

泡沫 Al 压缩形变及能量吸收特征

韩福生 朱震刚 刘长松

(中国科学院固体物理研究所内耗与固体缺陷开放研究实验室, 合肥 230031)

(1997 年 7 月 2 日收到; 1997 年 8 月 25 日收到修改稿)

通过考察两种基体泡沫 Al (分别为脆性和塑性) 单向压缩应力-应变曲线, 探讨了其形变和能量吸收特征及机理, 得到了一些与以往不同的研究结果. 研究发现, 与其他多孔固体材料一样, 泡沫 Al 的压缩形变过程也经历三个区域, 即线性弹性区、平台区和致密化区; 泡沫 Al 的吸能本领随屈服强度的提高而增强; 在屈服强度相近的情况下, 脆性泡沫 Al 的吸能本领高于塑性泡沫 Al; 泡沫 Al 吸能效率峰值对应于较低的应变值 (约为 0.15—0.25); 吸能效率峰值对基体成分和状态不敏感, 随密度增加, 吸能效率峰值呈下降趋势.

PACC: 8120G; 8140L; 4630

1 引 言

在很多工程应用中, 为防止冲击造成的破坏, 常用吸能材料或装置制作防护层. 使用最为广泛的吸能材料是各类高分子泡沫材料^[1,2]. 但由于高分子泡沫材料的吸能本领较低, 要吸收大负荷的冲击能就需要增加参与吸能的材料体积, 造成结构体积庞大. 另外, 高分子材料本身不耐高温、易老化、一般不耐腐蚀, 因此在一些场合下的应用就受到限制. 泡沫金属(Al)为我们提供了克服这些不足的可能性. 泡沫 Al 具有很高的孔隙率, 其表观密度可以低至 0.30 g/cm^3 左右, 同时还具有较高的比模量和比强度, 优良的耐热和耐蚀性能^[3,4], 因此是一种很有应用前景的吸能材料.

吸能材料的共同特点是, 在承受压缩应力作用时, 应力-应变曲线上有一个较宽的平台区, 因此可以在基本恒定的应力作用下, 通过应变来吸收外来能. 研究表明^[3], 泡沫 Al 也具有这样一种特征, 而且因其强度高, 吸能本领要远远超过高分子泡沫材料. 泡沫 Al 作为潜在的高能量吸收材料已得到普遍认可, 但与高分子泡沫材料相比, 有关泡沫 Al 压缩形变特征、吸能性能及机理、基体合金的影响等方面的研究报道较少, 对这些问题的认识还很不够. 本文的目的是通过考察泡沫 Al 的压缩形变特征, 深入了解其吸能性能和机理, 为实际应用提供必要的信息.

2 实验方法

2.1 样品制备

分别选用工业纯 Al 和 AlMg10 (Mg 含量为 10%) 合金为基体, 采用熔体发泡法^[5]制

备泡沫 Al 毛坯,然后用线切割加工成 $\phi 30 \text{ mm} \times 40 \text{ mm}$ (GB7314-87) 的圆柱形压缩试样. 试样密度采用称重法测取(表观密度). 在计算相对密度时,取工业纯 Al 的密度为 2.7 g/cm^3 , AlMg10 合金的密度为 2.55 g/cm^3 .

2.2 试验装置

压缩试验在日本产 Shimadzu 万能试验机上进行,应变速率为 $2 \times 10^{-2} \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$.

2.3 计算方法

分别用单位体积所吸收的能量(C)和吸能效率(E)表示泡沫 Al 的吸能特性,计算方法如下:

$$C = \int_0^l \sigma d\epsilon, \quad (1)$$

$$E = \frac{\int_0^l \sigma d\epsilon}{\sigma_{\max} \cdot l}, \quad (2)$$

式中 σ 为压缩应力, $\sigma = f(\epsilon)$; ϵ 为应变; l 为设定的应变极限; $\sigma_{\max}$ 为发生应变 l 后的最大压缩应力.

