DOI: 10.11883/1001-1455-(2015)03-0312-08

MDYB-3 有机玻璃在不同应变率下的一维屈服行为*

邓小秋[1,2],李志强[1,2],周志伟[3],王志华[1,2],姚小虎[4]

(1. 太原理工大学应用力学与生物医学工程研究所,山西 太原 030024;
2. 太原理工大学材料强度与结构冲击山西省重点实验室,山西 太原 030024;
3. 中国科学院寒区旱区环境与工程研究所冻土工程国家重点实验室,甘肃 兰州 730000;
4. 华南理工大学土木与交通学院,广东 广州 510641)

摘要: 对 MDYB-3 有机玻璃进行了多组不同应变率(10^{-3}~3 000 s^{-1})下的压缩实验,得到准静态下的屈服应力与动态下的峰值应力。沿其增强与面内 2 个方向进行准静态压缩实验,以分析定向拉伸对屈服应力的影响,修正了 Ree-Eyring 模型与 Cooperative 模型以描述定向有机玻璃的屈服行为。采用 Johnson-Cook 模型描述屈服后的黏塑性行为。结果表明 Cooperative 屈服模型比 Ree-Eyring 屈服模型更接近实验结果,且能准确描述准静态屈服应力。动态压缩下的峰值应力为失效应力,说明试样在 1 500 s^{-1} 以上应变率下未达到屈服应力时已经发生破坏。Johnson-Cook 模型对于单条曲线拟合良好,但无法准确描述材料的应变率相关性。

关键词: 固体力学;准静态/动态压缩;Johnson-Cook 模型;屈服应力;MDYB-3 有机玻璃

中图分类号: O347.3 **国标学科代码**: 1301520 **文献标志码**: A

有机玻璃(polymethyl methacrylate, PMMA)是典型的黏弹性材料,为无定形非晶态的高分子聚合物,内部为由分子链缠绕交联所构成的空间结构,具有明显的应力松弛、蠕变、应变率效应等性质。MDYB-3 有机玻璃被广泛应用在航空领域,如飞机舱盖等,近年来鸟撞飞机事故频发,研究其力学性能具有重要意义。

目前对于无定形高聚物的屈服点研究多结合其黏塑性行为分析,将此类聚合物考虑为弹-黏塑性,对于屈服应力多作定性分析。实验研究方面主要研究其应变率相关性,温度相关性等[1-2],很少有理论对高聚物屈服应力进行定量分析。关于屈服应力的研究可追溯到 H. Eyring 等[3-4]的黏性理论。在此基础上,R. N. Haward 等[5]最先以三元件模型描述了材料的黏塑性,A. S. Argon 等[6]基于塑性变形扭曲机制并考虑温度和应变率,提出了相应的黏塑性本构模型。M. C. Boyce 等[7]与 E. M. Arruda 等[8]以三链结构或八链结构作为研究对象,从热学方面进行研究,考虑了分子链段扭曲导致软化,分子排列的熵变导致硬化等行为。类似的,P. D. Wu 等[9]以 n 条链结构,使离散结构趋于连续,并能用三链模型与八链模型表示。L. Anand 等[10]以连续介质理论,从热学相关理论得到聚合物的黏塑性描述,然而此类模型均未单独考虑屈服应力。而国内对于聚合的本构行为研究,多集中于屈服前的行为,如 ZWT 黏弹性模型[11]与多 Maxwell 本构模型[12],而对于屈服行为及屈服后的黏塑性行为鲜有报道。

在对高聚物屈服应力的定量分析中,C. C. Bauwens 等[13]以玻璃态转变及次级转变两个过程,描述了 Ree-Eyring 屈服模型。D. G. Fotheringham 等[14]考虑了多分子链段的联合流动,讨论了屈服过程中的作用力与恢复力。F. Povolo 等[15]结合上述两者,以联合流动模型代替 2 个 Eyring 过程描述了屈服应力。在此基础上,J. Richeton 等[16-17]运用 WLF 理论,描述了大范围温度与应变率的屈服应力,记为

* **收稿日期**: 2013-11-11; **修回日期**: 2014-03-04
基金项目: 国家自然科学基金项目(11072166);国家国际科技合作专项项目(2011DFA53080);
山西省高等学校优秀青年学术带头人基金项目(2011)
第一作者: 邓小秋(1988—),男,硕士研究生; **通讯作者**: 李志强,lizhiqiang@tyut.edu.cn。

