

有机玻璃在高应变率下的损伤型非线性粘弹性本构关系及破坏准则

周风华* 王礼立*** 胡时胜*

(* 中国科学技术大学 合肥 230026)

(** 宁波大学 宁波 315020)

摘要 对两种有机玻璃高应变率下的大变形和破坏行为进行了实验研究。通过改进文献[2]本构关系的非线性弹性项并引入损伤参量,建立了一个适用于更大变形范围、能描述“应力平台”及“本构失稳”的损伤型非线性粘弹性本构方程。相应地,从临界损伤量概念出发,提出以应变和应变率为控制变量的破坏准则。不论是本构关系还是破坏准则,理论计算均与试验结果吻合良好。

关键词 非线性粘弹性本构关系 损伤 高应变率 破坏准则 有机玻璃

一、引言

高聚物力学性能的研究由来已久,但大都限于线性粘弹性范畴,有关实验且主要在常规的低应变率下进行^[1]。对于冲击载荷作用下必会涉及的高应变率和大变形下的非线性本构行为,则是近一、二十年来才愈来愈引起重视的。其中,中国科技大学在朱兆祥和王礼立领导下曾开展了一系列有关研究。首先,唐志平等根据对环氧树脂在 $10^{-4} \sim 10^6 s^{-1}$ 应变率范围内的实验结果,以 Green—Rivlin 多重积分非线性本构理论为基础,提出一个适用于冲击工程的非线性粘弹性本构关系^[2,3],即应力 σ 、应变 ϵ 和应变率 $\dot{\epsilon}$ 间有如下关系:

$$\begin{aligned} \sigma(t) = & E_0 \epsilon(t) + \alpha \epsilon^2(t) + \beta \epsilon^3(t) + E_1 \int_0^t \dot{\epsilon}(\tau) \exp\left(-\frac{t-\tau}{\theta_1}\right) d\tau \\ & + E_2 \int_0^t \dot{\epsilon}(\tau) \exp\left(-\frac{t-\tau}{\theta_2}\right) d\tau \end{aligned} \quad (1)$$

式中前三项与应变率无关,表征材料的非线性弹性响应;后两积分项则分别代表低应变率及高应变率下的 Maxwell 粘弹性响应。杨黎明等^[4-6]的进一步研究表明,式(1)可推广应用于聚碳酸酯、ABS、尼龙6、PBT 等热塑性塑料及其纤维增强复合材料。徐大本等^[7,8]则把该式推广到不同温度下环氧树脂的热粘弹性行为,并讨论了应变率-温度等效性,或即时间-温度等效性。这些研究对高聚物非线性粘弹性本构理论的发展无疑是有意义的,但限于最大应变到7%左右。在更大变形,特别是接近材料破坏的大变形下,其本构关系与破坏准则,则尚需作进一步研究。

本课题由国家自然科学基金支持
1990年9月5日收到原稿,1992年4月13日收到修改稿。

二、试验方法和结果

选用两种有机玻璃作为试验材料:普通级 1*PMMA 和航空级 2*PMMA。试验均在室温下进行。

低应变率试验在岛津 DC-500 型材料试验机上进行,试件应变率分别为 $1.6 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 、 $1.6 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 和 $1.6 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ 。高应变率试验则在自制的电脑化 Hopkinson 压杆装置上进行,试件应变率达 $10^2 \sim 10^3 \text{s}^{-1}$ 量级,详可参阅文献[2~9],但本试验着重于更大变形直至破坏行为的研究。

两种 PMMA 在不同应变率下的典型的应力-应变曲线如图 1 所示。两者均表现出明显的应变率效应,呈相似的粘弹本构特性;虽然,2*PMMA 的流变抗力一般比 1*PMMA 约高 20%。

