

文章编号: 1001-1455(2008)05-0421-06

2D-C/SiC 复合材料应变率相关的动态本构模型*

刘明爽¹, 李玉龙¹, 陶亮¹, 徐 绯¹, 成来飞²

(1. 西北工业大学航空学院, 陕西 西安 710072;

2. 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 分别在电子万能实验机和 SHPB(split Hopkinson press bar)实验装置上对 2D-C/SiC 复合材料进行了静态、动态实验,探讨了该材料在 $10^{-4} \sim 2.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的应变率范围内的层向压缩力学性能。实验结果表明,在动态加载条件下,2D-C/SiC 复合材料的应力应变呈非线性关系。随着应变率的提高,破坏强度提高、失效应变减小,弹性模量增加。弹性模量与对数应变率基本呈线性关系。提出了一个含有与应变率相关的损伤变量的动态本构方程,该方程与实验结果吻合较好。

关键词: 固体力学;动态本构模型;SHPB 系统;陶瓷基复合材料;损伤变量

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 130 · 1540

文献标志码: A

1 引言

纤维增强陶瓷基复合材料 2D-C/SiC 保留了陶瓷材料的耐高温、低密度、高比强度、抗氧化、抗腐蚀等优点,同时通过纤维的补强增韧,避免了陶瓷材料脆性大的缺点,用于航空发动机的燃烧室、整体涡轮、导向叶片、尾喷管,以及火箭发动机的燃烧室和喷管,可大幅度提高推重比,具有广阔的应用前景^[1]。

目前对 2D-C/SiC 这种新型复合材料动态力学性能的研究相对较少,主要研究了其静态力学性能。管国阳等^[2-5]通过对该材料纤维方向的拉伸、压缩及剪切等静态实验,测得的典型压缩应力应变曲线基本上呈线性关系,且失效应变很小(最小仅约 0.0035),典型拉伸应力应变曲线表现为由于编织结构破坏产生的塑性行为特征(这里称伪塑性行为),并建立了失效模式,另外一些专家也得到了类似结论^[6-8]。C. A. Weeks 等^[9]对复合材料 APC-2 进行了 $10^{-6} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 应变率的冲击实验,建立了材料的两种本构模型。许沐华等^[10]对 Kevlar 纤维增强复合材料进行了动态压缩力学性能的实验研究,其结果表明,在冲击压缩载荷作用下 Kevlar 纤维增强复合材料有明显的损伤软化现象和应变率效应,并提出了含损伤的率相关性的动态本构方程。M. Futakawa 等^[11]对 SiC_f/SiC_m 复合材料进行了动态拉伸实验研究,结果表明,拉伸强度随着纤维体积分数的增加而增加,但是没有建立该材料的本构方程。

本文中使用的电子万能实验机和 SHPB 系统对 2D-C/SiC 复合材料进行应变率 $10^{-4} \sim 2.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 的层向压缩实验,探讨该材料在动态加载条件下的力学性能,建立其动态本构方程。

2 材料与实验

2.1 实验材料

先将 T300-1K 碳纤维平纹编织成炭布,按 0° 方向层叠成平板,在表面沉积约 $0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}$ 的热解炭层,再经化学气相渗透工艺沉积 SiC 基体,最终制成纤维体积分数约为 0.45、密度约为 2.05 g/cm^3 的 2D-C/SiC 复合材料。用砂轮片从成品件上切割得到 $\varnothing 5 \text{ mm} \times 4.3 \text{ mm}$ 的圆柱状试样。由于 SiC 陶瓷基体和纤维都是脆性材料,加工困难不能严格保证试样为圆柱体,且加工批次不同试样几何尺寸也会不同,故测出 5 个任意位置的直径,求平均得到试样的直径;每个试样长度测量 3 次得到平均值。

* 收稿日期: 2007-03-15; 修回日期: 2007-11-15

基金项目: 国家自然科学基金项目(90405016);航空科学基金项目(2006ZF53060)

作者简介: 刘明爽(1981—),男,硕士。

2.2 实验条件和方法

静态压缩实验在电子万能实验机上进行,横梁加载速度分别为 0.03 和 3 mm/min,以得到应变率为 10^{-4} 和 10^{-2} s^{-1} 的静态压缩实验结果。