由(1),(2)式知,吸能本领等于应力-应变曲线下所包含的面积,吸能效率则等于应变 l 时实际吸收的能量与把应力-应变曲线看成水平线时的理想吸收能量之比.

3 多孔固体材料单向压缩形变模型

关于多孔固体形变的本构模型较多,其中较具代表性的为 Ashby 模型^[6,7]. 该模型认为,多孔固体材料不论是弹性的、塑性的还是脆性的,压缩形变过程都可以分成三个区域:线性弹性区、塑性塌陷区或脆性破碎区(以下称之为平台区)和致密化区,不同的区域分别对应于不同的响应函数. 其基本孔结构模型为开孔或闭孔的方形胞,由此导出的基本方程,对于闭孔为

$$\frac{\rho}{\rho_s} \propto \frac{t}{s}, \quad (3)$$

$$I = \frac{st^3}{12}, \quad (4)$$

式中 ρ 为多孔固体的表观密度, ρ_s 为胞壁材料的密度, I 为胞壁面积次弯矩, s 为胞壁长, t 为胞壁厚.

如果把泡沫 Al 中的孔洞近似看作球形,由简单的几何关系也可以得到与(3),(4)两式完全相同的关系式,只需把式中的 s 换成球的半径 r . 由此导出的其他方程也适用于泡沫 Al. 对于塑性和脆性多孔固体材料,各区域所对应的响应函数为

i) 线性弹性区:杨氏模量

$$\frac{E^*}{E_s} = \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2. \quad (5)$$

ii) 平台区: 屈服应力

$$\frac{\sigma_{pl}^*}{\sigma_Y} = C_1 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}}, \quad (6)$$

破碎应力

$$\frac{\sigma_f^*}{\sigma_f} = C_2 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}}, \quad (7)$$

响应函数

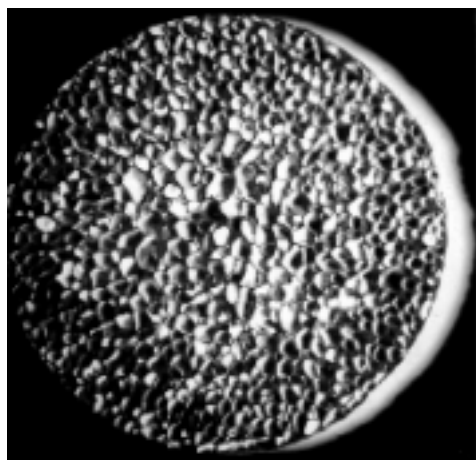
$$\frac{\sigma}{\sigma_Y} = C_3 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{\frac{3}{2}} \left\{ \frac{1 - \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{\frac{1}{3}}}{1 - \left[\frac{\rho}{\rho_s} \left(\frac{1}{1 - \epsilon} \right) \right]^{\frac{1}{3}}} \right\}. \quad (8)$$

上列各式中, E^* 为泡沫 Al 的杨氏模量, E_s 为基体合金的杨氏模量, σ_{pl}^* 为泡沫 Al 的屈服应力, σ_Y 为基体合金的屈服应力, σ_f^* 为泡沫 Al 的破碎强度, σ_f 为基体合金的断裂模量, σ 为压缩应力, C_1 , C_2 和 C_3 为待定常数.

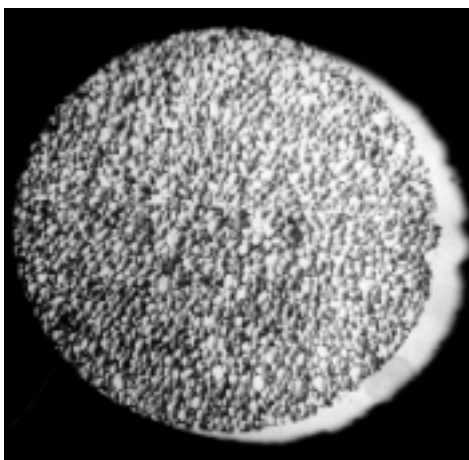
4 实验结果与讨论

4.1 泡沫 Al 的组织形态

图 1 示出了两种基体泡沫 Al (以下分别称泡沫纯 Al 和泡沫 AlMg10) 的典型组织. 泡



(a) 泡沫纯 Al ($\times 0.6$)



