

文章编号:1000-8055(2013)10-2216-07

2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的 拉伸应力-应变关系

梁仕飞, 矫桂琼

(西北工业大学 力学与土木建筑学院, 西安 710129)

摘 要: 根据 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的细观结构特点, 基于界面开裂和基体开裂的损伤机理, 分别建立了该材料经向和纬向拉伸的细观力学模型, 进而得到了经向和纬向拉伸的非线性应力-应变关系, 应力-应变曲线的预测结果与试验值吻合较好. 结果表明: 纬向应力-应变曲线的最大预测误差为 9%, 经向应力-应变曲线的最大预测误差约为 10%, 经向和纬向的应力-应变关系不同. 该模型采用切线弹性模量和平均裂纹间距的方法, 省去了以往模型复杂的应变计算过程, 使模型得到简化, 便于应用.

关 键 词: 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料; 应力-应变关系; 界面开裂; 基体开裂; 损伤

中图分类号: V254.2; TB332 **文献标志码:** A

Tensile stress-strain behavior of 2.5-D self-healing C/SiC composite

LIANG Shi-fei, JIAO Gui-qiong

(School of Mechanics, Civil Engineering and Architecture,
Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710129, China)

Abstract: According to the micro-structure of 2.5-D self-healing C/SiC composite, a tensile mechanical model in weft and warp directions were established based on the damage mechanism including interfacial crack and matrix crack. The tensile nonlinear stress-strain functions in weft and warp directions were gained, and the predicted stress-strain curve agreed with the experiment very well. The result shows that, the largest error of the predicted stress-strain curve in weft direction is 8% to 9%. The largest error of the predicted stress-strain curve in warp direction is 10%. The stress-strain curve in weft direction is different from that in warp direction. By adopting tangent elasticity modulus and average crack distance, mass work to obtain strain is not needed and the model is simplified.

Key words: 2.5-D self-healing C/SiC composite; stress-strain behavior; interfacial crack; matrix crack; damage

为满足航空发动机热端部件对材料长时间耐高温、抗氧化要求, 国内郑晓慧、张立同等通过研究生物系统的自愈合能力、结构特征和形成机理, 开发出了自愈合 C/SiC 复合材料, 它除了保持传统 C/SiC 复合材料低密度、耐高温的优点之外, 还具备长时间抗氧化的特点. 自愈合 C/SiC 复合材料的基体为 B_4C (自愈合组元) 与 SiC 交替沉积的多层结构材料. 高温条件下, B_4C 与 O_2 发生化学反应生成液态 B_2O_3 , 能够封填裂纹, 阻止氧化介质的进一步入侵^[1-2]. 自愈合 C/SiC 复合材料已成为航空发动机热端部件重要的高温轻质结构材料, 在航空发动机的喷管、燃烧室和涡轮等热端部件具有很好的实用价值^[3-5].

对于传统 C/SiC 复合材料, 3 维编织 C/SiC

收稿日期: 2013-01-31

网络出版地址:

作者简介: 梁仕飞 (1982—), 男, 河北秦皇岛人, 博士生, 主要从事陶瓷基复合材料力学方面的研究.

复合材料的弹性性能预测的研究报告已经很多,方法包括有限元分析模型、取向平均模型和层板理论等^[6-8],但从细观损伤力学出发研究其应力-应变关系的文章较少.更多的是关于单向增强和 2 维编织 C/SiC 复合材料的力学性能研究.其中,Hsueh^[9]利用能量准则分析了单向增强陶瓷基复合材料界面脱黏产生的脱黏长度、开裂位移和复合材料位移.Ahn 和 Curtin^[10]利用统计的方法计算了单向增强陶瓷基复合材料的应力-应变关系.陶永强和杨成鹏等^[11-12]利用细观力学的方法建立了 2 维 C/SiC 复合材料的本构关系.宋迎东等^[13]建立了一种新的数值型细观力学模型,得到了复合材料宏、细观变量之间的关系.李龙彪等^[14-15]利用剪滞方法与损伤模型结合,建立了各损伤阶段的应力-应变曲线.