动态压缩实验在 SHPB 系统上进行,通过调节气炮气压及使用不同长度的子弹来实现不同应变率的加载。实验基于一维弹性波理论,通过波形采集器采集弹性杆上的入射、反射及透射应变 ϵ_i 、 ϵ_r 、 ϵ_t ,利用下式计算出试样中的应力 σ_s 、应变 ϵ_s 及应变率 $\dot{\epsilon}_s$ 分别为^[12]

$$\sigma_s = E(A/A_s)\epsilon_t, \quad \epsilon_s = -(2c_0/l_s)\int_0^t \epsilon_r d\tau, \quad \dot{\epsilon}_s = -(2c_0/l_s)\epsilon_r \quad (1)$$

式中: E 、 A 分别是弹性杆的弹性模量和横截面积; l_s 、 A_s 分别是试样的原始长度和横截面积; c_0 是弹性杆中的应力波速。

3 实验结果

本次实验中共完成 13 件试样,其中高应变率下的冲击实验成功进行了 9 次。从图 1 复合材料 2D-C/SiC 在不同应变率下的算术平均应力应变曲线可以看出,随应变率的增加,破坏强度提高,失效应变变小,弹性模量增大。但从图 2 可看出,破坏强度随应变率增加而提高的程度不大,即率敏感性不强。

从图 1 可以看出该材料在静态压缩条件下的破坏应变为 0.045,表现出了脆性特征。而在动态压缩条件下,弹性段变短,应变分别为 0.035 和 0.030 时出现了非线性特征。S. Yotte 等^[13]指出,该材料表现出的非线性是由于陶瓷基复合材料具有伪塑性的力学行为所致,这种伪塑性行为是因为材料内部含有大量的初始微缺陷,加载过程中材料的损伤缓慢累积发展所致。该较高致密度 2D-C/SiC 复合材料表现出的静态、动态压缩条件下的不同失效特征,是由于该材料受层向压缩载荷,各向异性的纤维相横向弹性模量仅 30~40 GPa,而就位强度更低,SiC 基体是主要承载体所致。致密度较高时,气孔含量相对较少,基体承载能力显著增强,并且基体与纤维相结合也明显增强,从而其脆性特征增加。而该材料受冲击压缩载荷时,由于 SiC 基体是脆性材料,其动态损伤变量受应变和应变率影响,即在高应变率压缩作用下,脆性材料的冲击敏感性使得基体首先出现损伤,随着应变的增加和基体损伤的累积,进而导致应力增长减缓,表现出非线性的力学行为特征。