(b) 泡沫 AlMg10 ($\times 0.6$)

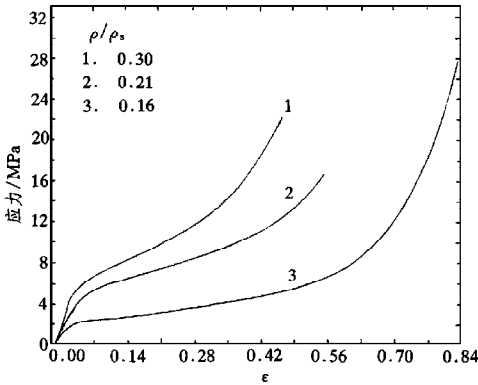
图 1 两种基体泡沫 Al 的组织形貌

沫纯 Al 的孔径和密度沿试样径向呈梯度分布, 其中心部位孔径较大、密度较小, 而边缘则相反, 平均孔径约 3.5 mm (图 1(a)). 相比之下, 泡沫 AlMg10 的孔结构的整个断面基本上

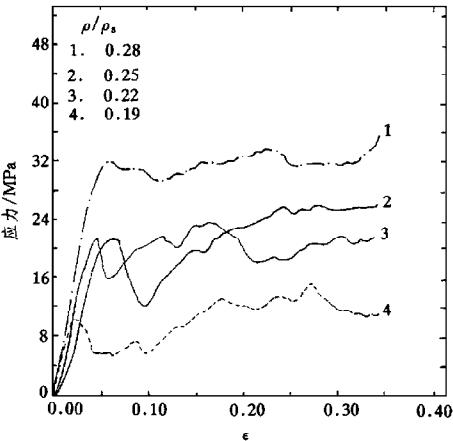
是均匀的,平均孔径约 2.5 mm(图 1(b)).两种泡沫材料中孔的形状均为不规则的球形,并且大多为闭孔.

4.2 单向压缩形变特征

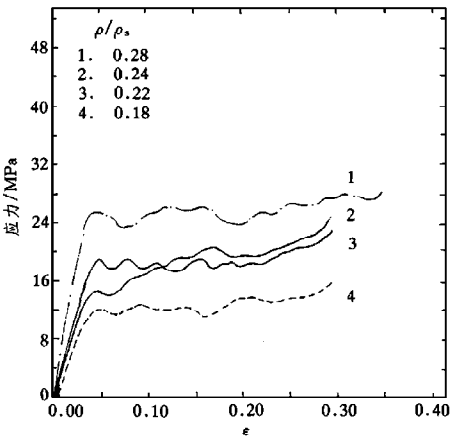
泡沫 Al 的压缩应力-应变曲线形状与其他多孔固体材料类似,也可以看到明显的三个区域(图 2),但基体成分或状态不同,曲线的形状则有很大差异.泡沫纯 Al 的曲线非常光滑,说明形变过程非常平稳,显示出典型的塑性泡沫材料特征.铸态泡沫 AlMg10 在经历了线性弹性区后,曲线变得起伏很大,呈齿状,具有明显的脆性泡沫材料特征^[7].经固溶处理后曲线波动减小,脆性特征减弱.