2.5 维传统 C/SiC 复合材料作为 3 维编织陶瓷基复合材料的一种,相对于 2 维编织复合材料具有面内结构的不对称性,淡化了层的概念,具有更高的层间性能.2.5 维编织陶瓷基复合材料的力学性能研究文献很少,其中,常岩军利用宏观唯象的连续损伤力学方法研究了 2.5 维 C/SiC 复合材料的本构关系^[16].孔春元等^[17-18]采用有限元的方法建立了 2.5 维 C/SiC 复合材料的经向拉伸细观力学模型和刚度预测模型,得到了应力-应变关系和失效时的力学性能.YU 等^[19]采用低压化学气相渗透法制备了具有热解碳界面层的 2.5 维 SiC/SiC 复合材料,研究了界面层厚度和基体制备工艺对材料力学性能的影响.马军强等^[20]通过试验拉伸研究了化学气相渗透 2.5 维 C/SiC 复合材料的拉伸力学性能.

用于航空发动机热端部件结构的自愈合 C/SiC 复合材料的增强体一般也为 3 维,2 维和 2.5 维碳纤维编织物.2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的应力-应变曲线具有各向异性和非线性特点,这是以界面开裂和基体开裂为特点的损伤演化造成的.另外,基体材料为两相(B_4C 和 SiC), B_4C 体积分数的不同,也会影响复合材料应力-应变关系.因此需要根据 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的细观结构特点和损伤机理,建立材料的细观损伤模型和应力-应变关系的预测方法,为该材料用于航空发动机热端部件的强度设计提供理论基础和方法.

本文根据 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的细观结构特点,基于界面开裂和基体开裂的损伤机理,分别建立了经向和纬向拉伸细观力学模型,

得到了经向和纬向的拉伸应力-应变关系.

1 材料的细观结构特征及初始损伤机理

1.1 细观结构特征

2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的编织结构如图 1 所示.其中 x 向为经纱的编织方向, y 向为纬纱的编织方向.下文所述的经纱方向均为 x 方向,纬纱方向均为 y 方向.2.5 维编织预制体由 T300 碳纤维束编织成.经纱的密度为 9 根/cm,纬纱的密度通过试验件断面实测得到,图 1 所示的 w 和 w_1 值分别为 2.59 mm 和 1.54 mm.采用 CVI(chemical vapor infiltration)工艺在编织好的预制体中沉积热解碳界面,然后交替沉积 B_4C 和 SiC 制成纤维体积分数为 45% 的 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料板.图 2 为拉伸试件的断口照片.通过显微断口形貌分析和纤维束内部的基体成分分析,对编织结构作如下假设:

- 1) 经纱沿长度方向由四次曲线及与之相切的两段斜线组成,横截面为矩形.
- 2) 纬纱沿长度方向为直线,横截面为由两条对称的四次曲线组成的凸透镜型截面.

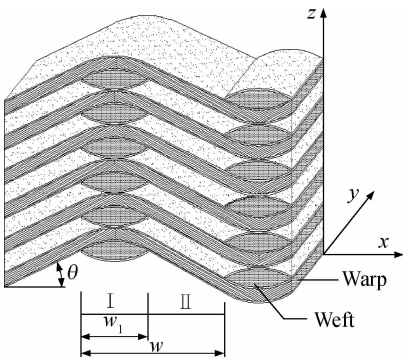
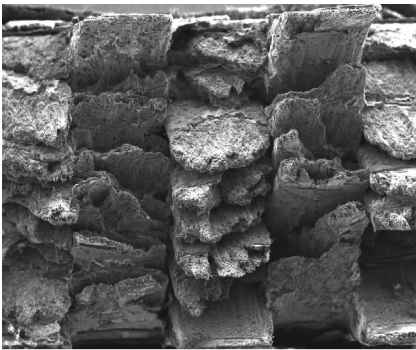
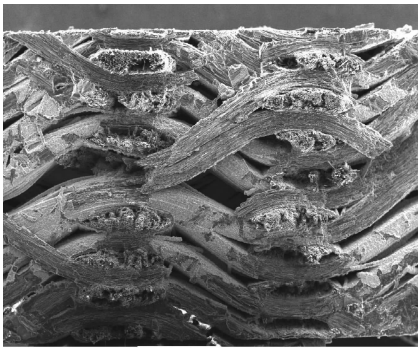