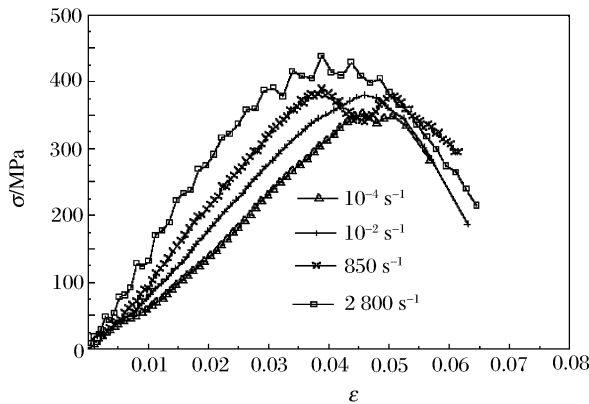


图 1 不同应变率下 2D-C/SiC 压缩应力应变曲线

Fig. 1 Compression stress-strain curves of 2D-C/SiC at different strain rates

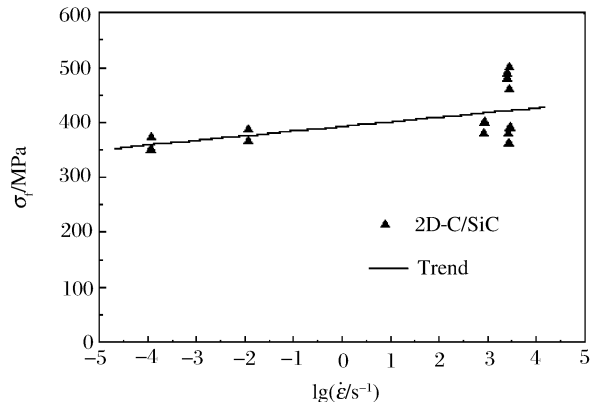


图 2 2D-C/SiC 破坏强度与对数应变率的关系曲线

Fig. 2 Variation of failure strength of 2D-C/SiC with logarithmic strain rate

4 动态本构方程的探讨

2D-C/SiC 复合材料在动态压缩条件下呈现非线性特征,并有明显的应变软化效应,这是由于复合材料在冲击载荷作用下复杂的损伤模式和破坏过程所引起的。D. Nandall 等^[14]在对 S2 玻璃纤维增强复合材料板的侵彻进行数值模拟中,提出了一个含有损伤的本构模型。该模型认为复合材料内部微损伤的形成与发展主要表现在弹性模量的弱化上,引入了损伤变量 D 来描述一维应力应变曲线

$$\sigma = E(1 - D)\epsilon \tag{2}$$

损伤变量 D 中考虑了基体开裂、脱层、纤维断裂等破坏因素,并且服从 Weibull 分布

$$D = 1 - \exp\left[-\frac{1}{ne}\left(\frac{E\epsilon}{Y}\right)^n\right] \tag{3}$$

式中: E 为弹性模量, Y 为屈服强度, e 为自然对数常数, n 为曲线形状的影响参数。

但 D. Nandlall 等^[14]并没有解释参数 n 的物理意义,也没有给出 S2 玻璃纤维增强复合材料参数 n 的具体表达式。许沐华等^[10]在对 Kevlar 纤维增强复合材料进行动态压缩力学性能的实验研究时对 n 作了解释并给出了表达式。 n 是一个与应变率有关的参数^[10],它反映了应变率对材料损伤过程的作用。为了描述复合材料在动态压缩条件下存在的应变率硬化效应,故在 D. Nandlall 的基础上参照许沐华等^[10]的本构方程

$$\sigma = E\epsilon(1 - D)(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^m \tag{4}$$

式中: E 为弹性模量, $\dot{\epsilon}_0$ 为参考应变率, m 为应变率系数,损伤变量 D 依然服从 Weibull 分布。

由于 2D-C/SiC 复合材料的弹性模量随应变率变化,蒋邦海等^[15]提到了弹性模量有应变率效应的现象,但并未对该现象做出物理意义上的解释。在 SHPB 系统的实验加载初期,试样内部应力不均匀,应力波需要在试样内部来回反射 3~5 次,试样两端的应力才基本达到平衡。为了描述试样内应力的不均匀程度,G. Ravichandran 等^[16]采用试样两端的应力绝对不均匀度 $\alpha(t)$ 来表示

$$\alpha(t) = \frac{|\sigma_1(t) - \sigma_2(t)|}{[\sigma_1(t) + \sigma_2(t)]/2} \tag{5}$$

式中:试样左端面的应力 $\sigma_1(t) = (A/A_s)E[\epsilon_l(t) + \epsilon_r(t)]$,试样右端面的应力 $\sigma_2(t) = (A/A_s)E\epsilon_r(t)$ 。

图 3 是动态压缩条件下 2D-C/SiC 试样典型的 $\alpha(t)-t$ 曲线,可以看出,在 $t=9 \mu\text{s}$ 时,试样两端应力基本达到平衡。图 4 是该试样应力随时间变化的曲线,当试样内应力达到平衡时($t=9 \mu\text{s}$),应力约为 60 MPa,应变约为 0.01,之后的实验数据是基本真实的,故对实验数据的线性段拟合动态弹性模量是基本准确的,这与 W. N. J. Sharpe 等^[17]在讨论时间均匀假定的有效性时所得到的结论基本一致,即当应变大于 0.01 时,采用干涉应变计测试的试样中点处的应变值与采用均匀假定计算的应变值一致,而当试样的应变小于 0.01 时,两者不一致。