Cooperative 屈服模型。

有机玻璃制备过程中，为了达到一定的应用性能，需对其进行改性，常见方法有共聚增韧、共混增韧、定向拉伸与复合多层等[18]。MDYB-3 有机玻璃是由聚甲基丙烯酸甲酯与耐光剂组成，在超过玻璃化转变温度 15～20 ℃（约 135 ℃）时，对有机玻璃板进行双轴定向拉伸，并冷却固化。沿垂直于板方向（增强方向，Normal direction）的分子链排列较为有序，从而增强了其力学性能，而平行板方向（面内方向，Parallel direction）仍为无序。

而对高聚物的黏塑性研究，大多模型参数较多或分析方法过于复杂，不具有广泛应用性[5-10]。Johnson-Cook 模型多用于金属材料的黏塑性行为的描述[19-21]，尚没有关于使用 Johnson-Cook 模型描述定向有机玻璃黏塑性行为的报道。

本文中对 MDYB-3 有机玻璃进行了准静态与动态（10^{-3}～3 000 s^{-1}）压缩实验，同时沿增强方向和面内方向进行应变率 10^{-3} s^{-1}的压缩实验，根据增强方向与面内方向屈服应力的关系，修正 Ree-Eyring 模型与 Cooperative 模型在准静态压缩下对屈服应力的描述，并以此判断动态压缩是否达到屈服应力。结果表明：Cooperative 屈服模型比 Ree-Eyring 屈服模型更接近实验结果，且能准确描述准静态屈服应力。Johnson-Cook 模型对于单条曲线拟合良好，但无法准确描述材料的应变率相关性。

1　实　验

MDYB-3 有机玻璃由中国建材研究总院提供，准静态和动态压缩实验分别在国产万能材料试验机与 SHPB 装置上完成，实验环境温度分别约为 5℃和 13℃。试件均由 5 mm 厚的有机玻璃板加工而成。准静态实验试件尺寸∅5 mm×5 mm，动态实验试件尺寸∅10 mm×5 mm，沿增强方向加载。加工边长5 mm的立方体试件，分别沿增强方向和面内方向加载。SHPB 入射杆与透射杆均为高强钢，长度 400 mm，子弹长度 200 mm，直径均为 14 mm。准静态实验应变率范围为 0.001～1 s^{-1}，动态实验应变率范围为 1 500～3 000 s^{-1}，立方体试件在 2 个方向的应变率均为 0.001 s^{-1}。

实验前后典型的材料变形与破坏如图 1 所示，所得应力应变曲线如图 2 所示，实验具有很高的重复性，从图 2 可得到各个应变率下的屈服应力和峰值应力。结合变形破坏模态与应力应变曲线，材料具有明显的应变率效应，屈服应力随应变率增大而增大。准静态压缩下，材料屈服主要表现为韧性，其破坏应变至少可达 0.35 以上，较低应变率下甚至可达 0.5。而动态压缩主要表现为脆性，应变达 0.1～0.2 时，已经破坏失效，然而对于材料的峰值应力是否达到屈服应力并无定论。本文中将从屈服模型得到屈服应力，与实验得到峰值应力对比说明这一问题。