图 1 编织结构
Fig.1 Woven structure



(a) 经纱方向



(b) 纬纱方向

图 2 拉伸试件断口照片

Fig. 2 Fracture photo of tensile specimen

3) 经纱和纬纱都为复合材料杆(复合材料杆包含 T300 纤维、热解碳界面层、 B_4C 和 SiC 交替的多层基体),杆件横截面沿长度方向保持不变,经纱和纬纱杆的横截面面积相同。

1.2 材料的初始损伤形成机理

从制备温度降到常温,由于纤维与基体的热膨胀系数的差异,会产生热残余应力。这时单向复合材料中纤维和基体的残余变形和残余应力满足

$$\begin{cases} \alpha_m \Delta T + \frac{\sigma_m}{E_m} = \alpha_f \Delta T + \frac{\sigma_f}{E_f} \\ \sigma_m \varphi_m = -\sigma_f \varphi_f \end{cases} \quad (1)$$

纤维和基体的残余应力分别为^[10]

$$\begin{aligned} \sigma_f &= \frac{(\alpha_m - \alpha_f) \Delta T E_m E_f \varphi_m}{E_m \varphi_m + \varphi_f E_f} \\ \sigma_m &= -\frac{(\alpha_m - \alpha_f) \Delta T E_m E_f \varphi_f}{E_m \varphi_m + \varphi_f E_f} \end{aligned} \quad (2)$$

纤维和基体的几何及物理参数如表 1 所示。

表 1 纤维和基体的参数

Table 1 Parameters of fiber and maxtric

参数	数值	参数	数值	参数	数值
$\varphi_f/\%$	45	E_{SiC}/GPa	450	$\alpha_f/$	0.1 ($10^{-6}/K$)
$\varphi_{SiC}/\%$	34	E_{BC}/GPa	290	$\alpha_m/$	
$\varphi_{BC}/\%$	10	E_f/GPa	200	$\alpha_m/$	4.8 ($10^{-6}/K$)
$\varphi_{void}/\%$	11	E_{f3}/GPa	13.8	$\Delta T/K$	-1000
		E_{f2}/GPa	13.8		

表 1 中 φ, E, α 分别表示体积分数、弹性模量和线膨胀系数。下标 void, SiC, BC, f 和 m 分别代表孔洞, SiC, B_4C , 纤维和基体。下标 2 和 3 分别表示横向的两个方向。体积分数为制造时确定的参数值。由于 SiC 和 B_4C 的线膨胀系数相近,取基体的平均线膨胀系数为 $4.8 \times 10^{-6}/K$ 。式(2)中的

$$\begin{cases} E_m = \frac{\varphi_{SiC} E_{SiC} + \varphi_{BC} E_{BC}}{\varphi_{SiC} + \varphi_{BC}} \\ \varphi_m = \varphi_{SiC} + \varphi_{BC} \end{cases}$$

计算得纤维和基体的残余应力分别为

$$\begin{aligned} \sigma_f &= -669.708 \text{ MPa} \\ \sigma_m &= 684.929 \text{ MPa} \end{aligned}$$

由于纤维基体间的界面材料为弹性模量和强度都较低的热解碳,不足以传递热膨胀差所产生的残余应力,过大的界面切应力使界面开裂和发生滑移,过大的基体残余应力使基体产生垂直于纤维轴向的裂纹,形成材料的初始缺陷。

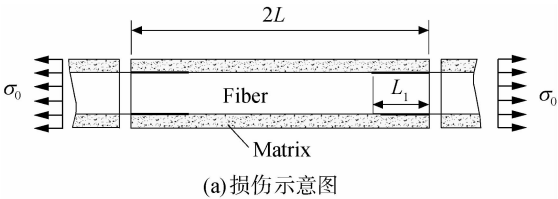
2 单向自愈合 C/SiC 复合材料
拉伸的应力-应变模型

假设构成 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的微观结构纬纱为单向自愈合 C/SiC 复合材料,经纱由多段单向自愈合 C/SiC 复合材料构成。需要首先建立单向自愈合 C/SiC 复合材料的应力-应变模型。