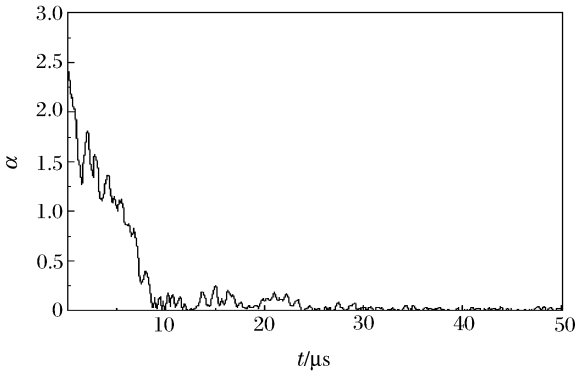


图 3 2D-C/SiC 试样两端的应力绝对不均匀度随时间的变化
Fig. 3 Variation of absolute unevenness of stresses at the two ends of the 2D-C/SiC sample with time

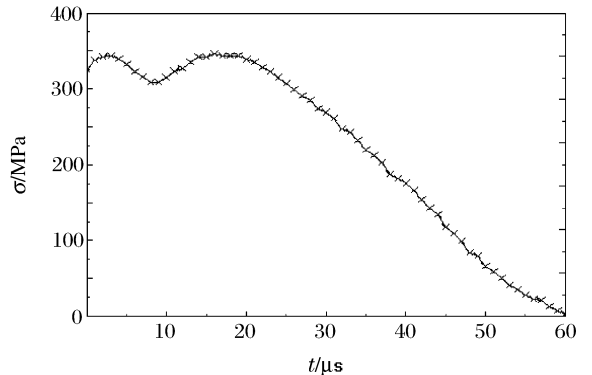


图 4 动态压缩条件下 2DC/SiC 应力时间曲线
Fig. 4 Stress-time curve of 2D-C/SiC under dynamic compression

通过对 2D-C/SiC 复合材料应力应变曲线线性段的拟合,可以计算材料在不同应变率下的弹性模量。从图 5 中弹性模量与应变率的对数曲线可以看出二者的线性关系,可用下式拟合

$$E_d = E_s + A \ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0) \tag{6}$$

式中: E_d 为不同应变率下的弹性模量, E_s 为参考弹性模量, A 为待定系数, $\dot{\epsilon}$ 和 $\dot{\epsilon}_0$ 分别是加载应变率和参考应变率。

为了得到曲线形态的影响参数 n ,在已知 E 和 Y 的基础上调整 n 的大小,在不同应变率下通过式

(2)、(3)得到的应力应变曲线对比实验曲线,按照最佳吻合程度能够确定不同应变率下的 n ,如图 6 所示。再对参数 n 与应变率进行拟合,得到图 6 所示的曲线和参数 n 的计算方法

$$n = a_1 + a_2 \exp\left[-\frac{\ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)}{a_3}\right] \quad (7)$$