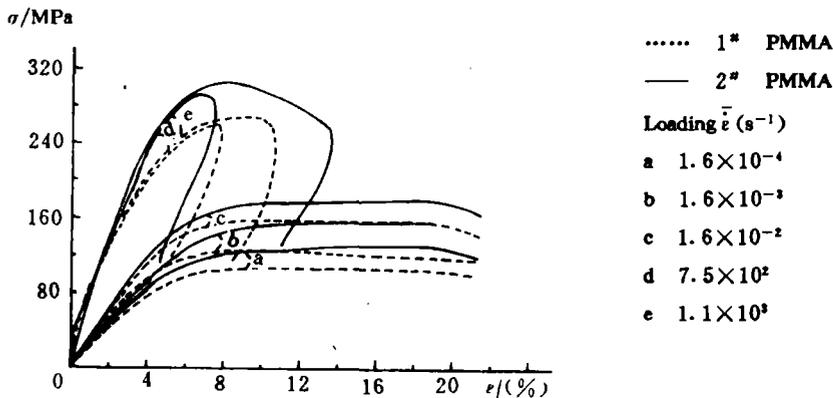


图 1 1*和 2*有机玻璃在不同应变率下的实测应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves measured at different strain-rates for 1* and 2* PMMA

在 $\epsilon \leq 7\%$ 范围内的本构行为,文献[2~9]已作详细讨论。本文着重研究在更大变形范围的本构关系和破坏特征,这时有如下几点值得注意:

1. 各种 $\dot{\epsilon}$ 下的 $\sigma-\epsilon$ 曲线斜率 $d\sigma/d\epsilon$ 均随 ϵ 增大逐渐减小。当应变足够大时,或者斜率趋于零,出现一段水平的“应力平台”;或者出现与试件破坏相对应的应力极值点(本构失稳)。并且,这一现象随 $\dot{\epsilon}$ 的增加而更明显。

2. 低 $\dot{\epsilon}$ 下,试件可经受 30%~40% 压缩变形,而不破坏,这时卸载后有残余变形;而在高 $\dot{\epsilon}$ 下,试件则很少有压缩变形超过 10% 而不破坏的,呈所谓的“冲击脆化”;并且在试件整体破坏前,实际上总可观察到分布于透明试件内部的微裂纹形式的损伤。对于这类试件卸载后无可觉察的整体残余变形;且如经受第二次加载则往往破坏。这表明高 $\dot{\epsilon}$ 下的脆性破坏是以微裂纹损伤的形成和发展为前导的。

3. 对高 $\dot{\epsilon}$ 下试件破坏行为的进一步观察还发现,在给定 $\dot{\epsilon}$ 下,微裂纹随 ϵ 而增多,如图 2 所示。而另一方面,随 $\dot{\epsilon}$ 增高,则有破断应力 σ_f 提高而破断应变 ϵ_f 降低的倾向。这表明:PMMA 内部损伤的演化,从而动态破坏,同时依赖于应变和应变率。

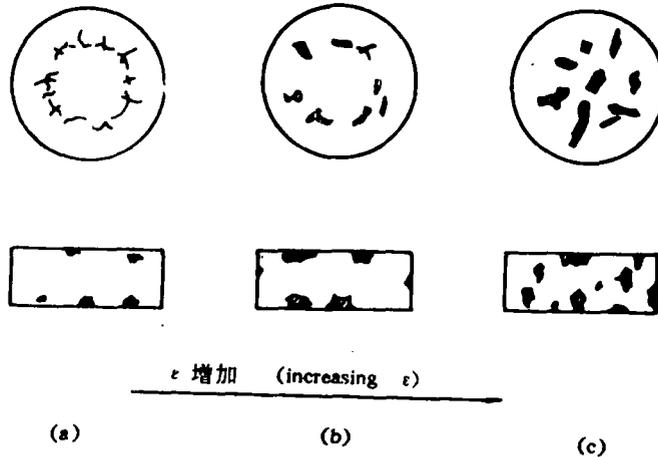


图 2 随应变增加, PMMA 试件内部微裂纹的分布
 Fig. 2 Micro-crack distribution with in PMMA specimens with increasing strain

三、损伤型非线性粘弹性本构方程

由上述基本实验事实知,一个适用于更大变形范围的本构方程,应能描述加载过程中的“应力平台”或“本构失稳”现象,而前者一般可看作后者的临界状态.先来考察分析一下式(1)描述这类特性的基本能力.对此要着重指出如下两点:

1. 首先,对于加载过程($\dot{\epsilon} > 0$),式(1)中的两个线性粘弹性项对 $d\delta/d\epsilon$ 的贡献均为正,不具有描述本构失稳的能力.