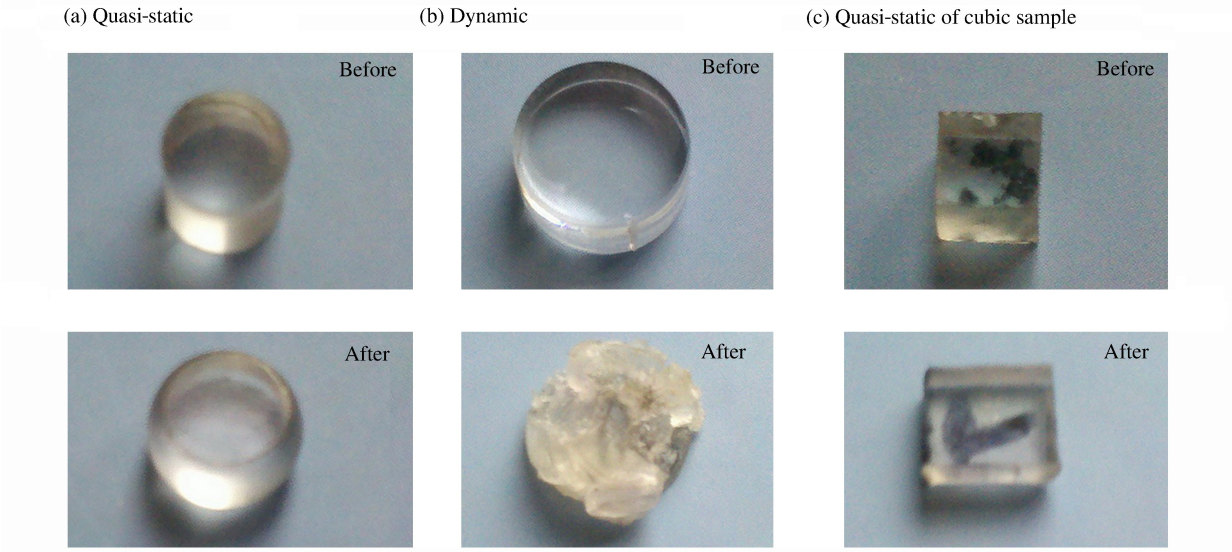

图 1　实验前后 MDYB-3 有机玻璃的压缩变形形态

Fig. 1　Deformation of MDYB-3 PMMA before and after compression tests

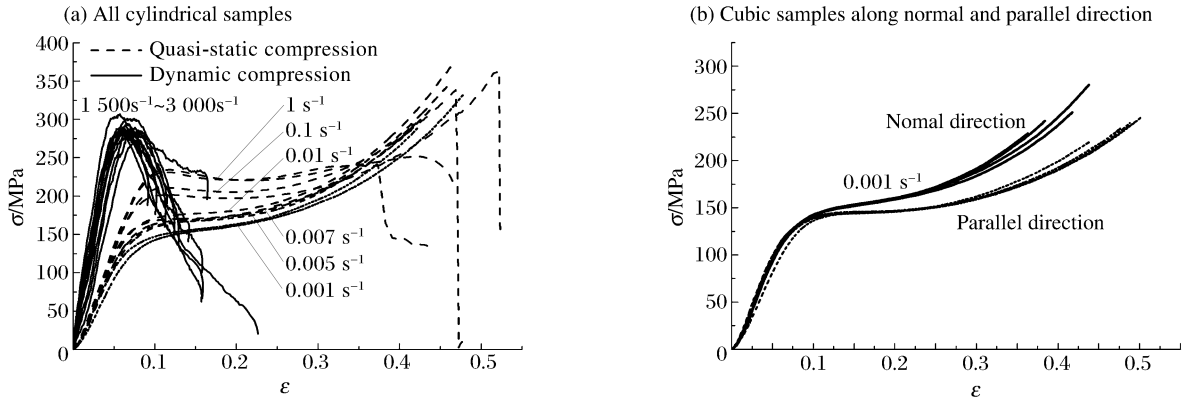

图 2 实验所得有机玻璃应力应变曲线

Fig. 2 The stress of PMMA varied with strain in tests

实验中材料呈现出的屈服行为可从 2 个方面进行分析[7],一方面存在分子链段的运动,使其出现应变软化现象;另一方面,分子链段运动,逐渐排序有序,导致熵变阻力增大,使材料出现应变硬化的现象。两方面此消彼长,共同导致了材料的黏塑性行为。在较低应变率条件下,屈服应力不明显,因为实验温度较低,分子链段运动能力较弱,抑制了应变软化;同时定向拉伸后使分子沿垂直板方向变得有序,增强了应变硬化。对于此类曲线,若按照 0.2%残余应变取其屈服应力,因加载前期出现非线性且该取法多用于金属材料,误差较大,取应变为 0.12 时的应力为屈服应力。

从图 2(b)中不难发现,应变率同为 0.001 s^{-1} 条件下,屈服前,增强方向与面内方向的结果完全一致,说明有机玻璃的分子链排序不影响其刚度,且其黏弹性行为完全一致。屈服后,增强方向的流动应力明显高于面内方向。与上述讨论相似,等温同应变率下,其分子链段的变形移动能力相近,然而经过热拉冷固加工后,增强方向比面内方向具有更高的有序性,从而增加了其变形的熵变阻力,增强了应变硬化效应,使其屈服应力不明显。从图中可得到增强方向的屈服应力为 151.7 MPa,面内方向的屈服应力为 143.9 MPa。

2 理论模型

2.1 Ree-Eyring 屈服模型

最初的 Ree-Eyring 模型是基于其黏性定理[3-4],描述屈服的产生是因为高聚物内部分子链发生了移动,产生剪切应力,使高分子结构内部发生黏性流动。然而有机玻璃随温度或应变率变化会出现玻璃态转变(α 转变)和低温(或高应变率)下的次级转变(β 转变),C. C. Bauwens 等[13]则同时考虑了次级转变,将 Ree-Eyring 屈服模型分开成 α 转变与 β 转变 2 项进行描述:

$$\sigma_y = A_\alpha T\left[\ln(2C_\alpha\dot{\varepsilon}) + \frac{Q_\alpha}{kT}\right] + A_\beta T \sinh^{-1}(C_\beta\dot{\varepsilon}\, e^{\frac{Q_\beta}{kT}}) \tag{1}$$

