DOI: 10.11883/1001-1455(2015)01-0051-06

高应变率下航空透明聚氨酯的动态本构模型*

张龙辉[1],张晓晴[1],姚小虎[1],臧曙光[2]
(1.华南理工大学土木与交通学院,广东 广州 510640;
2.中国建筑材料检验认证中心有限公司,北京 100024)

摘要:采用低阻抗分离式霍普金森压杆对航空透明聚氨酯进行了高应变率下的动态力学性能测试,得到的应力应变曲线表现出了显著的非线性黏弹性特征。基于本构理论和实验数据,构建了航空透明聚氨酯的松弛时间应变相关的超黏弹性本构形式。该本构模型由 2 部分组成:一部分表征准静态下的超弹性行为,另一部分描述非线性应变率的相关特性。利用超黏弹性本构模型对不同应变率下航空透明聚氨酯的动态应力应变曲线进行拟合,拟合曲线与实验曲线一致性良好。

关键词:固体力学;本构模型;SHPB;航空 PU;高应变率;超黏弹性
中图分类号:O347.3 **国标学科代码**:13015 **文献标志码**:A

近年来,随着科技的发展,一大批新型工程材料不断涌现出来,随着对安全与防护的日益重视,橡胶和泡沫等低阻抗材料作为吸能缓冲材料被广泛应用在交通工具、管道、钢结构和军用设备上。因此,研究这类材料在各种冲击载荷下的动态力学行为已成为设计部门日益关注的问题。聚氨酯(简称 PU)作为橡胶的替代物,是用途最广的材料之一。弹性体动态力学性能是当今国际上高聚物弹性体力学性能研究的前沿问题,C. M. Roland 等[1]设计了一个测试弹性体高达 500 s^{-1} 应变率下的动态拉伸力学性能的滑轮冲击装置,描述了聚脲在应变率 14~573 s^{-1} 下应变达到 300%的动态拉伸行为。J. Yi 等[2]研究了聚脲和三种聚氨酯在低应变率和高应变率下的动态压缩力学行为。S. S. Sarva 等[3]研究了聚脲和聚氨酯从 0.001 s^{-1} 到 10 000 s^{-1} 宽泛应变率下的单轴压缩应力应变行为,依次在每一个应变率数量级下进行实验,聚脲和聚氨酯经过了低应变率下的橡胶态到高应变率下的玻璃态的转变。J. Shim 等[4]结合波反褶积技术,采用改装 SHPB 装置进行了聚脲在中高应变率下的动态压缩实验,并且将改装的 SHPB 装置跟传统的 SHPB 装置以及万能液压器下的实验进行了对比,验证低应变率和高应变率下该实验的有效性。A. V. Amirkhizi 等[5]研究了基于实验的考虑压力和温度效应的聚脲的线性黏弹性本构行为,该模型综合考虑了热力学能量耗散机理,WLF 时温转换和压力相关性。C. Li 等[6]建立了聚脲的超黏弹性本构关系,其中超弹性部分采用的是 Ogden 模型,非线性黏弹性部分采用非线性黏弹性模型,根据剪切模量的实验数据确定松弛时间。

航空聚氨酯胶片是用于风挡夹层玻璃的中间聚合物膜,服役温度广,基本满足航空透明件的实际服役温度;跟普通的聚氨酯相比透明性非常好,在紫外线照射下不会发黄;同时具有承受大变形和吸收冲击能的作用。透明聚氨酯胶片作为黏结层或中间层将被广泛应用于夹层透明材料的生产中,例如航空透明件(风挡玻璃、舷窗玻璃等)、高铁风挡玻璃等。上述结构和部件在使用的过程中有可能承受如高速撞击、爆炸等冲击载荷的作用,但是高性能透明聚氨酯胶片在冲击荷载下的动态力学行为和本构模型鲜有报道。因此对透明聚氨酯材料在高应变率动态加载下响应特性的研究十分重要,这将为飞机和高铁挡风玻璃的设计提供正确的材料模型和可靠的材料数据。

