维编织陶瓷基复合材料的弹性常数.

下一步的工作是对三维编织陶瓷基复合材料高温拉伸、蠕变和疲劳行为及其损伤机理开展试验和理论研究,更好地支撑航空发动机高温陶瓷基复合材料构件的研制和设计技术的发展.

参考文献:

- [1] Peters P W M, Martin E, Pluvinage P. Influence of porosity and fibre coating on engineering elastic moduli of fibre-reinforced ceramics (SiC/SiC) [J]. *Composites*, 1995, 26(2):108-114.
- [2] Mentz J, Muller M, Buchkremer H P, et al. Carbon-fibre-reinforced carbon composite filled with SiC particles forming a porous matrix [J]. *Materials Science and Engineering*, 2006, 425(1/2):64-69.
- [3] Tushtev K, Horvath J, Koch D, et al. Deformation and failure modeling of fiber reinforced ceramics with porous matrix [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(8):664-669.
- [4] 尹涛. 三维编织复合材料试验设计及典型力学性能研究 [D]. 北京:北京航空航天大学, 2009.
YIN Tao. Research on experiment design and typical mechanical properties of three-dimensional braided composite [D]. Beijing: Beijing University of Aeronautics and Astronautics, 2009. (in Chinese)
- [5] Zok F W, Levi C G. Mechanical properties of porous-matrix ceramic composites [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2001, 3(1/2):15-23.
- [6] Mattoni M A, Yang J Y, Levi C G, et al. Effects of matrix porosity on the mechanical properties of a porous-matrix, all-oxide ceramic composite [J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2001, 84(11):2594-2602.
- [7] 汪海滨, 张卫红, 杨军刚, 等. 考虑孔隙和微裂纹缺陷的C/C-SiC编织复合材料等效模量计算 [J]. *复合材料学报*, 2008, 25(3):182-189.
WANG Haibin, ZHANG Weihong, YANG Jungang, et al. Numerical computing of effective modulus of woven C/C-SiC composites including porosities and micro-cracks [J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2008, 25(3):182-189. (in Chinese)
- [8] 袁文云. 含孔隙陶瓷基复合材料基体的力学性能和失效问题研究 [D]. 南京:南京航空航天大学, 2008.
YUAN Yiyun. Research on matrix failure and mechanical performance of the ceramic matrix composites with pores [D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2008. (in Chinese)
- [9] Suwa M, Fukushima R, Miyoshi T. A stress analysis of CMC with porosities by Monte-Carlo simulation technique and delauney triangulation [J]. *Proceedings of the School of Engineering of Tokai University*, 1998, 38(1):289-295.
- [10] 冯伟, 王延荣, 魏大盛. 三维四向编织复合材料细观建模 [J]. *航空动力学报*, 2013, 28(6):1243-1249.
FENG Wei, WANG Yanrong, WEI Dasheng. Meso-scale modeling of 3-D four-directional braided composites [J]. *Journal of Aerospace Power*, 2013, 28(6):1243-1249. (in Chinese)
- [11] Mital S K, Murthy P L N, Chamis C C. Micromechanics for ceramic matrix composites via fiber substructuring [J]. *Journal of Composite Materials*, 1995, 29(5):614-633.
- [12] Chamis C C. Mechanics of composite materials: past, present, and future [R]. NASA-TM-100793, 1984.
- [13] 沃丁柱. 复合材料大全 [M]. 北京:化学工业出版社, 2000.
- [14] 邵将. 三维编织陶瓷基复合材料刚度模型及刚度性能分析研究 [D]. 南京:南京航空航天大学, 2008.
SHAO Jiang. Research on stiffness model and stiffness analysis of three-dimensional braided ceramic matrix com-

- posites[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2008. (in Chinese)
- [15] 曹玉玲, 孙玲霞. 工业 CT 在复合材料孔隙率分析中的应用[J]. CT 理论与应用研究, 2001, 10(4): 14-17.
CAO Yuling, SUN Lingxia. Applications of industry CT in porosity analysis of composite material[J]. CT Theory and Applications, 2001, 10(4): 14-17. (in Chinese)
- [16] 王波. 三维编织复合材料力学行为研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2003.
WANG Bo. Study on the mechanical behavior of three dimensional braided composites [D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2003. (in Chinese)
- [17] FANG Guodong, LIANG Jun, WANG Baolai. Progressive damage and nonlinear analysis of 3D four-directional braided composites under unidirectional tension[J]. Composite Structures, 2009, 89(1): 126-133.
- [18] Yu H, Zhou X, Zhang W, et al. Mechanical behavior of SiC_f/SiC composites with alternating PyC/SiC multilayer interphases[J]. Materials and Design, 2013, 44: 320-324.