式中:σ_y 为一维屈服应力,T 为绝对温度,$\dot{\varepsilon}$ 为应变率,$k = 1.38\times10^{-23}$ J/K,为波尔兹曼常数;$A_\alpha = 6.958$ kPa/K,$A_\beta = 36.652$ kPa/K,$C_\alpha = 5.00\times10^{-52}$ s 和 $C_\beta = 4.67\times10^{-17}$ s 为活化相关参数;$Q_\alpha = 412$ kJ/mol,$Q_\beta = 107$ kJ/mol 分别为 α 转变与 β 转变对应活化能。

2.2 Cooperative 屈服模型

在 Ree-Eyring 黏性理论基础上,J. Richeton 等[16]用联合流动模型代替了 Ree-Eyring 模型中的 α 与 β 转变对屈服应力的影响,并推断活化能为 β 松弛时的能量,提出了 Cooperative 屈服模型。该模型描述了材料的应变率和温度相关性,并通过时/温等效理论(WLF),将可描述温度范围扩展到玻璃态转变温度以上。描述玻璃态温度以下屈服应力的具体表达式为:

$$\sigma_y = \sigma(0) - mT + \frac{2kT}{V}\sinh^{-1}\left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{e^{-\frac{\Delta H_\beta}{kT}}}\right)^{\frac{1}{n}} \tag{2}$$

式中：$\sigma(0)$为 0 K 时的内部应力，为屈服应力与有效应力之差。m 为材料参数，V 为活化体积，T 为绝对温度，k 为波尔兹曼常数，n 为描述分子链段联合移动的材料参数，$\dot{\varepsilon}_0$ 为前置指数应变率，ΔH_β 为 β 松弛活化能，具体参数可参考文献[16]。

2.3　Johnson-Cook 模型

Johnson-Cook 是一个基于实验，通过数值方法得到的唯象模型[22]，可用于描述应变率和温度相关的黏塑性行为，在金属领域被广泛应用，其具体表达式为：

$$\sigma=(A+B\varepsilon_p^n)(1+C\ln\dot{\varepsilon}^*)(1-T^{*m}) \tag{3}$$

式中：σ 和 ε_p 分别为等效流动应力和等效塑性应变，一维条件下为实验得到的应力与塑性应变；$\dot{\varepsilon}^*$ 为量纲一塑性应变率，$\dot{\varepsilon}^*=\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0$，$\dot{\varepsilon}$ 为应变率，$\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率，取 0.1 s^{-1}；$T^*=(T-T_r)/(T_m-T_r)$，T 为绝对温度，T_r 和 T_m 分别为室温和熔点；A、B、n、C、m 均为材料参数。

3　结果和讨论

3.1　屈服行为

在应用上述模型时，所使用的材料参数均来自普通有机玻璃，未进行定向拉伸处理，而本文中研究对象为 MDYB-3 有机玻璃，根据 0.001 s^{-1}下立方体试件的实验研究，可得增强方向屈服应力比面内方向屈服应力高，因此需要对模型进行修正。

对于面内方向，其内部分子结构受定向拉伸影响较小，分子排序仍为无序，因此可以认为该方向力学特性与常规非定向有机玻璃相同，2 种模型可直接用以描述。在应变率 $10^{-3}s^{-1}$，温度为 5 ℃条件下，Ree-Eyring 模型与 Cooperative 模型的屈服应力分别为 130.2 和 139.8 MPa，Cooperative 模型描述更接近实验值 143.9 MPa。对于同一块有机玻璃板加工得到的试件，沿增强方向与面内方向屈服应力必存在一定关系。根据 2 种模型结果[16]，对于有机玻璃，屈服应力与对数应变率近似成线性关系。若用两个模型描述 MDYB-3 有机玻璃，则沿增强方向和面内方向得到屈服应力-对数应变率曲线接近两条平行的直线，因此，沿增强方向与沿面内方向的屈服应力之差可近似为一定值。由立方体试件实验结果，差值为 7.8 MPa。即在描述增强方向时，需在 2 个模型基础上增加 7.8 MPa 以修正。Ree-Eyring 屈服模型修正为：

$$\sigma_y=A_\alpha T\left[\ln(2C_\alpha\dot{\varepsilon})+\frac{Q_\alpha}{kT}\right]+A_\beta T\sinh^{-1}(C_\beta\dot{\varepsilon}e^{\frac{Q_\beta}{kT}})+7.8\ \text{MPa} \tag{4}$$

Cooperative 屈服模型修正为：

$$\sigma_y=\sigma(0)-mT+\frac{2kT}{V}\sinh^{-1}\left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{e^{-\frac{\Delta H_\beta}{kT}}}\right)^{\frac{1}{n}}+7.8\ \text{MPa} \tag{5}$$