本文中将研究航空透明 PU 在高应变率作用下的动态力学性能。用低阻抗 Hopkinson 分离式压

* **收稿日期**:2013-05-23;**修回日期**:2013-10-17
基金项目:国家自然科学基金项目(11372113,11472110);国家国际科技合作项目(2011DFA53080);
爆炸科学与技术国家重点实验室基金项目(KFJJ14-2M)
第一作者:张龙辉(1991—),男,硕士研究生;**通讯作者**:张晓晴,tcqzhang@scut.edu.cn。

杆在应变率为 2 000～7 000 s^{-1}范围内对材料进行力学性能测试。同时结合已有的超黏弹性本构模型[7-8]构建航空透明聚氨酯的本构模型,并拟合实验结果、给出拟合参数。

1 实验装置

测试材料为美国 PPG 公司提供的 S-123 新型透明聚氨酯胶片,密度 1 180 kg/m^3。这种高性能航空级别透明聚氨酯胶片具有优异的动态力学性能、耐热性、耐化学品性、耐光降解性及耐候性。实验是在低阻抗 Hopkinson 分离式压杆装置上进行的。由于这种聚合物材料中的波阻抗低,实验中考虑了材料在 SHPB 实验中的试样尺寸设计[9],将试样加工为长 2 mm、直径 4 mm 的圆柱体。采用低阻抗的铝杆 SHPB 装置,其参数为:撞击杆的尺寸为∅14 mm×400 mm;入射杆的尺寸为∅14 mm×1 000 mm,透射杆的尺寸为∅14 mm×1 000 mm。总共做了 18 组实验,打击速度为 6.28～17 m/s。在试样两端及压杆端面均匀地涂抹一层薄薄的凡士林,尽量消除端面摩擦力的影响。

2 聚氨酯动态实验结果分析

实验中实测到的入射波、反射波及透射波原始波形的典型曲线如图 1 所示。图 2 显示了多组航空透明聚氨酯材料高应变率下的真实应力应变曲线,该材料表现出了明显的应变率效应。由不同打击速度(6.28～17.00 m/s)下的实验发现,随着打击速度的提高,航空聚氨酯材料的应变率范围为2 500～6 500 s^{-1}。对于航空聚氨酯这种高聚物材料,很难给出试样的弹性模量、屈服强度等参数。定义应变为 0.15 处对应点到原点连线的斜率来表示杨氏模量 E_g,称之为割线模量[10]。为了比较航空聚氨酯的应变率效应,取每条曲线真实应变 0.15 处对应的平台应力值 σ_s 进行比较。随着加载应变率的提高,应力值 σ_s 从 22.73 MPa 增加到 35.51 MPa。另外,该材料的割线模量随着应变率的增加而提高,从 2 500 s^{-1}下的 151.53 MPa 增加到 6 500 s^{-1}时的 236.67 MPa。