(a)泡沫纯 Al



(b)泡沫 AlMg10(铸态)



(c)泡沫 AlMg10(固溶态)

图 2 泡沫 Al 压缩应力-应变曲线

从泡沫 Al 的压缩应力-应变曲线可以直观地看到,线性弹性区所对应的应变值很小,

均小于 5%, 该值与基体成分和状态关系不大. 在进入平台区后, 两种泡沫应力-应变曲线上的差异反映出两种泡沫 Al 变形机制的不同. 如图 3 所示, 进入平台区后, 试样内部存在着已变形(或破碎)层和原始组织区, 随应变增加, 变形(或破碎)层不断加厚, 直至扩展至整个试样, 因此在平台区内两种应变状态共存. 泡沫纯 Al 的变形层与压缩应力方向基本垂直, 随应变发展该层均匀加厚并依然保持这一特征, 因此应力-应变曲线的平台区非常平稳光滑. 泡沫 AlMg10 的破碎区虽然也是逐步扩展的, 但与未破碎区之间没有平整的界面. 因基体较脆, 孔壁的断裂是爆炸式的. 当 σ 超过第一层的 σ_f^* 后, 该层即迅速破裂, 应力由此得到松弛而下降到较低值. 破碎产生的颗粒使孔洞中空间减小, 当应变增加一个较小值后应力又会重新升高, 直至下一层破碎. 整个试样的破碎即以这种方式重复进行, 故在破碎区内出现了上下波动的齿状.

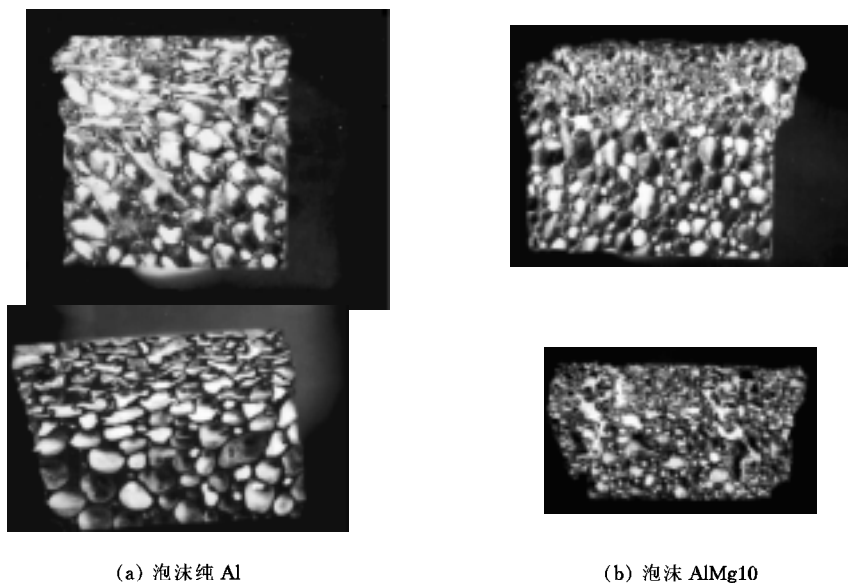


图 3 泡沫 Al 的形变发展($\times 1$) 上:应变 25%;下:应变 40%

如以工程上通用的 $\sigma_{0.2}$ 来表征泡沫 Al 的屈服, 则由图 4(a) 知, 泡沫 AlMg10 的屈服强度要明显高于泡沫纯 Al, 这与基体合金的性能显然有一定的联系. 但是铸态泡沫 AlMg10 和 T₄ 态相比, 屈服强度相差不大. 由图 4(b) 可以看出, 泡沫 Al 的屈服(破碎)应力基本符合(6), (7)两式所示的规律. 另外由(8)式知, 在平台区内应力-应变曲线并非一水平线, 而是随应变增加逐渐上升, 这与泡沫纯 Al 的情形是一致的(图 2).

当试样中所有孔壁都接触以后, 即进入致密化区, 应变增加将导致孔隙的进一步减小以及基体的压缩变形. 此时的应变为^[6]

$$\epsilon = 1 - 4.5 \left(\frac{\sigma/E_s}{\sigma_Y/E_s} \right)^{\frac{2}{3}} \quad (9)$$

可以看出, 致密化起点所对应的应变随泡沫 Al 密度的增加 (σ/E_s 增加) 而减少, 这与图 2 是一致的.