准静态压缩实验得到屈服应力、修正后的 Ree-Eyring 屈服模型与 Cooperative 屈服模型在 5 ℃下的屈服应力-对数应变率曲线，如图 3 所示。结果显示 Cooperative 屈服模型要优于 Ree-Eyring 模型，Cooperative 屈服模型能准确描述实验的屈服应力，而 Ree-Eyring 模型要比实验值低。这与文献结果相似，造成 2 个模型差别的原因是两者对于屈服应力描述的依据及分析不同。

上述实验结果显示，在高速冲击下(1 500～3 000 s^{-1})，MDYB-3 有机玻璃已经破坏，然而无法判定其是否达到屈服应力后才破坏。图 4 所示为 13 ℃时，动态压缩实验得到峰值应力(图中实验点)和修正前后屈服应力与对数应变率的关系。动态压缩实验的峰值应力很接近此 Ree-Eyring 屈服应力，但仍普遍小于该值，且均小于此 Cooperative 屈服应力。而未修正的 2 个模型可用于描述非定向有机玻璃，因此可得到 MDYB-3 有机玻璃动态失效应力小于非定向有机玻璃的屈服应力。

从图中还可以看出，峰值应力非常接近理论曲线，说明材料已经进入塑性段。分别以修正后的 Ree-Eyring 屈服模型与 Cooperative 屈服模型的屈服应力-对数应变率曲线比较。显然只有 2 个峰值应力点才大于修正 Ree-Eyring 屈服应力，而小于修正 Cooperative 屈服应力；大部分峰值点均未达到修正 Ree-Eyring 屈服应力。可以认为 MYDB-3 在本文中实验温度，动态冲击范围内(1 500～3 000 s^{-1})下，

未达到屈服应力状态已经失效破坏。

MDYB-3 有机玻璃的屈服与失效行为可从微观进行解释，在材料进入塑性段后，分子链段开始局部移动。低应变率时，材料表现韧性，未出现明显裂纹，分子链段的移动增多及增强，达到屈服应力后出现应变软化。在动态条件下，应变率较高，进入塑性段后，分子移动的同时出现了银纹，应变逐渐增大时，分子移动还没有达到软化点，银纹已逐渐扩展成裂纹，导致材料失效破坏。MDYB-3 有机玻璃在应变率 1 500～3 000 s^{-1} 动态冲击下未达屈服应力即破坏，可以得到在更高应变率条件下，试件的松弛时间更短，也将出现未达到屈服应力即破坏的现象，在 1 500 s^{-1} 以上应变率均有这种特性。

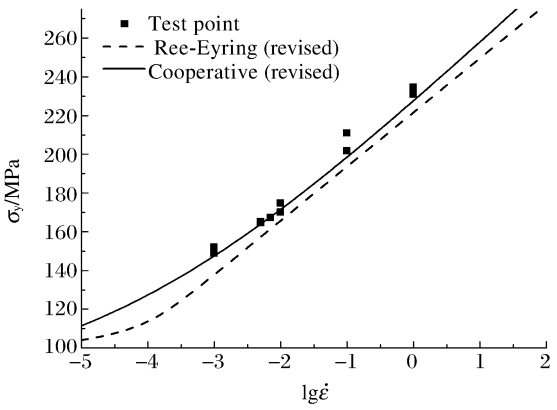

图 3 修正屈服模型的准静态屈服应力与应变率对数曲线

Fig. 3 The quasi-static stress of the two revised yield models varied with the logarithmic strain rate

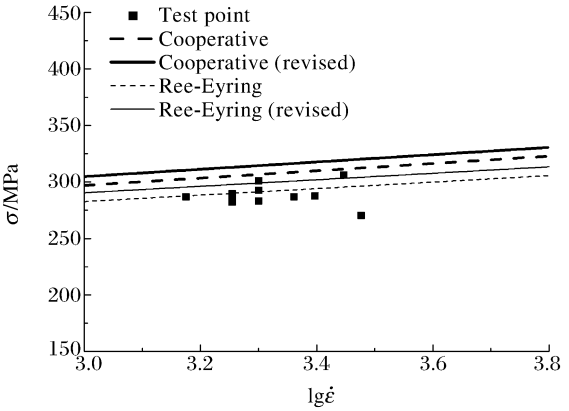

图 4 修正屈服模型的动态应力与应变率对数曲线

Fig. 4 The dynamic stress of the two revised yield models varied with the logarithmic strain rate

3.2 黏塑性行为

对 MDYB-3 有机玻璃的黏塑性行为进行描述时，需要先确定塑性起点。Johnson-Cook 模型最初用于金属材料，而对于金属材料，弹性范围一般不存在黏性影响，且屈服应力离塑性起点很近，可近似将屈服应力作为塑性起点。而 MDYB-3 有机玻璃具有典型的黏弹性，其屈服前的非线性区域较大。本文中将不考虑屈服前黏性的影响，得到弹-黏塑性本构，尝试使用 2 种方法得到塑性起点：(1)认为弹性极限为塑性起点；(2)参考金属材料做法，将屈服极限作为塑性起点，只描述屈服极限后的黏塑性行为。