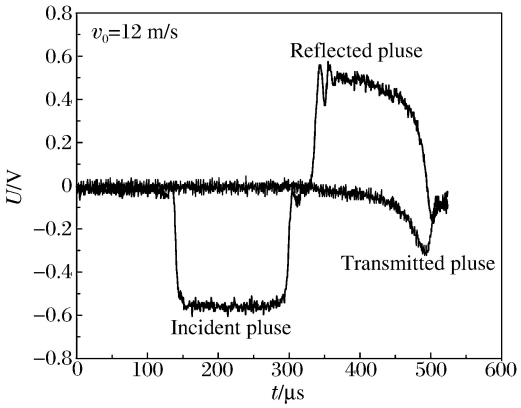

图 1 原始波形

Fig. 1 Typical original waves

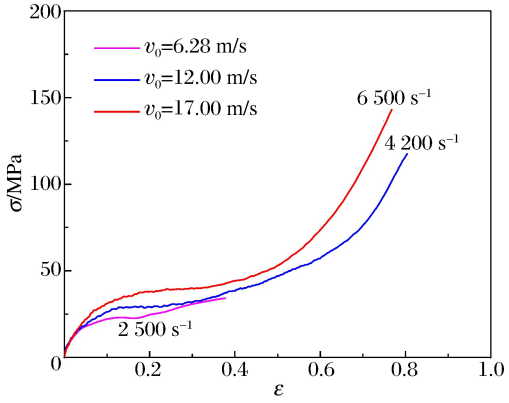

图 2 航空聚氨酯 SHPB 压缩实验应力应变曲线

Fig. 2 True stress-strain curves of the aviation polyurethane

3 超黏弹性本构模型

典型高聚物的非线性黏弹性本构行为可以用 ZWT 本构模型[11]来描述,它由一个非线性弹簧,一个低频 Maxwell 体和高频 Maxwell 体三者并联所组成。在冲击载荷下,ZWT 本构模型的低频 Maxwell 单元没有足够时间来松弛,所以由一个松弛时间可以描述材料在高应变率下的行为。航空透明聚氨酯的实验中,即使压缩应变达到 55%以上,卸载后试件也基本恢复了原状而没有残余变形。借鉴 ZWT 本构模型的思路和方法,以及 C. Li 等[6]建立的聚脲的超黏弹性本构,和 L. M. Yang[7-8]提出的高应变率下的超黏弹性本构模型,本文构建了描述航空透明聚氨酯在高应变率下的超黏弹性本构模型,如图 3 所示的并联模型。

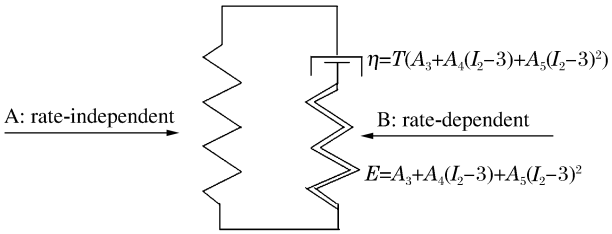

图 3　A 和 B 单元的并联本构模型

Fig. 3　Parallel mechanical elements A and B

3.1　超弹性模型

对超弹材料的建模，常用应变能函数 w 来表示，它是应变不变量（I_1，I_2，I_3）的函数。一个材料点变形前位于 X，变形后位于 x，则变形梯度 $\boldsymbol{F}=\partial x/\partial X$，左 Cauchy-Green 变形张量 $\boldsymbol{B}=\boldsymbol{F}\cdot\boldsymbol{F}^{\mathrm{T}}$，右 Cauchy-Green 变形张量 $\boldsymbol{C}=\boldsymbol{F}^{\mathrm{T}}\cdot\boldsymbol{F}$。$\boldsymbol{B}$ 的 3 个不变量为：$I_1=\mathrm{tr}(\boldsymbol{B})$，$I_2=[I_1^2-\mathrm{tr}(\boldsymbol{B}^2)]$ 和 $I_3=\det(\boldsymbol{B})$。航空聚氨酯为不可压缩材料，$I_3=1$，此时 w 为 I_1 和 I_2 的函数。

根据 R. S. Rivlin[12] 的分析，各向同性不可压缩超弹性材料的本构关系可以用左 Cauchy-Green 变形张量的不变量形式表示为：

$$\boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{e}}=-p^{\mathrm{e}}\boldsymbol{I}+\alpha_1\boldsymbol{B}+\alpha_2\boldsymbol{B}\cdot\boldsymbol{B} \tag{1}$$

式中：p^{e} 是静水压；$\alpha_1=2\left(\dfrac{\partial w}{\partial I_1}+I_1\dfrac{\partial w}{\partial I_2}\right)$；$\alpha_2=-2\dfrac{\partial w}{\partial I_2}$；$\boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{e}}$ 是 Cauchy 真应力张量。$w=(I_1,I_2)$ 是由 (I_1-3) 和 (I_2-3) 的幂指数多项式表示的应变势能函数。

材料在单轴压缩载荷下，在加载方向上的伸长比计为 λ，则 3 个主伸长比 $\lambda_1=\lambda$，$\lambda_2=\lambda_3=\lambda^{1/2}$。变形梯度 $\boldsymbol{F}$ 和左 Cauchy-Green 变形张量 $\boldsymbol{B}$ 可由下式表示：

$$\boldsymbol{F}=\begin{bmatrix}\lambda & 0 & 0\\ 0 & \lambda^{1/2} & 0\\ 0 & 0 & \lambda^{1/2}\end{bmatrix},\qquad \boldsymbol{B}=\boldsymbol{F}\cdot\boldsymbol{F}^{\mathrm{T}}=\begin{bmatrix}\lambda^2 & 0 & 0\\ 0 & \lambda^1 & 0\\ 0 & 0 & \lambda^{-1}\end{bmatrix} \tag{2}$$