4.3 能量吸收特征

从上可知,材料的吸能本领 C 和吸能效率 E 不仅与应力-应变曲线形状有关,而且还与应变有关.为便于比较,分别测试了应变为 0.1, 0.2 和 0.3(均在平台区内)时的 C 和 E 随密度的变化,结果如图 5 所示.可以看出如下特征:i)泡沫 Al 吸能本领随密度增加

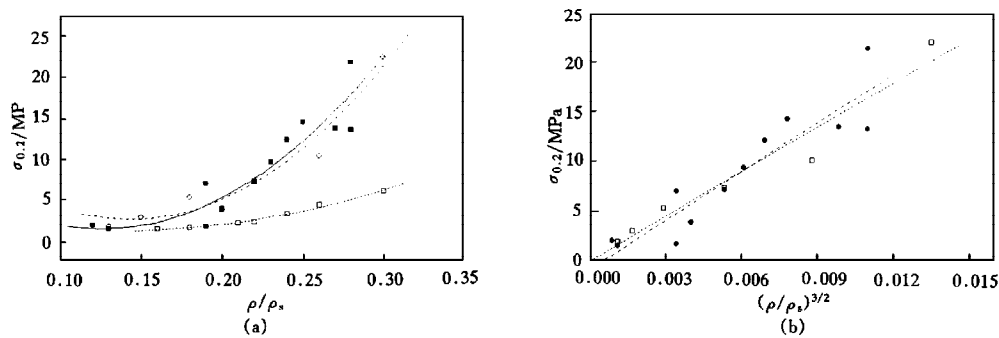
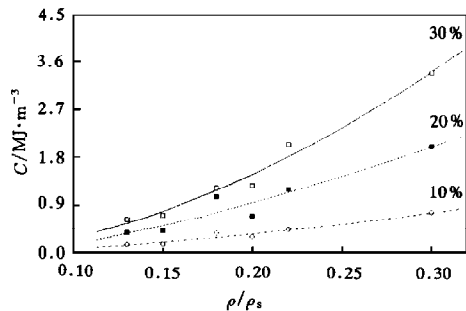
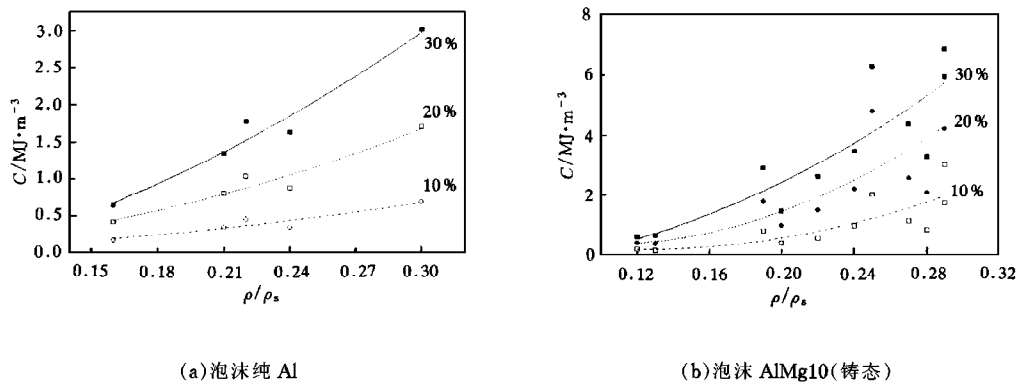


图 4 泡沫 Al 屈服应力随相对密度的变化 (a)···□···为泡沫纯 Al,---○---为泡沫 AlMg10(固溶态),—■—为泡沫 AlMg10(铸态);(b)···□···为泡沫 AlMg10(固溶态),---●---为泡沫 AlMg10(铸态)



(c)泡沫 AlMg10(固溶态)

图 5 泡沫 Al 能量吸收本领随相对密度的变化

而增加;ii)AlMg10 泡沫的吸能本领明显高于泡沫纯 Al, 而铸态 AlMg10 泡沫的吸能本领为最高.