2. 至于描述非线性弹性响应的三次多项式,即

$$\sigma_e(\epsilon) = E_0\epsilon + \alpha\epsilon^2 + \beta\epsilon^3 \tag{2}$$

由文献[2~9]知, E_0 恒正, α 一般为负,而 β 可正可负.因此 $\sigma_e(\epsilon)$ 对 $d\sigma/d\epsilon$ 的贡献,即 $d\sigma_e/d\epsilon$,在小变形时必为正,但随 ϵ 增大,将出现 $d\sigma_e/d\epsilon \leq 0$ 情况,似乎能描述材料的本构失稳.但是纯弹性变形从本质来说不存在失稳机制,因此式(2)所可能描述的“弹性应变软化”现象,只是一种由数据拟合引入的虚假的本构失稳,物理上难以成立.

一般把本构失稳看作是一些硬化机制与软化机制之间的竞争与失衡.因此,为了改进式(1)使能描述物理上真实的失稳现象,一方面应改进式(2)以消除虚假的“弹性应变软化”,另一方面则应引进某些与软化机制相对应的项.

首先,我们用如下的指数函数代替式(2)的幂函数多项式:

$$\sigma_e = \sigma_n \left[1 - \exp\left(-\sum_{i=1}^n (m\epsilon)^i / i\right) \right] \tag{3}$$

式中: σ_n 、 m 和正整数 n 均为有明确物理意义的材料常数.事实上 $\sigma_n = \lim_{\epsilon \rightarrow \infty} \sigma_e(\epsilon)$, 是非线性弹性响应的最大渐近值. $m = \frac{[d\sigma_e(\epsilon)/d\epsilon]_{\epsilon=0}}{\sigma_n}$, 则为无量纲化的相对初始弹性模量; $\epsilon \ll 1$ 时式(3)化为线性 Hooke 方程,而与式(2)相对照显然有 $m = E_0/\sigma_n$, 从而可估计 m 值约为 $10 \sim 10^2$ 量级.

至于 n 的物理意义,可由式(3)在 $m\epsilon < 1$ 下的 Taylor 展开式来说明:

$$\begin{aligned}\sigma_e(\varepsilon) &\approx \sigma_m \{ (m\varepsilon) + O[(m\varepsilon)^{n+1}] \} \\ &= E_0\varepsilon + \sigma_m \cdot O[(m\varepsilon)^{n+1}]\end{aligned}\quad (4)$$

可见, n 越大, $\sigma_e(\varepsilon)$ 在 $\varepsilon < m^{-1}$ 范围内的线性度越好。这意味着 n 是表征 $\sigma_e(\varepsilon)$ 在初始应变阶段线性度的材料常数。

容易证明, 式(3)满足:

$$\sigma_e(0) = 0, \sigma'_e(\varepsilon) > 0, \sigma''_e(\varepsilon) < 0 \quad (5)$$

代表一从原点出发的上凸单调增函数。因此式(3)与式(2)相比, 同样用三个材料参数来表征材料的非线性弹性响应, 但不会再象式(2)那样出现虚假的“弹性应变软化”。

由两种 PMMA 试验结果中 $\varepsilon \leq 6\%$ 的部份, 可拟合确定式(1)的材料弹性参数。于是不难从试验结果中扣除线性粘弹性响应部分, 而分离出非线性弹性响应的试验值。由此又可分别拟合确定式(2)和式(3)中的各三个材料弹性常数(参看表1)。值得注意的是, 由两种 PMMA 试验结果确定的 n 值均为 4。这时, 式(3)在 $\varepsilon < m^{-1}$ 时的 Taylor 展开式为:

$$\sigma_e = \sigma_m \left\{ m\varepsilon - \frac{42}{135}(m\varepsilon)^3 + \frac{1}{30}(m\varepsilon)^5 \dots \right\} \quad (6)$$

即不含 ε^2 、 ε^3 和 ε^4 项。两理论曲线与试验值的比较如图 3 所示。可见同样包含三个材料参数, 式(3)与试验数据更吻合, 特别是当外推到更大变形时将不会产生虚假的“弹性应变软化”。