式中: $a_1 = 2.59, a_2 = 13.93, a_3 = 4.15$ 。

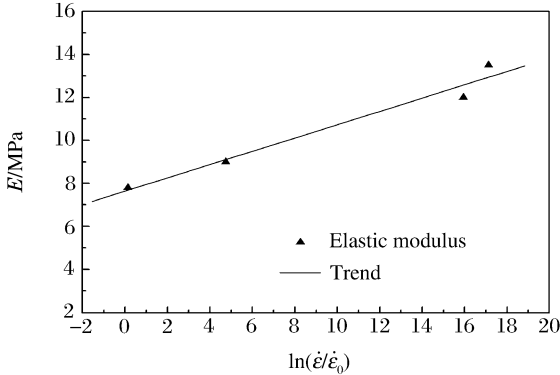


图 5 弹性模量与对数应变率的关系曲线

Fig. 5 Elastic modulus vs. logarithmic strain rate curve

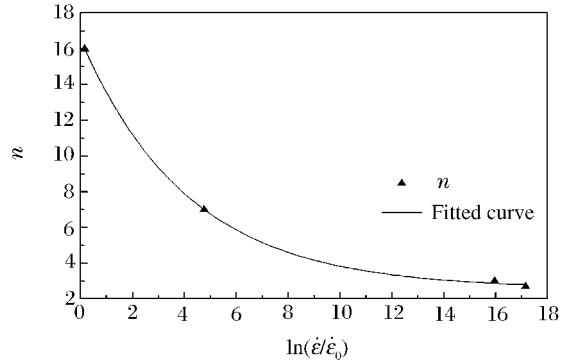


图 6 参数 n 与对数应变率的关系曲线

Fig. 6 Parameter n vs. logarithmic strain rate curve

至此,形成了 2D-C/SiC 复合材料在一维冲击压缩载荷下的损伤型动态本构方程

$$\begin{cases} \sigma = E_d \epsilon (1 - D) (\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)^m, & D = 1 - \exp\left[-\frac{1}{ne} \left(\frac{E_d \epsilon}{Y}\right)^n\right], \\ E_d = E_s + A \ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0), & n = a_1 + a_2 \exp\left[-\frac{\ln(\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0)}{a_3}\right] \end{cases} \quad (8)$$

式中假定:(1)2D-C/SiC 复合材料力学性能表现为非线性;(2)该材料的本构关系是应变率相关的;(3)考虑 2D-C/SiC 复合材料内部损伤的存在及演化;(4)损伤变量 D 与应变和应变率有关。通过拟合得到 2D-C/SiC 复合材料本构方程中的 $E_s = 7.6 \text{ GPa}, Y = 360 \text{ MPa}, \dot{\epsilon}_0 = 10^{-4} \text{ s}^{-1}, m = 0.01, A = 0.31 \text{ GPa}$ 。

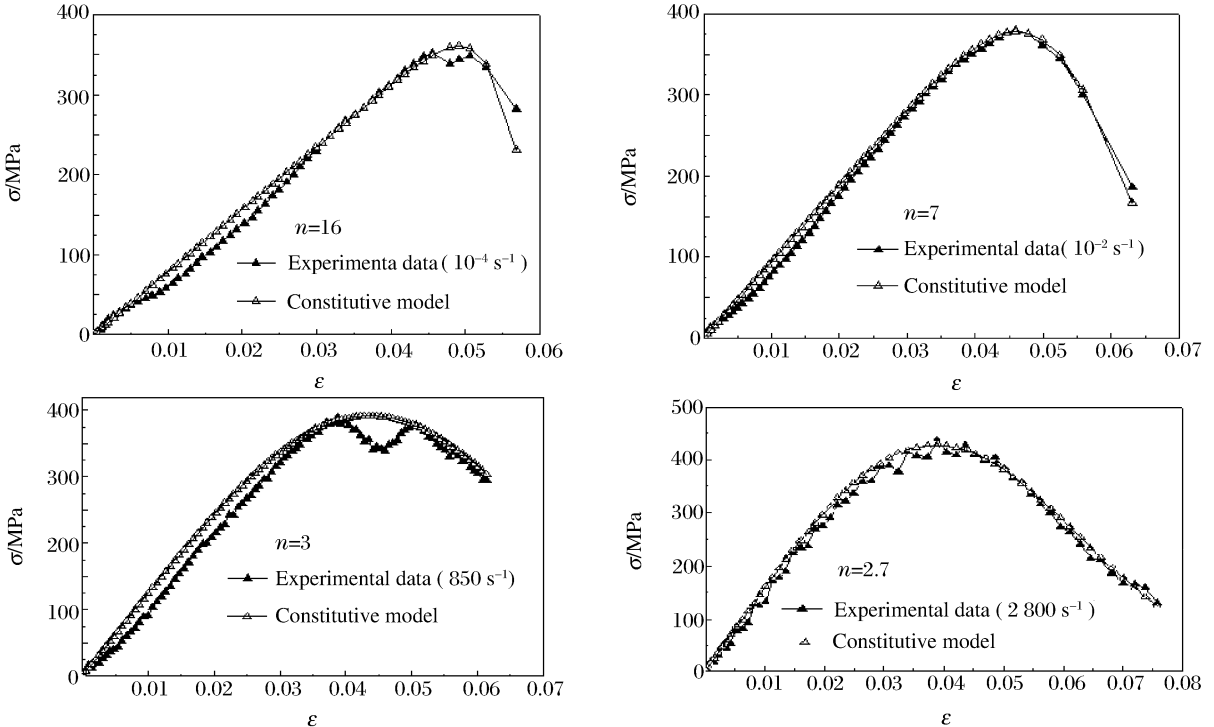


图 7 2D-C/SiC 本构模型曲线与实验曲线的比较

Fig. 7 Comparison of stress-strain curves of 2D-C/SiC between the constitutive model and the experimental data