2 种方法均选取 0.1 s^{-1} 作为参考应变率，同在室温下，温度相关的最后一项乘子变成 1，对结果没影响，Johnson-Cook 模型简化为：

$$\sigma=(A+B\varepsilon_{\mathrm{p}}^{n})(1+C\ln\dot{\varepsilon}^{*}) \tag{6}$$

图 5 所示为以弹性极限作为塑性起点时，式(6)的曲线。先对黏弹性段近似直线的区域拟合直线(图中虚线所示)，确定弹性极限时的应变为 0.059，并以其作为塑性零点。对于参考应变率下的曲线，$\dot{\varepsilon}^{*}=1$，最后一项乘子也变成 1。总应变为0.059对应塑性应变 $\varepsilon_{\mathrm{p}}^{n}=0$，则塑性起点应力即为模型中的 $A=153$ MPa。以最小二乘法拟合时，不考虑后部强化段，得到 $B=64.9$ MPa，$n=0.161$。显然拟合结果与实验结果相差很远，即无法使用 Johnson-Cook 模型原始定义对曲线进行拟合。

以屈服极限作为塑性起点时，采用上述相同的方法，先根据参考应变率下的单条曲线，对式(6)进行拟合，此时应变率相关项变成 1，根据屈服极限点(0.109，201 MPa)，得到 $A=201$ MPa。然后使用最小二乘法拟合参考应变率曲线，得到 $B=3\,280$ MPa、$n=3.38$。最后确定式(6)中的参数 C，对于各应变率下塑性应变 $\varepsilon_{\mathrm{p}}^{n}$ 为 0 的点，根据准静态屈服应力与应变率的关系，可拟合得到 C 为0.062 6。

于是得到 MDYB-3 有机玻璃的 Johnson-Cook 本构关系为：

$$\sigma=(201+3\,280\varepsilon_{\mathrm{p}}^{3.38})(1+0.062\,6\ln\dot{\varepsilon}^{*})(1-T^{*m}) \tag{7}$$

因为准静态压缩在 5 ℃下进行，动态压缩在 13 ℃下进行，为了描述动态压缩，还需要引入式(3)中的温度相关项。在应变率相同情况下，温度差别导致的应力差别与($T_{\mathrm{m}}-T$)成正比，MDYB-3 有机玻

璃为非晶结构，无固定熔点，T_m 取其软化温度 118 ℃[23]，则可通过该比例 $\frac{T_m-13}{T_m-5}$ 将 5 ℃时的动态 Johnson-Cook 模型转换到 13 ℃。图 6 给出了应变率为 1 800 和 2 800 s^{-1}时，式(7)中 Johnson-Cook 本构关系曲线与实验曲线的对比。从图中可以看出，参考应变率 0.1 s^{-1}的实验曲线拟合较为吻合，其他准静态应变率的实验曲线均从屈服极限开始发生偏离。

观察 Johnson-Cook 模型规律，在描述不同应变率时接近平行，而实际实验过程中，材料的应变硬化与应变率紧密相连，随应变率增大，应变硬化速度有所减缓，这与松弛时间减小有关，而 Johnson-Cook 模型未能描述此状态。同时，无论使用哪种方法，Johnson-Cook 模型都是单调递增的，也无法描述材料的应变软化行为。对于动态压缩，Johnson-Cook 模型起点(屈服应力)要高于峰值应力，可结合上述对屈服应力的比较，因材料破坏，应力随应变急速下降，而本文中的修正 Johnson-Cook 模型描述了理想的黏塑性行为，没有考虑损伤，自然无法对应。

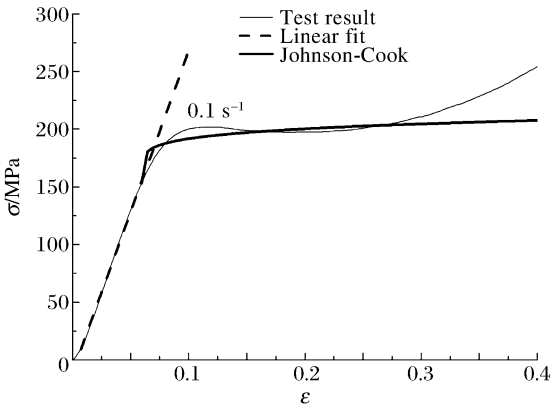

图 5　塑性起点为弹性极限的修正 Johnson-Cook 公式曲线

Fig. 5　Revised Johnson-Cook model with the plastic starting point of elastic limit