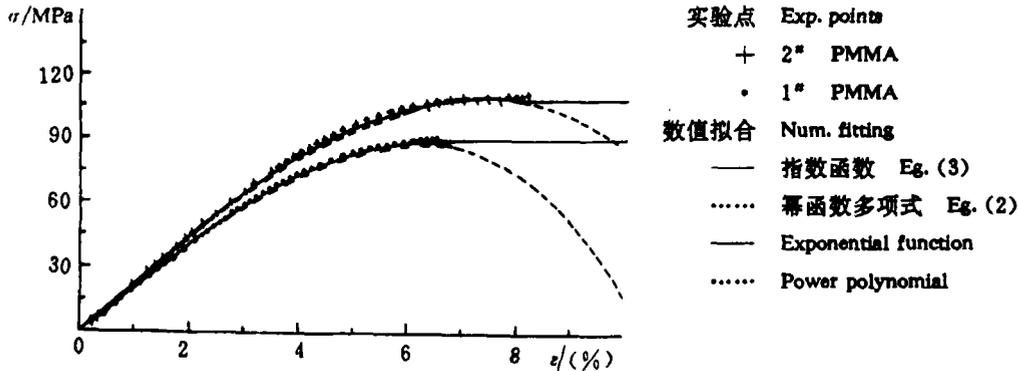


图3 PMMA 的非线性弹性响应

Fig. 3 Non-linear elastic response for PMMA

下面我们对式(1)作进一步修正以计及合理的软化或弱化机制。

如上所述, 试验观察表明, 试件的破坏是以微裂纹等内部损伤的发展为前导的, 而微裂纹等损伤在客观上起某种弱化作用。以 σ_r 表示无损伤材料的应力, 而以 σ_e 表示含损伤材料的应力, 则可一般地把损伤引起的相对弱化的率 $(\sigma_r - \sigma_e)/\sigma_r$ 定义为损伤内变量 D , 或即有如下关系:

$$\sigma_e = (1 - D)\sigma_r \quad (7)$$

显然, $D=0$ 表示无损伤, $D=1$ 则表示完全丧失承载能力。一般, 损伤的演化是个不可逆过程, 则 $D(t)$ 是时间 t 的非减函数。

要具体建立计及损伤弱化的本构关系,则尚需确定损伤演化率,或即确定 D 依赖于 $\dot{\epsilon}$ 及 ϵ 的关系。注意到在小应变时未观察到微裂纹,可设想损伤的演化存在某个应变阈值 ϵ_{th} ;又注意到对于给定应变,在低 $\dot{\epsilon}$ 下极少观察到微裂纹时,在高 $\dot{\epsilon}$ 下则有明显裂纹,意味着损伤演化强烈依赖于 $\dot{\epsilon}$ 。于是,作为初步的简化近似方程,可设损伤演化律具有如下形式:

$$\dot{D}(\dot{\epsilon}) = \begin{cases} 0, & \dot{\epsilon} \leq \dot{\epsilon}_{th} \\ D_0 |\dot{\epsilon}|^\delta, & \dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_{th} \end{cases} \quad (8)$$

其中 D_0 、 δ 和 ϵ_{th} 均为材料常数。

这样,用式(3)代替式(2),并把式(1)中 σ 理解为无损伤材料应力 σ_e ,而略去含损伤材料应力 σ_a 之下标 a,最终就得到计及损伤弱化的非线性粘弹性本构方程为:

$$\sigma = (1 - D)(\sigma_e + \sigma_{r_1} + \sigma_{r_2}) \quad (9.1)$$

$$\sigma_e = \sigma_n [1 - \exp(-\sum_{i=1}^n (m\epsilon)^i / i)] \quad (9.2)$$

$$\sigma_{r_1} = E_1 \int_0^t \dot{\epsilon}(\tau) \exp(-\frac{t-\tau}{\theta_1}) d\tau \quad (9.3)$$

$$\sigma_{r_2} = E_2 \int_0^t \dot{\epsilon}(\tau) \exp(-\frac{t-\tau}{\theta_2}) d\tau \quad (9.4)$$

$$\dot{D} = \begin{cases} 0 & \dot{\epsilon} \leq \dot{\epsilon}_{th} \\ D_0 |\dot{\epsilon}|^\delta & \dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_{th} \end{cases} \quad (9.5)$$

式(9)虽然包含十个材料常数,但各有明确的物理意义,在数据拟合中不存在多少任意性。事实上, E_1 、 θ_1 和 E_2 、 θ_2 主要分别由低、高应变率下的粘弹性部份响应来确定, σ_n 、 m 和 n 主要由扣除粘弹性响应后的非线性弹性响应来确定,而 ϵ_{th} 、 D_0 和 δ 则主要由出现微裂纹损伤的大变形阶段的本构响应来确定。对于 PMMA,由试验结果确定的各材料参数,如表 1 所列。