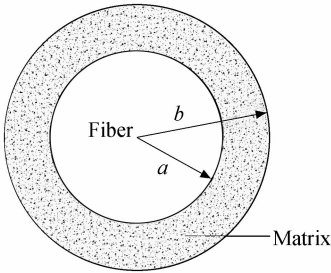
单向自愈合 C/SiC 复合材料的拉伸示意图如图 3 所示。图中,初始界面开裂的长度为 L_1 , L 为基体裂纹间距的一半。 a 为单根纤维的半径, b 为单根纤维表面基体的外径。 a 为 $3.5 \mu m$, b 的值可通过纤维与基体的体积分数得到,等式如下:

$$\frac{b^2 - a^2}{a^2} = \frac{\varphi_{SiC} + \varphi_{BC}}{\varphi_f} \quad (3)$$

根据应力传递理论,并考虑平均裂纹间距的影响因素,界面切应力与裂纹间距的关系式为



(a) 损伤示意图



(b) 横截面

图 3 单向自愈合 C/SiC 复合材料的拉伸示意图
Fig. 3 Sketch of single direction self-healing C/SiC composite

$$L = \frac{\lambda \sigma_{ms} (b^2 - a^2)}{2a\tau_s} \quad (4)$$

式(4)中 τ_s 和 σ_{ms} 分别为平均界面切应力和平均基体拉伸强度,如图 3(a)所示,是与基体拉伸强度和界面切应力相关的确定值。 λ 为平均裂纹间距的影响因子。

根据等应力和等应变假设,单胞无界面开裂段的纵向弹性模量 E_1 和横向弹性模量 E_2 为

$$E_1 = \frac{E_f \varphi_f + E_{SiC} \varphi_{SiC} + E_{BC} \varphi_{BC}}{\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC}} \quad (5)$$
$$E_2 = \frac{\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC}}{\frac{\varphi_f}{E_f} + \frac{\varphi_{SiC}}{E_{SiC}} + \frac{\varphi_{BC}}{E_{BC}}}$$

单胞的初始轴向弹性模量(即单向自愈合 C/SiC 复合材料的弹性模量)为

$$E_c^0 = \frac{1}{\frac{L_1}{L}(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC}) + \left(1 - \frac{L_1}{L}\right) \frac{E_f}{E_1}} \quad (6)$$

当单胞受到轴向拉伸时,由于热解碳界面层的弹性模量相对于纤维和基体很低,根据剪滞方法,未发生界面开裂部分无应力传递,纤维和基体的应变相等,认为界面无开裂部分的界面切应力为 0,因此有如下公式:

$$\frac{2a\tau_s(l_1 - L_1)}{(b^2 - a^2)E_m} = \frac{\sigma_0(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f E_f} - \frac{2a\tau_s(l_1 - L_1)}{a^2 E_f} \quad (7)$$

式(7)中 σ_0 为单胞的轴向拉应力, l_1 为加载后界面开裂段的长度, l_1 随 σ_0 的增加而增大,界面无切应力部分随之减少, l_1 的变化范围为 $[L_1, L]$ 。根据式(7)求得 l_1 ,并除以 L 后,将式(4)代入得

$$\frac{l_1}{L} = \frac{\sigma_0(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f E_f \lambda \left[\frac{\sigma_{ms}}{E_m} + \frac{\sigma_{ms}(b^2 - a^2)}{a^2 E_f} \right]} + \frac{L_1}{L} \quad (8)$$

界面进一步开裂时单胞的轴向弹性模量为

$$E_c = \frac{1}{\frac{\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC}}{E_f \varphi_f} \frac{l_1}{L} + \left(1 - \frac{l_1}{L}\right) \frac{1}{E_1}} = \frac{1}{\left\{ \frac{\sigma_0(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f E_f \lambda \left[\frac{\sigma_{ms}}{E_m} + \frac{\sigma_{ms}(b^2 - a^2)}{a^2 E_f} \right]} + \frac{L_1}{L} \right\} A_1 + \frac{1}{E_1}} \quad (9)$$

式中

$$A_1 = \frac{\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC}}{E_f \varphi_f} - \frac{1}{\varphi_1}$$

于是可求得单向自愈合 C/SiC 复合材料的应力-应变关系式为

$$\epsilon_c = M_1 \sigma_0^2 + \left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right) \sigma_0 \quad (10)$$

$$\sigma_0 = \frac{-\left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right) + \sqrt{\left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right)^2 + 4M_1 \epsilon_c}}{2M_1} \quad (11)$$

式中

$$M_1 = \frac{A_1(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{2\varphi_f E_f \lambda \left[\frac{\sigma_{ms}}{E_m} + \frac{\sigma_{ms}(b^2 - a^2)}{a^2 E_f} \right]}$$