静水压 p^{e} 可由单轴加载条件 $\sigma_{22}^{\mathrm{e}}=\sigma_{33}^{\mathrm{e}}=0$，以及 $B_{22}=B_{11}^{-1/2}$ 确定，则 $p^{\mathrm{e}}=\alpha_1 B_{11}^{-1/2}+\alpha_2 B_{11}$。此时

$$\sigma_{11}^{\mathrm{e}}=\alpha_1(B_{11}-B_{11}^{-\frac{1}{2}})+\alpha_2(B_{11}^2-B_{11}^{-1}) \tag{3}$$

基于航空透明聚氨酯准静态实验的结果，应变势能的形式取为 3 项 Mooney-Rivlin 模型的应变能函数去拟合实验数据：

$$W=C_{10}(I_1-3)+C_{01}(I_2-3)+C_{11}(I_1-3)(I_2-3) \tag{4}$$

在单轴压缩方向上的工程应变 $\varepsilon_{11}^{\mathrm{e}}$ 与伸长比 λ 的关系为 $\lambda=1+\varepsilon_{11}^{\mathrm{e}}$。

所以，由式(3)～(4)得到

$$\sigma_{11}^{e}=(2\lambda(1-\lambda^{-3}))(C_{10}\lambda+C_{01}+C_{11}((\lambda^2+2\lambda^{-1})-3+\lambda(\lambda^{-2}+2\lambda-3))) \tag{5}$$

静态实验设备为 INSTRON5567 电子万能材料试验机。试样长为 2 mm、直径为 4 mm。实验中采用位移加载控制方式，应变率为 0.001 s^{-1}。采用最小二乘法数据拟合技术，方程(4)中的材料参量 C_{10}、C_{01}、C_{11} 由其准静态实验应力应变数据拟合确定，图 4 表明：模型的响应和实验曲线是一致的。

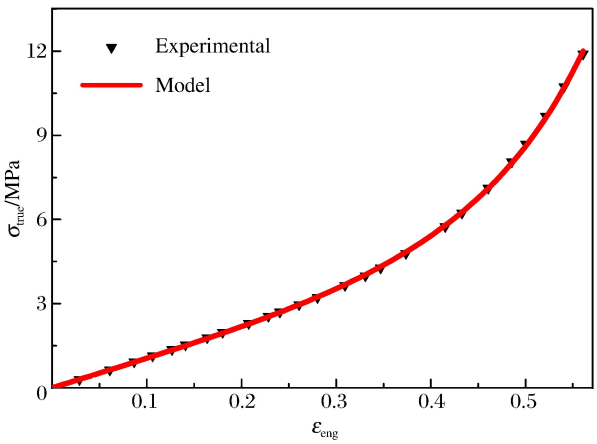

图 4　准静态压缩实验曲线与模型拟合曲线的比较

Fig. 4　Comparison between quasi-static curves of experimental data and proposed model

3.2 黏弹性本构模型

黏弹性材料最大的特点就是力学性能受之前变形的影响，其应力依赖于应变和应变率历史，如聚合物，该类材料的响应特征是衰减惯性。对于不可压缩各向同性材料的黏弹性本构模型通常用下式来示：

$$\boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{v}} = \boldsymbol{F}(t) \cdot \boldsymbol{\Omega} \cdot \boldsymbol{F}(t)^{\mathrm{T}} - p^{\mathrm{v}}\boldsymbol{I} \tag{6}$$

式中：$\boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{v}}$ 是 Cauchy 真应力张量，p^{v} 是静水压力，反映材料的不可压缩性。$\boldsymbol{\Omega}$ 为本构泛函，反映应变历史对应力的影响，为了用较少的参数描述材料有限变形下的黏弹性力学行为，将 $\boldsymbol{\Omega}$ 近似取为：

$$\boldsymbol{\Omega} = \int_{-\infty}^{t} \phi(I_1, I_2) m(t-\tau) \dot{\boldsymbol{E}}(\tau) \mathrm{d}\tau \tag{7}$$