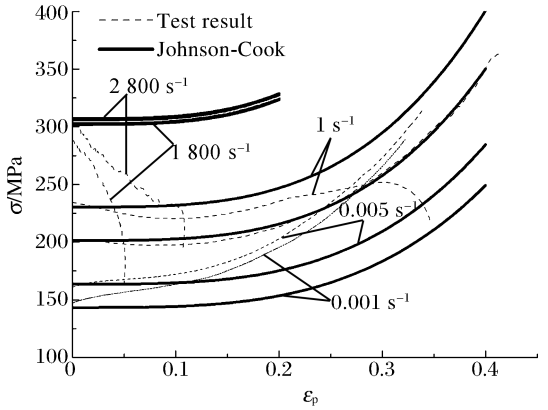

图 6　塑性起点为屈服极限的修正 Johnson-Cook 公式曲线

Fig. 6　Revised Johnson-Cook model with the plastic starting point of yield limit

4　结　论

本文中对 MDYB-3 有机玻璃进行了多组不同应变率下(10^{-3}～3 000 s^{-1})的压缩实验，得到各屈服应力与动态下的峰值应力，同时对立方体试件进行了不同方向的屈服行为研究。修正了 Ree-Eyring 屈服模型与 Cooperative 屈服模型以描述 MDYB-3 有机玻璃。结果表明修正 Cooperative 屈服模型能准确描述准静态屈服应力，比 Ree-Eyring 屈服模型较好。判定了动态压缩下的峰值应力为失效应力，且材料在 1 500 s^{-1}以上应变率条件下，未达到屈服应力已发生破坏。

使用 Johnson-Cook 模型描述 MDYB-3 黏塑性行为时，需以屈服应力对应点为塑性开始点，模型对参考应变率下结果拟合良好，而无法描述其他应变率下的行为，且无法描述应变软化现象。若要使用该模型，需先修正其对应变率及温度相关性的描述。

参考文献：

[1]　Li Zhou-hua, Lambros J. Strain rate effects on the thermomechanical behavior of polymers[J]. International Journal of Solids and Structures, 2001, 38(20):3549-3562.

[2]　Chen W, Lu F, Cheng M. Tension and compression tests of two polymers under quasi-static and dynamic loading [J]. Polymer Testing, 2002,21(2):113-121.

[3]　Eyring H. Viscosity, plasticity, and diffusion as examples of absolute reaction rates[J]. The Journal of Chemical Physics, 1936,4(4):283-291.

[4]　Taikyue R, Eyring H. Theory of non-Newtonian flow: Ⅰ: Solid plastic system[J]. Journal of Applied Physics, 1955,26(7):793-800.

[5] Haward R N, Thackray G. The use of a mathematical model to describe isothermal stress-strain curves in glassy thermoplastics[J]. Proceedings of the Royal Society of London A, 1968,302(1471):453-472.

[6] Argon A S. A theory for the low-temperature plastic deformation of glassy polymers[J]. Philosophical Magazine, 1973,28(4):839-865.

[7] Boyce M C, Parks D M, Argon A S. Large inelastic deformation of glassy polymers: Part Ⅰ: Rate dependent constitutive model[J]. Mechanics of Materials, 1988,7(1):15-33.

[8] Arruda E M, Boyce M C. A three-dimensional constitutive model for the large stretch behavior of rubber elastic materials[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1993,41(2):389-412.

[9] Wu P D, Giessen E V D. On improved network models for rubber elasticity and their applications to orientation hardening in glassy polymers[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1993,41(3):427-456.

[10] Anand L, Gurtin M E. A theory of amorphous solids undergoing large deformations, with application to polymeric glasses[J]. International Journal of Solids and Structures, 2003,40(6):1465-1487.

[11] 王礼立,Pluvinage G,Labibes K.冲击载荷下高聚物动态本构关系对粘弹性波传播特性的影响[J].宁波大学学报:理工版,1995,8(3):30-57.
Wang Li-li, Puvinage G, Labibes K. The influence of dynamic constitutive relations of polymers at impact loading on the viscoelastic wave propagation character[J]. Journal of Ningbo University: Natural Science and Engineering Edition, 1995,8(3):30-57.

[12] 吴衡毅,马钢,夏源明. PMMA 低、中应变率单向拉伸力学性能的实验研究[J].实验力学,2005,20(2):193-199.
Wu Heng-yi, Ma Gang, Xia Yuan-ming. Experimental study on mechanical properties of PMMA under unidirectional tensile at low and intermediate strain rates[J]. Journal of Experimental Mechanics, 2005,20(2):193-199.