3 纬向拉伸的应力-应变关系

3.1 纬向拉伸的应力-应变模型

由于Ⅱ部分经纱在纬纱方向上不连续,需通过纬纱传递载荷,且Ⅱ部分经纱距离纬纱距离较长,载荷传递效率低,因此不计图 1 中Ⅱ部分经纱对纬向弹性模量的贡献,根据等应变假设,2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的纬向初始弹性模量为

$$E_y^0 = \frac{(\varphi_f^{\text{ft}} E_c^0 + \varphi_f^{\text{rpl}} E_2)(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f} \quad (12)$$

式(12)中 φ_f^{rpl} 表示图 1 中Ⅰ部分经纱的纤维占总体积的体积分数。 φ_f^{ft} 表示纬纱中纤维占总体积的体积分数。根据纤维与 SiC 和 B_4C 的体积比例

关系, $\frac{\varphi_f^{\text{rpl}}(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f}$ 表示图 1 中Ⅰ段内的经纱(包括纤维、SiC 和 B_4C)占总体积的体积分数, $\frac{\varphi_f^{\text{ft}}(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f}$ 表示图 1 中纬纱(包括纤维、SiC 和 B_4C)所占总体积的体积分数。

假设经纱的横向弹性模量与纬纱的轴向弹性模量的降低程度相同,利用经纱和纬纱的应变相等,则 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的纬纱方向拉应力 σ_y 与纬纱的轴向拉应力 σ_0 的比为定值,比例关系如下所示:

$$H = \frac{\sigma_y}{\sigma_0} = \frac{(\varphi_f^{\text{ft}} E_c^0 + \varphi_f^{\text{rpl}} E_2)(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f E_c^0} \quad (13)$$

将式(13)代入式(11),得到 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料纬纱方向拉伸的应力-应变关系为

$$\sigma_y = \frac{H \left[- \left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right) + \sqrt{\left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right)^2 + 4 M_1 \epsilon_y} \right]}{2 M_1} \quad (14)$$

从式(14)可知,不需要确定 L 的值,应力-应变曲线与 $\frac{L_1}{L}$ 有关, $\frac{L_1}{L}$ 通过纬纱方向初始拉伸弹性模量确定,值为 0.38.

3.2 纬向拉伸应力-应变曲线预测值与试验值对比

2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料纬纱方向拉伸的应力-应变曲线如图 4 所示,图中虚线为模型预测曲线,实线为试验曲线.可以看出,预测的应力-应变曲线与试验值吻合较好.由于线膨胀系数的差异,纤维和基体间存在的残余应力使基体发生初始开裂,部分界面发生开裂并滑移.随着外加载荷的增大,原有界面开裂区域增大,裂纹逐渐增多,弹性模量降低,应力-应变曲线呈现非线性.

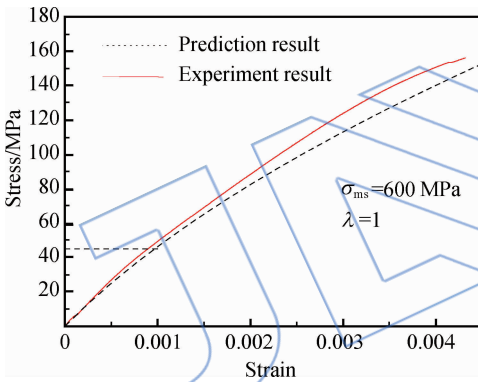


图 4 纬纱方向拉伸应力-应变曲线

Fig. 4 Tensile stress-strain curves in weft direction

4 经向拉伸的应力-应变关系

4.1 经向拉伸的应力-应变模型

经纱方向拉伸的细观模型如图 5 所示,模型中,经纱由水平段和斜线段复合材料杆组成.随着外加载荷的增大,经纱和纬纱同时发生损伤,由于纬纱的横向弹性模量较低,假设经纱的纵向弹性

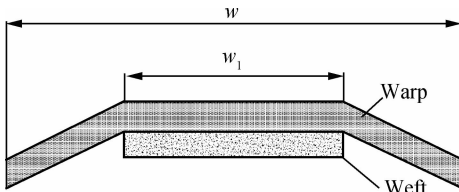


图 5 经纱方向拉伸细观模型

Fig. 5 Tensile microscopic model in warp direction

模量与纬纱的横向弹性模量降低程度相同,经纬纱的应力比保持不变.