表 1 两种有机玻璃的材料常数

Table 1 Material parameters for two grades of PMMA tested

	σ_n /MPa	n	m	E_1 /MPa	θ_1 /s	E_2 /MPa	θ_2 /s	ϵ_{th} /%	D_0	δ	D_1
1 [#] PMMA	91.8	4	22.3	897	15.3	3073	9.54×10^{-6}	6.0	1.82	1.17	10.2
2 [#] PMMA	110	4	19.9	949	13.8	3981	6.74×10^{-6}	5.5	0.863	1.22	7.97

图 4(未作损伤修正)给出 2[#]PMMA 在不同应变率下($10^{-4} \sim 10^3 s^{-1}$ 按式(9)和表 1 计算的理论与实测结果的比较。值得指出的是,在初步采用式(8)这样简单的损伤演化律的情况下,理论预示能在这么宽的应变率范围内与实测结果如此好地相吻合,是相当令人鼓舞的。此外,图中以 $\dot{\epsilon} = 950 s^{-1}$ 的情况为例也画出了未作损伤弱化修正的 $\sigma_e \sim \epsilon$ 曲线,可见在应变小于 ϵ_{th} ($= 5.5\%$) 范围内确可不作损伤弱化修正,即式(1)成立;但在更大应变速率范围,式(1)就愈来愈偏离实测结果。这时,必须作损伤弱化修正,才能反映“应力平台”和“本构失稳现象”。注意,如图示,这时卸载过程的理论预示也与试验结果相当好地吻合。

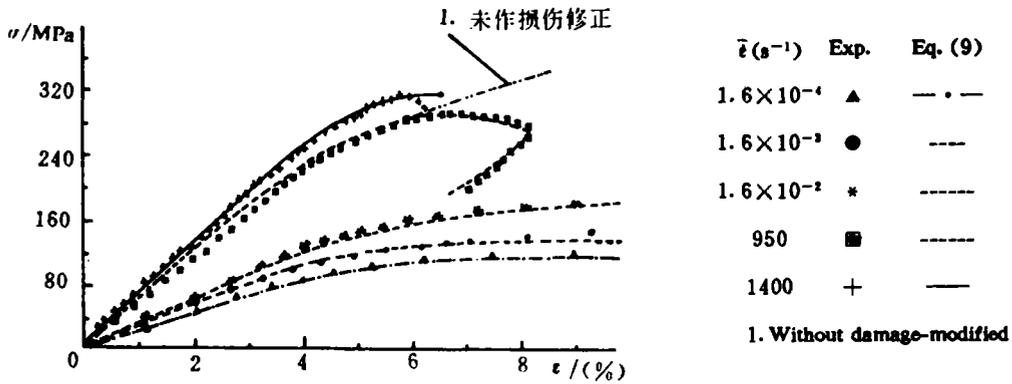


图4 不同应变率下损伤修正的非线性本构关系(2#PMMA)

Fig. 1 Damage-modified non-linear constitutive relation at different $\dot{\epsilon}$ for 2# PMMA

四、临界损伤破坏准则

损伤积累最终必导致材料破坏。按式(7), $D=1$ 时材料完全丧失强度。但实际材料常在强度到零之前就已丧失承载能力而破坏。根据试验中实测的破坏点数据, 我们可由演化方程(8)反推破坏点的损伤值 D_f 。结果表明, 不论对于 1# 还是 2# PMMA, 不同应变率下的破坏应力 σ_f 和破坏应变 ϵ_f 虽然各异, 但破坏点损伤值 D_f 几乎接近于恒值。这意味着 PMMA 的动态破坏遵循如下的临界损伤破坏准则:

$$D \geq D_f \tag{10}$$

由试验确定的两种 PMMA 的临界损伤值 D_f 也列于表 1 中。可见 2# PMMA 与 1# PMMA 相比, 其强度虽较高(图 1), 但 D_f 值较低, 意味着较脆。这与其它工程材料的情况相类似, 强度的提高常常是以韧性的降低为代价的。