其中应变率为：

$$\dot{\boldsymbol{E}} = \frac{1}{2}(\dot{\boldsymbol{F}}^{\mathrm{T}} \cdot \boldsymbol{F} + \boldsymbol{F}^{\mathrm{T}} \cdot \dot{\boldsymbol{F}}) \tag{8}$$

这种积分形式中的松弛函数通常被定义为一个随时间 t 衰减的松弛函数，这里假设为

$$m(t-\tau) = \sum_{i=1}^{N} \exp\left(-\frac{t-\tau}{\theta_i}\right) \tag{9}$$

式中：θ_i 为松弛时间。基于高应变率下 ZWT 模型，本文中取 $N=1$，用来描述高应变率时的情况，而不考虑低应变率范围的应变率敏感性。

聚合物的应力松弛中，不同分子链条的重新调整对应着不同的松弛时间。在材料的局部区域，松弛包括短链的快速恢复，而长链的重新调整需要更多的松弛时间[13]。对应不同的应变，弹性体包含了宽泛的链条长度，从而对应不同的松弛时间。作用较小的应变时对应较短的链条的快速恢复从而需要较短的松弛时间，而作用较大的应变则包括了不同范围的链条长度的调整从而对应较长的松弛时间。

因为松弛时间是随着应变增加而增加的，这里假设松弛时间的形式为

$$T = \varphi\left(\int \mathrm{d}\bar{\varepsilon}\right) \tag{10}$$

式中：$\bar{\varepsilon} = \sqrt{E_{ij}E_{ij}}$ 为等效应变，$\boldsymbol{E} = \frac{1}{2}(\boldsymbol{F}^{\mathrm{T}} \cdot \boldsymbol{F} - \boldsymbol{I})$ 为格林-拉格朗日应变张量。

本文中松弛时间取为最简单的形式

$$T = A_1(1 + A_2\bar{\varepsilon}) \tag{11}$$

为了增加航空透明聚氨酯本构模型的应变适用范围，$\phi(I_1, I_2)$ 取为 I'_2 的多项式形式，

$$\phi(I_1, I_2) = A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2 \tag{12}$$

式中：I'_2 为 $C(\tau)$ 的第 2 不变量，且 $I'_2 = I_2$。假设加载前材料的应力状态不影响加载后的应力状态，则时间积分下限为零。所以

$$\boldsymbol{\Omega} = \int_0^t [A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2] m\left(t-\tau, \varphi\left(\int \mathrm{d}\bar{\varepsilon}\right)\right) \dot{\boldsymbol{E}}(\tau) \mathrm{d}\tau \tag{13}$$

$$\boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{v}} = \boldsymbol{F}(t) \int_0^t [A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2] m\left(t-\tau, \varphi\left(\int \mathrm{d}\bar{\varepsilon}\right)\right) \dot{\boldsymbol{E}}(\tau) \mathrm{d}\tau \cdot \boldsymbol{F}(t)^{\mathrm{T}} - p^{\mathrm{v}}\boldsymbol{I} \tag{14}$$

将准静态本构方程与应变率相关项相加得到航空聚氨酯的超黏弹性本构方程：

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{e}} + \boldsymbol{\sigma}^{\mathrm{v}} \tag{15}$$

$$\boldsymbol{\sigma} = -(p^{\mathrm{e}} + p^{\mathrm{v}})\boldsymbol{I} + \alpha_1\boldsymbol{B} + \alpha_2\boldsymbol{B} \cdot \boldsymbol{B} + \boldsymbol{F}(t) \int_0^t [A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2] m\left(t-\tau, \varphi\left(\int \mathrm{d}\bar{\varepsilon}\right)\right) \dot{\boldsymbol{E}}(\tau) \mathrm{d}\tau \cdot \boldsymbol{F}(t)^{\mathrm{T}} \tag{16}$$

因此高应变率单轴加载下的应力可以表示为

$$\sigma_{11} = \sigma^{\mathrm{e}} + \lambda^2 \int_0^t \lambda [A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2] m\left(t-\tau, \varphi\left(\int \mathrm{d}\bar{\varepsilon}\right)\right) \dot{\lambda}(\tau) \mathrm{d}\tau - p^{\mathrm{v}} \tag{17}$$