根据经纬纱应变相等,经纱的水平段内(长度为 w_1 的经纱)平均应力 σ_0^1 与 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料经纱方向(x 方向)平均应力 σ 的关系为

$$\sigma_0^1 = \eta_1 \sigma \quad (15)$$

$$\eta_1 = \frac{E_c^0}{E_x^1} \quad (16)$$

E_x^1 为水平段的初始平均弹性模量,为

$$E_x^1 = \frac{(E_c^0 \varphi_f^{rp1} + \varphi_f^t E_2)(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\frac{w_1}{w} \varphi_f} \quad (17)$$

式中 $\frac{\varphi_f^{rp1}(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f}$ 表示水平段经纱(包括纤维, SiC 和 B_4C) 占总体积的体积分数, $\frac{\varphi_f^t(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f}$ 表示纬纱(包括纤维, SiC 和 B_4C) 占总体积的体积分数.

水平段经纱的应力-应变关系满足单向自愈合 C/SiC 复合材料的应力-应变关系模型,为

$$\epsilon_c^1 = M_1 \eta_1^2 \sigma^2 + \left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right) \eta_1 \sigma \quad (18)$$

图 5 中斜线段的应变为经纱的轴向应变在 x 轴上的投影.利用坐标变换,斜线段经纱轴向应力与其在经纱方向(即 x 方向)应力的比为 $\cos^2 \theta$,根据纤维与基体的体积比,经纱的体积分数为

$$\varphi_{rp} = \frac{(\varphi_f - \varphi_f^t)(\varphi_f + \varphi_{SiC} + \varphi_{BC})}{\varphi_f} \quad (19)$$

由于经纱是连续的,斜线段经纱的体积分数也为 φ_{rp} ,因此斜线段经纱的轴向拉应力与 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料经纱方向的平均应力关系式为

$$\sigma_0^1 = \eta_2 \sigma = \frac{\sigma \cos^2 \theta}{\varphi_{rp}} \quad (20)$$

斜线段经纱方向 $\eta_2 = \frac{\cos^2 \theta}{\varphi_{rp}}$ (x 方向)应变为

$$\epsilon_c^1 = \left[M_1 \eta_2^2 \sigma^2 + \left(\frac{L_1 A_1}{L} + \frac{1}{E_1} \right) \eta_2 \sigma \right] \cos \theta \quad (21)$$

于是可以得到 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料经纱方向总的应变为

$$\epsilon_c = \frac{w_1 \epsilon_c^1 + (w - w_1) \epsilon_c^1}{w} \quad (22)$$

将式(18)和式(21)代入式(22)并整理得

$$\epsilon_c = \left[\frac{w_1}{w} \eta_1^2 + \left(1 - \frac{w_1}{w} \right) \eta_2^2 \cos \theta \right] M_1 \sigma^2 +$$

$$\left[\frac{w_1}{w}\eta_1+\left(1-\frac{w_1}{w}\right)\eta_2\cos\theta\right]\left(\frac{L_1A_1}{L}+\frac{1}{E_1}\right)\sigma$$

(23)

2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料经纱方向的应力-应变关系为

$$\sigma=\frac{-N_2+\sqrt{N_2^2+4N_1\varepsilon}}{2N_1}$$

(24)

式中

$$N_1=\left[\frac{w_1}{w}\eta_1^2+\left(1-\frac{w_1}{w}\right)\eta_2^2\cos\theta\right]M_1$$

$$N_2=\left[\frac{w_1}{w}\eta_1+\left(1-\frac{w_1}{w}\right)\eta_2\cos\theta\right]\left(\frac{L_1A_1}{L}+\frac{1}{E_1}\right)$$