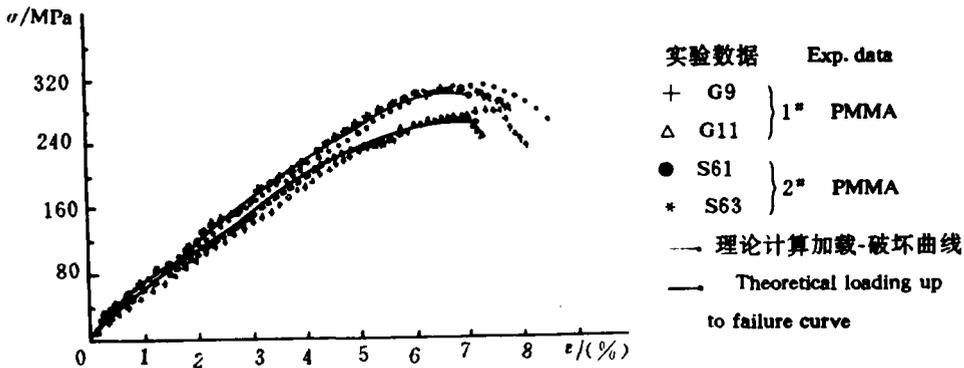


图5 1#和2#PMMA 在高应变率下加载到破坏的应力应变曲线

Fig. 5 Stress-strain curves up to failure for 1# and 2# PMMA at high strain-rate

图 5 为两种 PMMA 试件在高应变率下加载到破坏的典型 σ - ϵ 曲线, 破坏点与失稳点相对应。作为比较, 图中还绘出了按式(9)确定的理论曲线和按式(10)确定的破坏点。可见理论预示和实测结果相当吻合, 临界损伤破坏准则成立。

五、讨 论

1. 广义损伤

材料的本构失稳一般可看作各种强化机制与各种弱化机制的竞争和失衡的结果。式(9)虽只引入微裂纹损伤作为弱化机制来修正,但式(7)所定义的“损伤”实际上可以扩展到包括高应变率下绝热温升所引起的热软化效应等其它弱化机制。事实上,绝热温升 dT 与相应的应力降 $d\sigma$ 可分别表为^[10]:

$$\left. \begin{aligned} dT &= \frac{\beta_t \sigma_e de}{\rho C_v} \\ d\sigma &= \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_{\dots} dT = -\varphi dT \end{aligned} \right\} \quad (11)$$

式中 ρ 为材料密度、 C_v 为材料定容比热、 β_t 为变形功转化为热量的百分数; $\varphi = -\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_{\dots}$ 为材料热软化系数,通常 $\varphi > 0$ 。设 φ 为常数,则有:

$$dD = -d\sigma/\sigma_e = \frac{\varphi \beta_t}{\rho C_v} de$$

或

$$\dot{D} = \frac{\varphi \beta_t}{\rho C_v} \dot{\epsilon} \quad (12)$$

式(12)可看作式(8)在 $\delta = 1$ 和 $\dot{D}_0 = \varphi \beta_t / \rho C_v$ 时的特例。因此,本文中定义的 D 可理解为比微裂纹型损伤更广泛的,能导致弱化(或软化)的“广义损伤”。相应地,式(10)则可理解为临界广义损伤破坏准则。

2. 以 $\dot{\epsilon}$ 和 ϵ 为控制变量的动态破坏准则

尽管广义损伤 D 可赋予各种明确的物理意义,但难以直接测量。一个可供工程实用的破坏准则通常希望采用能直接测量的外部变量如 σ 、 ϵ 、 $\dot{\epsilon}$ 等来表示。原则上,根据演化方程(8)可解出 D 作为 $\dot{\epsilon}$ 和 ϵ 的函数,代入式(10),就可得到以 $\dot{\epsilon}$ 和 ϵ 两个控制变量表述的动态破坏准则。例如对于一恒应变率加载过程,直接积分式(8),并计及初始条件 $D|_{\epsilon=0} = 0$, 可得:

$$D = \dot{D}_0 \epsilon^{\delta-1} (\epsilon - \epsilon_m) \quad (13)$$

于是,破坏准则(10)相应地变为

$$\dot{D}_0 \epsilon^{\delta-1} (\epsilon - \epsilon_m) = D_c \quad (14)$$

此式表明,PMMA 的破坏是受 $\dot{\epsilon}$ 和 ϵ 两个变量同时控制的。这与文献[10]所强调的,在给定环境温度下动态断裂准则应是双变量函数如 $f_0(\epsilon, \dot{\epsilon}) = 0$ 这一观点是一致的。