一般而言, 屈服应力高则吸能本领也强. 由图 4 可见, 泡沫 AlMg10 的屈服应力明显高于泡沫纯 Al, 因此具有较高的吸能本领. 对于两种状态的泡沫 AlMg10, 虽然具有相近的屈服应力, 但铸态的泡沫 AlMg10 却有比 T₄ 态高出约 1 倍的吸能本领, 这显然是由不同的吸能机制所引起的.

我们知道^[9], 在 AlMg10 合金的常温组织中, 一般存在 $\alpha + \beta(\text{Mg}_2\text{Al}_3)$ 两个相, β 相以类似网状的形态分布于 α 相的晶界处. β 相本身很脆, 使铸态 AlMg10 合金塑性很低, 加上泡沫中孔洞边缘产生的应力集中, 该脆性在铸态 AlMg10 泡沫中表现得更为明显. 通过固溶处理, 可使 α 相晶界处的 β 相减少或消除, 合金的塑性因此得到提高. 这一分析可从其应力-应变曲线波动程度的变化得到印证(图 2).

由泡沫 Al 的结构不难看出, 在压缩形变过程中的能量损耗 E 可用下式表示:

$$E = E_d + E_f + E_v + E_c. \quad (10)$$

等式右边各项依次为基体变形产生的损耗、孔壁接触时滑动摩擦产生的损耗、开孔中流体的黏滞性流动产生的损耗以及闭孔中气体不可逆压缩产生的损耗. 显然, E_d 和 E_f 对 E 的贡献最大.

由上述可知, 脆性即铸态泡沫 AlMg10 以爆炸方式破碎成细小颗粒, 形成大量新表面. 这些新表面的产生不仅要消耗大量应变能, 而且还提供了新的耗能源, 它们在应力作用下发生滚动或滑移, 使 E_f 增加. 因此脆性泡沫 AlMg10 的吸能本领要高于同样强度水平的塑性泡沫 Al.

4.4 能量吸收效率

Thoroton 等^[3]的研究表明, 泡沫 Al 的吸能效率随应变的增加呈非单调变化, 在应变为 0.5—0.6 时, 效率达到峰值. 该峰值所对应的应变与试样密度和基体无关, 本文得到了与此不同的结果. 如图 6 所示, 泡沫纯 Al 的吸能效率有一个很宽的峰, 峰的位置大约在

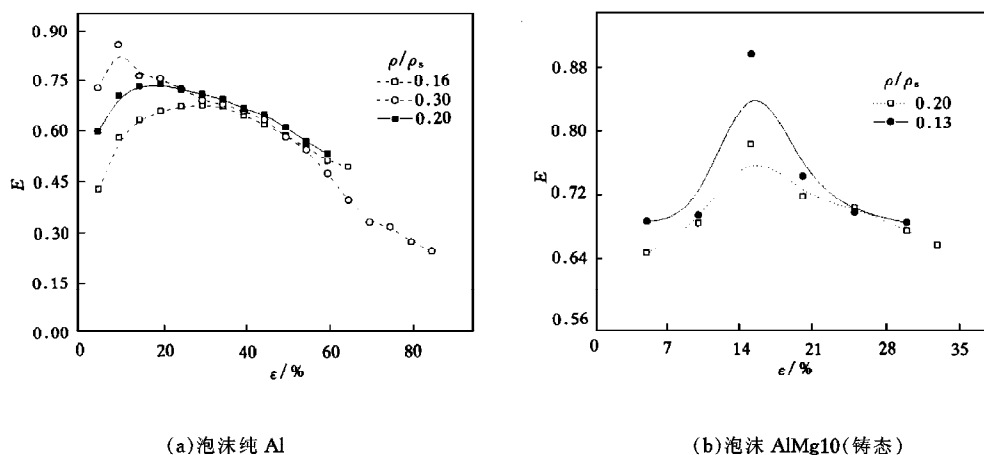


图 6 泡沫 Al 能量吸收效率随应变的变化

0.2—0.3 的应变之间,随相对密度的增加,峰位向低应变方向移动.泡沫 AlMg10 的吸能效率峰很窄,峰位对密度和状态的变化不敏感,基本保持在 0.15 左右.吸能效率峰值与密度的关系如图 7 所示,图中数据虽较分散(这是由于泡沫 Al 结构的离散性所致),但仍可清晰看到,密度增加,峰高下降,基体与状态对峰高的影响不明显.