4.2 经向拉伸应力-应变曲线预测值与试验值对比

复合材料经纱方向拉伸的应力-应变曲线如图 6 所示,图中虚线为模型预测曲线,实线为试验曲线。应力-应变曲线的模型结果与试验值基本吻合,但误差比纬纱方向拉伸模型大。文献[21]表明,I 段和 II 段(图 1 所示)内初始裂纹间距的平均值和概率分布完全不同。I 段内经纱和纬纱的初始基体裂纹间距都从小到大逐渐增大,而 II 段内经纱的基体裂纹间距为一固定值。这间接反应了 L 的均值和概率分布,经纱 II 段内裂纹间距的分散性很小,使得基体开裂集中发生,残余应变急剧增加,切线弹性模量急剧降低,发生这一损伤过程的应变值为 0.1%~0.2%。因此更加精确的模型需要考虑经纱 L 的概率分布,利用 L 概率分布的方法计算残余应变及卸载弹性模量会使结果更加准确合理。

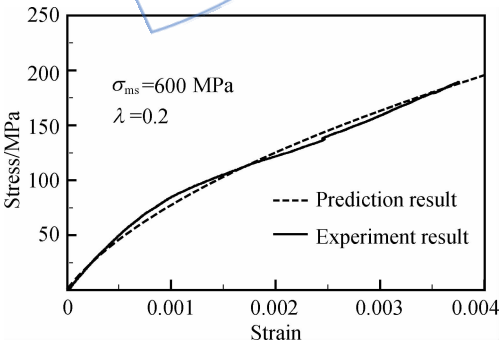


图 6 经纱方向拉伸应力-应变曲线

Fig. 6 Tensile stress-strain curves in warp direction

5 结 论

1) 根据 2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料的微观结构特征,基于界面开裂和基体开裂的拉伸损伤机理,并采用平均裂纹间距的方法,推导了切线弹性模量与应力的关系,进而建立了 2.5 维自愈

合 C/SiC 复合材料的拉伸应力-应变模型,分别得到了经纱方向和纬纱方向的拉伸应力-应变关系。

2) 模型的预测结果与试验值吻合较好,证明了模型的正确性,2.5 维自愈合 C/SiC 复合材料编织结构具有不对称性,经纱方向和纬纱方向的拉伸应力-应变关系不同,具有各向异性。

3) 由于模型采用切线弹性模量和平均裂纹间距的方法,省去了以往模型复杂的应变计算过程,使模型得到简化,便于应用。

参考文献:

[1] 郑晓慧,堵永国,肖加余,等. 自愈合碳纤维陶瓷基复合材料研究进展[J]. 材料工程,2008(5):75-79.
ZHENG Xiaohui, DU Yongguo, XIAO Jiayu, et al. Progress in self-sealing carbon fiber reinforced ceramic matrix composite[J]. Journal of Materials Engineering, 2008(5): 75-79. (in Chinese)

[2] 张立同,成来飞,徐永东,等. 自愈合碳化硅陶瓷基复合材料研究及应用进展[J]. 航空材料学报,2006,26(3):226-232.
ZHANG Litong, CHENG Laifei, XU Yongdong, et al. Progress on self-healing silicon carbide ceramic matrix composites and its applications[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006, 26(3): 226-232. (in Chinese)

[3] Kimmel J, Miriyala N, Price J, et al. Evaluation of CFCC liners with EBC after field testing in a gas turbine[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2002, 22(14): 2769-2775.

[4] Zawadas L, Richardson G, Spriet P. Ceramic matrix composites for aerospace turbine engine exhaust nozzles[J]. High Temperature Ceramic Matrix Composites, 2005, 5: 491-498.

[5] Ichael V, Anthony C, Robinson R C, et al. Characterization of ceramic matrix composite vane subelements subjected to rig testing in a gas turbine environment[R]. Seattle, US: Fifth International Conference on High Temperature Ceramic Matrix Composites, 2005.

[6] 姜利飞,矫桂琼,王波. 三维编织 C/SiC 复合材料弹性常数预报[J]. 机械科学与技术,2004,23(7):786-788.
LOU Lifei, JIAO Guiqiong, WANG Bo. Prediction of the elastic constants of 3D braided C/SiC composites[J]. Mechanical Science and Technology, 2004, 23(7): 786-788. (in Chinese)

[7] 梁仕飞,矫桂琼,王波. 三维机织 C/C SiC 复合材料弹性性能预测[J]. 复合材料学报,2011,28(1):138-142.
LIANG Shifei, JIAO Guiqiong, WANG Bo. Prediction of elastic properties of three dimensional woven C/C-SiC composite[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2011, 28(1): 138-142. (in Chinese)