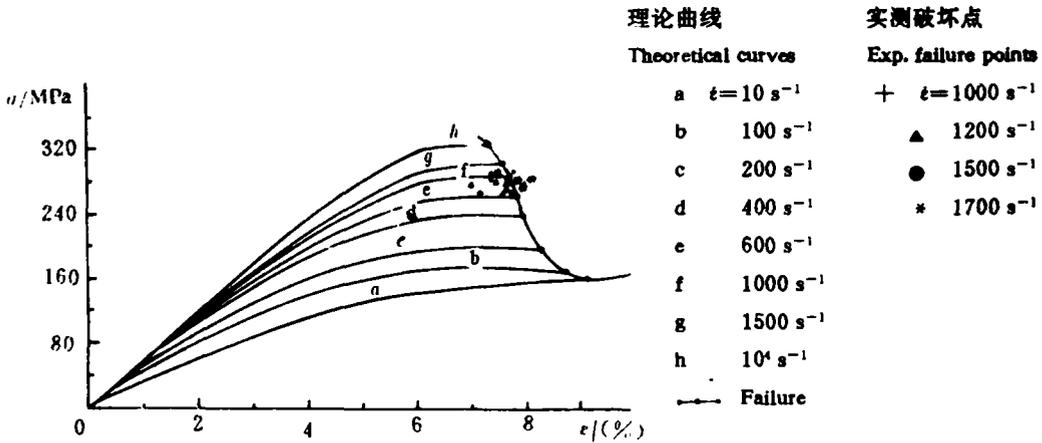
值得注意,视材料 δ 值大小,破坏特性可分为如下三类:

$\delta > 1$ 时,应变率 $\dot{\epsilon}$ 越高,则破坏应变 ϵ_c 越小,材料表现为“冲击脆性”;

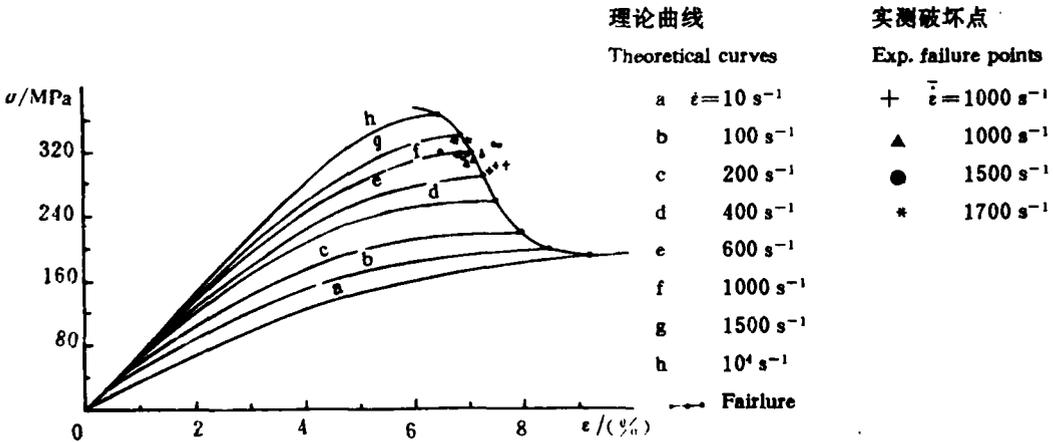
$\delta < 1$ 时,应变率 $\dot{\epsilon}$ 越高,则破坏应变 ϵ_c 越大,材料具有“冲击初化”特性;

$\delta = 1$ 时,式(14)退化为临界应变准则,即 $\epsilon_c = \epsilon_m + D_c / \dot{D}_0$ 。

对本文研究的两种 PMMA, $\delta > 1$, 均属冲击脆化材料。图6中除给出按式(9)确定的不同恒应变率下的理论加载曲线外,也给出了按式(14)确定的破坏点理论预示值(曲线端



(a) 1*PMMA



(b) 2*PMMA

图6 1*和2*PMMA 在不同恒应变率下的加载到破坏的应力应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves up to failure for 1* and 2* PMMA at different strain-rates

点)以及破坏点的理论包络线。作为比较,图中还给出了破坏点的实测结果。考虑到在材料破坏特性的研究中实验数据的分散性通常都较大,那么图6中的理论预测与实测结果则可认为是吻合得相当好的。