[13] Bauwens C C, Bauwens J C, Homès G. Tensile yield-stress behavior of glassy polymers[J]. Journal of Polymer Science Part A-2: Polymer Physics, 1969,7(4):735-742.

[14] Fotheringham D G, Cherry B W. The role of recovery forces in the deformation of linear polyethylene[J]. Journal of Materials Science, 1978,13(5):951-964.

[15] Povolo F, Hermida E B. Phenomenological description of strain rate and temperature-dependent yield stress of PMMA[J]. Journal of Applied Polymer Science, 1995,58(1):55-68.

[16] Richeton J, Ahzi S, Daridon L, et al. A formulation of the cooperative model for the yield stress of amorphous polymers for a wide range of strain rates and temperatures[J]. Polymer, 2005,46(16):6035-6043.

[17] Richeton J, Ahzi S, Vecchio K S, et al. Influence of temperature and strain rate on the mechanical behavior of three amorphous polymers: Characterization and modeling of the compressive yield stress[J]. International Journal of Solids and Structures, 2006,43(7/8):2318-2335.

[18] 董绍胜,魏月贞,白永平,等.耐热有机玻璃的研制[J].高分子材料科学与工程,2000,16(1):173-175.
Dong Shao-sheng, Wei Yue-zhen, Bai Yong-ping, et al. Study on the heat resistant PMMA[J]. Polymer Materials Science and Engineering, 2000,16(1):173-175.

[19] 胡昌明,贺红亮,胡时胜.45 号钢的动态力学性能研究[J].爆炸与冲击,2003,23(2):188-192.
Hu Chang-ming, He Hong-liang, Hu Shi-sheng. A study on dynamic mechancial behaviors of 45 steel[J]. Explosion and Shock Waves, 2003,23(2):188-192.

[20] 张宏建,温卫东,崔海涛,等.不同温度下 IC10 合金的本构关系[J].航空学报,2008,29(2):499-504.
Zhang Hong-jian, Wen Wei-dong, Cui Hai-tao, et al. Constitutive analysis of alloy IC10 at different temperatures [J]. Acta Aeronautica Et Astronautica Sinica, 2008,29(2):499-504.

[21] 林木森,庞宝君,张伟,等.5A06 铝合金的动态本构关系实验[J].爆炸与冲击,2009,29(3):306-311.
Lin Mu-sen, Pang Bao-jun, Zang Wei, et al. Experimental investigation on a dynamic constitutive relationship of 5A06 Al alloy[J]. Explosion and Shock Waves, 2009,29(3):306-311.

[22] Johnson G R, Cook W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures[C]// Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics. Netherlands: International Ballistics Committee, 1983:541-547.

[23] 《中国航空材料手册》编辑委员会.中国航空材料手册[M].2 版.北京:中国标准出版社,2001.

One-dimensional yield behavior of MDYB-3 polymethyl methacrylate at different strain rates

Deng Xiao-qiu[1,2], Li Zhi-qiang[1,2], Zhou Zhi-wei[3],
Wang Zhi-hua[1,2], Yao Xiao-hu[4]

(1. *Institute of Applied Mechanics and Biomedical Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan* 030024, *Shanxi, China*;
2. *Shanxi Key Laboratory of Material Strength and Structure Impact, Taiyuan University of Technology, Taiyuan* 030024, *Shanxi, China*;
3. *State Key Laboratory of Frozen Soil Engineering, Cold and Arid Regions Environmental and Engineering Research Institute, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou* 730000, *Gansu, China*;
4. *School of Civil Engineering and Transportation, South China University of Technology, Guangzhou* 510641, *Guangdong, China*)

Abstract: Several groups of compression tests at different strain rates(10^{-3}～3 000 s^{-1}) are carried out for MDYB-3 polymethyl methacrylate. Yield stress in the quasi-static tests and peak stress in the dynamic tests are obtained. Compression tests are performed along normal direction and parallel directions of samples to analyze the effect of orientation stretching on yield stress. Ree-Eyring model and Cooperative model are revised to describe the yield behavior of directional PMMA. Viscoplastic behaviors after yield are attempted to be described using Johnson-Cook model. The results of Cooperative yield model are shown to be closer to the test results than those of Ree-Eyring yield model. Cooperative yield model can describe the yield stress of quasi-static tests accurately. Peak stress in dynamic compression test is failure stress, which means that samples fail before yield at the strain rate above 1 500 s^{-1}. The fitting results reveal that Johnson-Cook model can describe a single stress-strain curve well, but it cannot predict the dependence of strain rate.

Key words: solid mechanics; quasi-static/dynamic compression; Johnson-Cook model; yield stress; MDYB-3 polymethyl methacrylate

(责任编辑　王易难)