[8] 汪海滨,张卫红,杨军刚,等. 考虑孔隙和微裂纹缺陷的 C/C-SiC 编织复合材料弹性模量计算[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)
- [9] Hsueh C H. Crack-wake interfacial debonding criteria for fiber-reinforced ceramic composites[J]. *Acta Mater*, 1996, 44(6): 2211-2216.
- [10] Ahn B K, Curtin W A. Strain hysteresis by stochastic matrix cracking in ceramic matrix composites[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1997, 45(2): 177-208.
- [11] 陶永强, 矫桂琼, 王波, 等. 2D 机织陶瓷基复合材料应力应变行为[J]. *力学季刊*, 2009, 30(4): 587-596.
- TAO Yongqiang, JIAO Guiqiong, WANG Bo, et al. Stress strain behavior in 2D weave ceramic matrix composite[J]. *Chinese Quarterly of Mechanics*, 2009, 30(4): 587-596. (in Chinese)
- [12] 杨成鹏, 矫桂琼, 王波. 2D-C/SiC 复合材料的拉伸损伤研究[J]. *航空材料学报*, 2010, 30(6): 87-92.
- YANG Chengpeng, JIAO Guiqiong, WANG Bo. Tensile damage behavior of 2D-C/SiC composite[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, 30(6): 87-92. (in Chinese)
- [13] 宋迎东, 雷友锋, 孙志刚, 等. 一种新的纤维增强复合材料细观力学模型[J]. *南京航空航天大学学报*, 2003, 35(4): 435-440.
- SONG Yingdong, LEI Youfeng, SUN Zhigang. A new micro-mechanics model for fibrous composite[J]. *Journal of Nanjing University Aeronautics and Astronautics*, 2003, 35(4): 435-440. (in Chinese)
- [14] 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 Materiae Compositae Sinica*, 2008, 25(4): 154-160. (in Chinese)
- [15] 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[J]. *复合材料报*, 2011, 28(1): 178-185.
- LI Longbiao, SONG Yingdong, SUN Zhigang. Uniaxial tensile behavior of cross-ply ceramic matrix composites[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2011, 28(1): 178-185. (in Chinese)
- [16] 常岩军. C/SiC 复合材料损伤本构模型及力学特性[D]. 西安: 西北工业大学, 2008.
- CHANG Yanjun. Study on damage constitutive model and mechanical properties of C/SiC composite[D]. Xi'an: Northwest Polytechnical University, 2008. (in Chinese)
- [17] 孔春元, 孙志刚, 高希光, 等. 2.5 维 C/SiC 复合材料经向拉伸性能[J]. *复合材料学报*, 2012, 29(2): 192-198.
- KONG Chunyuan, SUN Zhigang, GAO Xiguang, et al. Tensile property of 2.5D C/SiC composites in warp direction[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2012, 29(2): 192-198. (in Chinese)
- [18] 孔春元, 孙志刚, 高希光, 等. 2.5 维 C/SiC 复合材料单胞模型及刚度预测[J]. *航空动力学报*, 2011, 26(11): 2459-2467.
- KONG Chunyuan, SUN Zhigang, GAO Xiguang, et al. Unit cell of 2.5 dimension C/SiC and its stiffness prediction[J]. *Journal of Aerospace Power*, 2011, 26(11): 2459-2467. (in Chinese)
- [19] YU Xinmin, ZHOU Wancheng, ZHENG Wenjing, et al. Mechanical property of 2.5 dimensional silicon carbide fiber reinforced silicon carbide composites[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2008, 36(11): 1559-1563.
- [20] 马军强, 徐永东, 张立同, 等. 化学气相渗透 2.5 维 C/SiC 复合材料的拉伸性能[J]. *硅酸盐学报*, 2006, 34(6): 728-732.
- MA Junqiang, XU Yongdong, ZHANG Litong, et al. Tensile properties for 2.5 dimensional C/SiC composites fabricated by chemical vapor infiltration[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2006, 34(6): 728-732. (in Chinese)
- [21] 张钧, 徐永东, 张立同, 等. 3D C/SiC 复合材料基体裂纹间距分布规律[J]. *航空材料学报*, 2003, 23(3): 11-14.
- ZHANG Jun, XU Yongdong, ZHANG Litong, et al. The matrix crack spacing distribution of 3D C/SiC composites[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2003, 23(3): 11-14. (in Chinese)