由横向应力 $\sigma_{22} = \sigma_{33} = 0$，得到

$$p^{\mathrm{v}} = -\frac{1}{2}\lambda^{-1} \int_0^t \lambda^{-2} [A_3 + A_4(I'_2 - 3) + A_5(I'_2 - 3)^2] m\left(t-\tau, \varphi\left(\int d\bar{\varepsilon}\right)\right) \dot{\lambda}(\tau) \mathrm{d}\tau \tag{18}$$

$$\sigma_{11}=\sigma^{e}+\lambda^{2}\int_{0}^{t}\lambda\,[A_3+A_4(I'_2-3)+A_5\ (I'_2-3)^2]\,m\left(t-\tau,\varphi\left(\int \mathrm{d}\,\bar{\varepsilon}\right)\right)\dot{\lambda}(\tau)\,\mathrm{d}\tau-$$
$$\frac{1}{2}\lambda^{-1}\int_{0}^{t}\lambda^{-2}[A_3+A_4(I'_2-3)+A_5(I'_2-3)^2]m\left(t-\tau,\varphi\left(\int \mathrm{d}\,\bar{\varepsilon}\right)\right)\dot{\lambda}(\tau)\mathrm{d}\tau \tag{19}$$

采用最小二乘法拟合 2 500、4 200、6 500 s^{-1}应变率下的应力应变实验数据获得 A_1、A_2、A_3、A_4、A_5。最终获得航空聚氨酯材料本构模型参数如表 1 所示。图 5 给出了利用基于遗传积分的松弛时间应变相关的超黏弹性本构模型拟合的结果与实验结果的比较。其中，4 200 s^{-1}应变率下的应力应变曲线被用来拟合本构模型的参数，然后用此模型去预测应变率为 2 500 和 6 500 s^{-1}的本构曲线。对于 6 500 s^{-1}应变率下的实验结果与模型吻合较好，2 500 s^{-1}应变率下的实验结果比模型稍大。采用简单的形式，航空透明聚氨酯的松弛时间为 $(7+2.8\,\bar{\varepsilon})$ μs。在工程压缩应变为[0，0.55]区间内，等效应变 $\bar{\varepsilon}$ 取值为[0，0.732]，所以松弛时间为[7，9.04] μs。总体来说超黏弹性本构模型能够较好地拟合航空聚氨酯在不同应变率下的应力应变曲线，能反映材料在动态压缩加载条件下的力学行为。

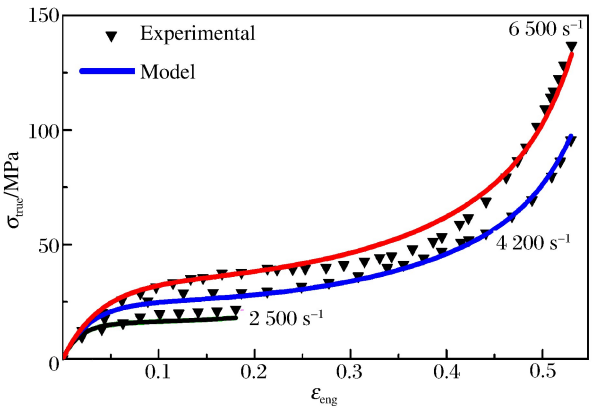

图 5 高应变率压缩实验曲线与模型拟合曲线的比较

Fig. 5 Comparison between high strain rates of experimental data and proposed model

表 1 由实验数据拟合确定的模型参量

Table 1 Parameters in proposed stress-strain equations

C_{10}/MPa	C_{01}/MPa	C_{11}/MPa	A_1/μs	A_2	A_3/MPa	A_4/MPa	A_5/MPa
−1.182	−0.069	−0.173	7	0.4	600	−185	45

4 结　论

利用低阻抗的 SHPB 装置对航空透明聚氨酯进行了动态压缩测试，结果表明，测试的航空聚氨酯材料的动态压缩行为具有明显的应变率相关性，且表现出一定的黏弹性特征。应用相关本构理论，构建了描述航空透明聚氨酯动态压缩力学性能的率相关本构模型，该模型由描述准静态响应的 Mooney-Rivlin 超弹性模型和描述高应变率响应的非线性黏弹性模型组成，理论曲线与实验得到的应力应变曲线有很好的一致性，说明提出的模型能够很好地描述航空 PU 的力学性能，为航空挡风玻璃的高性能透明聚氨酯胶片材料的研发和设计奠定了基础。

参考文献：

[1] Roland C M, Twigg J N, Vu Y, et al. High strain rate mechanical behavior of polyurea[J]. Polymer, 2007, 48(2): 574-578.