对比图7中本构模型曲线与实验曲线可以看出,从准静态(应变率约为 10^{-4} s^{-1})到动态(应变率约为 $2.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$)的较大应变率范围内,二者均吻合较好。

5 讨论

由于2D-C/SiC复合材料中存在气孔等缺陷,加上基体相和增强相热胀系数的差异,冷却过程中因热应力存在而产生微小裂纹,形成材料的初始损伤。由于加载速率较高时,应力作用时间很短,不能如静态条件下有充足时间完成裂纹的成核、扩展,所以达不到材料断裂所需的能量,需在更高的应力下才能使裂纹成核、扩展而使材料断裂,结果表现为材料的动态抗压强度高于静态抗压强度,这也是复合材料动态条件下强度提高的机理^[18]。

基于2D-C/SiC复合材料的变形机理,可以认为应变率相关的非线性力学行为特征是由内部结构损伤及演化引起的,考虑损伤因素构造该材料的动态本构模型具有一定的合理性。

6 结论

(1)2D-C/SiC复合材料存在一定的应变率效应,即随着应变率的增加破坏强度提高、失效应变减小、弹性模量增加;(2)采用试样两端的应力绝对不均匀度分析,利用动态压缩条件下实验数据的线性段拟合动态弹性模量是基本准确的;(3)2D-C/SiC复合材料的弹性模量与对数应变率基本成线性关系;(4)根据实验结果,对2D-C/SiC复合材料建立了一个考虑宏观损伤变量的本构模型,该损伤变量与材料的应变及应变率相关,与实验结果吻合较好。

参考文献:

- [1] 张立同, 成来飞, 徐永东. 新型碳化硅陶瓷基复合材料的研究进展[J]. 航空制造技术, 2003(1):24-32.
ZHANG Li-tong, CHENG Lai-fei, XU Yong-dong. Progress in research work of new CMC-SiC[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2003(1):24-32.
- [2] 管国阳, 矫桂琼, 张增光. 平纹编织 C/SiC 复合材料的剪切性能[J]. 机械科学与技术, 2005, 24(5):515-517.
GUAN Guo-yang, JIAO Gui-qiong, ZHANG Zeng-guang. In-plane shear fracture characteristics of plain-woven C/SiC composite[J]. Mechanical Science and Technology, 2005, 24(5):515-517.
- [3] 管国阳, 矫桂琼, 张增光, 等. 平纹编织 C/SiC 复合材料的失效判据[J]. 硅酸盐学报, 2005, 33(9):1100-1104.
GUAN Guo-yang, JIAO Gui-qiong, ZHANG Zeng-guang, et al. Phenomenal failure criteria of a plain woven C/SiC composite[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2005, 33(9):1100-1104.
- [4] 管国阳, 矫桂琼, 张增光. 2D-C/SiC 复合材料的宏观拉压特性和失效模式[J]. 复合材料学报, 2005, 22(4):81-85.
GUAN Guo-yang, JIAO Gui-qiong, ZHANG Zeng-guang. Uniaxial macro-mechanical property and failure mode of a 2D-woven C/SiC composite[J]. Acta Material Composite Sinica, 2005, 22(4):81-85.
- [5] 潘文革, 矫桂琼, 管国阳. 二维机织碳纤维/碳化硅陶瓷基复合材料损伤分析[J]. 硅酸盐学报, 2005, 33(11):1321-1325.
PAN Wen-ge, JIAO Gui-qiong, GUAN Guo-yang. Damage analysis of plain weave carbon fiber/silicon carbide ceramic matrix composites[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2005, 33(11):1321-1325.
- [6] Stephane B. Inelastic behavior of ceramic-matrix composites[J]. Composites Science and Technology, 2001, 61: 2285-2297.
- [7] Rachid E B, Stephane B, Gerald C. Development of damage in a 2D-woven C/SiC composite under mechanical loading (II): Ultrasonic characterization[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56:1373-1382.
- [8] Gerald C, Laurent G, Stephane B. Development of damage in a 2D-woven C/SiC composite under mechanical loading (I): Mechanical characterization[J]. Composites Science and Technology, 1996, 56:1363-1372.
- [9] Weeks C A, Sun C T. Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites[J]. Composites Science and Technology, 1998, 58:603-611.
- [10] 许沐华, 王肖钧, 张刚明, 等. Kevlar 纤维增强复合材料动态压缩力学性能实验研究[J]. 实验力学, 2001, 16(1):26-