六、结 论

与其它高聚物^[2~9]相类似,普通级和航空级 PMMA 在 $\dot{\epsilon}=10^{-4} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 和 ϵ 直到约6% 范围的动态力学行为可满意地用朱一王一唐非线性粘弹性本构方程(1)来描述。但为描述更大变形直到接近破坏的行为,就必须对式(1)进行修正,使之既能正确反映“应力平台”

及“本构失稳”等包含软化(弱化)机制的现象,又能正确反映在冲击大变形下微裂纹损伤演化并最终导致冲击脆性破坏的现象。

为此,本文一方面建议了一个具有更明确物理意义的指数函数式(3)来描述非线性弹性响应,避免了式(2)所引入的虚假的“弹性应变软化”;另一方面,通过引入“广义损伤”内变量 D 及相应的率型演化方程式(8),对朱—王—唐本构方程作了计及损伤弱化的修正。由此,建议了一个可描述更大变形直到破坏的非线性粘弹性本构方程式(9)。

损伤内变量的引入还在本构关系和破坏准则之间建立了联系。本研究表明 PMMA 遵循临界损伤破坏准则;或等价地,以应变率和应变为双控制量的动态破坏准则式(14)。它既可用于如 PMMA 这类冲击脆化材料,也能用于其它冲击初化材料。在特殊情况下,式(14)退化为临界应变破坏准则。

不论对于所建议的本构关系还是破坏准则理论计算与试验结果的良好吻合,为其工程实用的有效性提供了有益证据。当然,高聚物在高应变率和大变形条件下本构特性和破坏还可能涉及诸如塑性或粘塑性变形,以及局域化绝热剪切带等其它因素,须待今后作进一步研究。

参 考 文 献

- [1] Ward I M. 固体高聚物的力学性能. 第二版. 北京:科学出版社,1988
- [2] 唐志平. 高应变率下环氧树脂的力学性能研究,[硕士论文]. 合肥:中国科技大学,1981
- [3] 唐志平,田兰桥,朱兆祥,王礼立. 高应变率下环氧树脂的力学性能研究. 全国第二届爆炸力学学术会议论文集. 扬州. 1981,4-1-2
- [4] 杨黎明. 短纤维增强对聚碳酸酯非线性性质的影响,[硕士论文]. 合肥:中国科技大学,1984
- [5] 杨黎明,朱兆祥,王礼立. 爆炸与冲击,1986,6(1),1~9
- [6] 杨黎明. 热塑性塑料及其短纤维增强材料在高速变形下一维非线性粘弹性能的研究,[博士论文]. 合肥:中国科技大学,1989
- [7] 徐大本. 环氧树脂在高应变率下的时温等效和热粘塑性本构方程,[硕士论文]. 合肥:中国科技大学,1984
- [8] Chu, Chaoshang, Wang Lili, Xu Daben. Proc Int Conf on Nonlinear Mechanics, Shanghai, 1985, 92
- [9] 朱兆祥,徐大本,王礼立. 宁波大学学报(理工版),1988, 1, 58
- [10] 王礼立. 力学学报,1989,21,142

A DAMAGE-MODIFIED NONLINEAR VISCO-ELASTIC CONSTITUTIVE RELATION AND FAILURE CRITERION OF PMMA AT HIGH STRAIN-RATES

Zhou Fenghua*, Wang Lili***, Hu Shisheng*

(* University of Science and Technology of China, Hefei 230026)

(** Ningbo University, Ningbo 315020)

ABSTRACT The nonlinear mechanical behavior of two grades of PMMA at high strain-rates and large deformation were investigated experimentally. Based on Zhu-Wang-Tang's constitutive relation^[2], by improving the nonlinear elastic terms and introducing the damage as an internal variable, a new damage-modified nonlinear viscoelastic constitutive relation is suggested, which is

able to describe the “stress platform” and “constitutive instability” at large strain. Furthermore, a critical damage failure criterion, or equivalently a two-variables (ϵ, ℓ) failure criterion, is proposed. The theoretical prediction for both constitutive relation and failure criterion is in good agreement with the experimental data.

KEY WORDS nonlinear visco-elastic constitutive relation, damage, high strain-rate, failure criterion, PMMA