[2] Yi J, Boyce M C, Lee G F, et al. Large deformation rate-dependent stress-strain behavior of polyurea and polyurethanes[J]. Polymer, 2006, 47(1): 319-329.

[3] Sarva S S, Deschanel S, Boyce M C, et al. Stress-strain behavior of a polyurea and a polyurethane from low to high strain rates[J]. Polymer, 2007, 48(8): 2208-2213.

[4] Shim J, Mohr D. Using split Hopkinson pressure bars to perform large strain compression tests on polyurea at low, intermediate and high strain rates[J]. International Journal of Impact Engineering, 2009, 36(9): 1116-1127.

[5] Amirkhizi A V, Isaacs J, Mcgee J, et al. An experimentally-based viscoelastic constitutive model for polyurea, in-

cluding pressure and temperature effects[J]. Philosophical Magazine, 2006,86(36):5847-5866.
[6] Li C, Lua J. A hyper-viscoelastic constitutive model for polyurea[J]. Materials Letters, 2009,63(11):877-880.
[7] Yang L M, Shim V, Lim C T. A visco-hyperelastic approach to modelling the constitutive behaviour of rubber[J]. International Journal of Impact Engineering, 2000,24(6):545-560.
[8] Pouriayevali H, Guo Y B, Shim V. A constitutive description of Elastomer behaviour at high strain rates—A strain-dependent relaxation time approach[J]. International Journal of Impact Engineering, 2012,47:71-78.
[9] Chen W, Zhang B, Forrestal M J. A split Hopkinson bar technique for low-impedance materials[J]. Experimental Mechanics, 1999,39(2):81-85.
[10] 林玉亮,卢芳云,卢力.高应变率下硅橡胶的本构行为研究[J].高压物理学报,2007,21(3):289-294.
Lin Yu-liang, Lu Fang-yun, Lu Li. Constitutive behaviors of a silicone rubber at high strain rates[J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2007,21(3):289-294.
[11] 王礼立.冲击动力学进展[M].合肥:中国科学技术大学出版社,1992.
[12] Rivlin R S. Collected papers of R. S. Rivlin[M]. Berlin: Springer, 1997.
[13] Hoo Fatt M S, Xin O. Integral-based constitutive equation for rubber at high strain rates[J]. International Journal of Solids and Structures, 2007,44(20):6491-6506.

Constitutive model of transparent aviation polyurethane at high strain rates

Zhang Long-hui[1], Zhang Xiao-qing[1], Yao Xiao-hu[1], Zang Shu-guang[2]
(1. *School of Civil Engineering and Transportation, South China University of Technology, Guangzhou* 510640, *Guangdong, China*;
2. *China Building Material Test and Certification Center, Beijing* 100024, *China*)

Abstract: The uniaxial compressive properties of aviation polyurethane were investigated experimentally by using a modified aluminum split Hopkinson pressure bar apparatus. The obtained stress-strain curves presented distinct non-linear viscoelastic characteristic. Based on the constitutive theory and the experimental data, a hyper-viscoelastic constitutive model that incorporated a strain-dependent relaxation time was proposed to describe the large compressive deformation response of incompressible aviation polyurethane at high strain rates. The proposed model was made up of two parallel mechanical elements—one component to characterize quasi-static hyperelastic behavior, and the other to define rate-sensitivity and strain history dependence. The predictions of the mechanical behavior using a hyper-viscoelastic constitutive model based on strain energy functions and hereditary approach had a good agreement with experimental results.

Key words: solid mechanics; constitutive model; SHPB; aviation polyurethane; high strain rate; hyper-viscoelastic

(责任编辑 曾月蓉)