33.

XU Shu-hua, WANG Xiao-jun, ZHANG Gang-ming, et al. Experimental investigation on the dynamic compression properties of Kevlar fiber-reinforced composite laminates[J]. *Journal of Experimental Mechanics*, 2001,16(1):26-33.

[11] Futakawa M, Tannabe Y, Wakui T, et al. Dynamic effect on strength in SiC_f/SiC_m composite[J]. *International Journal of Impact Engineering*, 2001,25:29-40.

[12] 马晓青. 冲击动力学[M]. 北京:北京理工大学出版社,1992:196-207.

[13] Yotte S, Quenisset J M. Toughness characterization of damageable ceramic matrix composites[J]. *Composites: A*, 1999,30:191-201.

[14] Nandlall D, Williams K, Reza V. Numerical simulation of the ballistic response of GRP plates[J]. *Composites Science and Technology*, 1998,58:1463-1469.

[15] 蒋邦海,张若棋. 动态压缩下一种碳纤维织物增强复合材料的各向异性力学性能实验研究[J]. *复合材料学报*, 2005,22(2):109-115.

JIANG Bang-hai, ZHANG Ruo-qi. Dynamic compressive mechanical properties of a carbon fiber woven reinforced composite: Experimental study[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2005,22(2):109-115.

[16] Ravichandran G, Subhash G. Critical appraisal of limiting strain rates for compression testing of ceramics in a split Hopkinson pressure bar[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 1994,77:263-267.

[17] Sharpe W N J, Hoge K G. Specimen strain measurement in the split-Hopkinson-pressure-bar experiment[J]. *Experimental Mechanics*, 1972,12(2):570.

[18] 黄良钊,张安平. Al₂O₃陶瓷的动态力学性能研究[J]. *中国陶瓷*, 1999,35(1):13-15.

HUANG Liang-zhao, ZHANG An-ping. A study of dynamic mechanical properties on Al₂O₃ ceramics[J]. *China Ceramics*, 1999,35(1):13-15.

A strain-rate-dependent dynamic constitutive model of 2D-C/SiC composites

LIU Ming-shuang¹, LI Yu-long^{1*}, TAO Liang¹, XU Fei¹, CHENG Lai-fei²

(1. School of Aircraft, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, Shaanxi, China)

Abstract: The layer-directional compressive mechanical properties of 2-dimensional carbon-fiber-reinforced silicon carbide ceramic matrix composites (2D-C/SiC CMCs) were investigated at the strain rates of $10^{-4} \sim 2.8 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$. The static experiments were done by using the electronic universal testing machine, and the dynamic experiments were done by using the SHPB system. The results show that the dynamic compressive stress-strain curve is non-linear. The failure strength and the elasticity modulus increase, and the failure strain decreases with the strain rate. The elastic modulus is linear to the logarithm of the strain rate. A new constitutive equation, in which the rate-dependent and damage-softening effects are considered, was proposed. This equation agrees well with the experimental results.

Key words: solid mechanics; dynamical constitutive model; SHPB system; ceramic matrix composites; damage parameter

* Corresponding author: LI Yu-long

E-mail address: liyulong@nwpu.edu.cn

Telephone: 86-29-88494859