不难推出,试样经历了应变 ϵ 后的相对密度为

$$\frac{\rho(\epsilon)}{\rho_s} = \frac{\rho}{\rho_s} \left(\frac{1}{1-\epsilon} \right). \quad (11)$$

根据 Ashby 等构造的多孔固体应力-应变区域图知,当试样形变至相对密度为 1/3 时,即进入致密化区.由(11)式,此时经历的应变 ϵ' 为

$$\epsilon' = 1 - 3 \frac{\rho}{\rho_s}. \quad (12)$$

本文中试样的相对密度为 0.16—0.30,因此 ϵ' 的范围为 0.10—0.52.能量吸收效率峰值显然应在进入致密化区以前达到,即对应于 0.10—0.52 之间的某一个应变值.这一分析与上述结果是一致的.

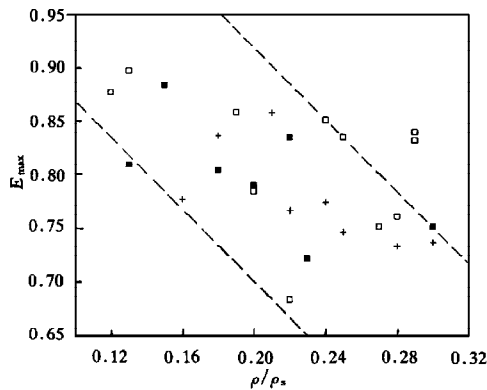


图 7 泡沫 Al 能量吸收效率峰值随相对密度的变化
+ 为泡沫纯 Al, □ 为泡沫 AlMg10(铸态), ■ 为泡沫 AlMg10(固溶态)

5 结 论

1. 泡沫 Al 的单向压缩形变也经历三个区域,即线性弹性区、平台区和致密化区,在各区内的应力-应变特征可以用 Ashby 模型来描绘.

2. 泡沫 Al 的能量吸收本领随屈服强度的提高而增加,在屈服强度相近的情况下,脆性泡沫(铸态 AlMg10)的吸能本领高于塑性泡沫(T₄ 态 AlMg10).

3. 泡沫 Al 吸能效率峰值对应于较低的应变值(0.15—0.25),在相对密度为 0.13—0.30 时,泡沫 Al 吸能效率峰值为 0.70—0.90,密度增加,吸能效率峰值趋于下降.

- [1] W.E. Woolam, *J. Cell. Plast.*, **4**(1968), 79.
- [2] 卢子兴、王 仁、黄筑平等,力学进展, **26**(1996), 306.
- [3] P.H. Thoroton, C.L. Magee, *Metall. Trans.*, **6A**(1975), 1253.
- [4] G.J. Davies, Shu Zhen, *J. Mater. Sci.*, **18**(1983), 1899.
- [5] 韩福生、朱震刚、刘长松,发明专利, 96117124.3.
- [6] M.F. Ashby, *Metall. Trans.*, **14A**(1983), 1755.
- [7] S.K. Maiti, L.J. Gibson, M.F. Ashby, *Acta Metall.*, **32**(1984), 1963.
- [8] Toshio Kurauchi, Norio Sato, Osami Kamigaito *et al.*, *J. Mater. Sci.*, **19**(1984), 871.
- [9] 吴云书、许昌淦、钱友荣等,现代工程合金(国防工业出版社,北京,1983),第 287 页.

COMPRESSIVE DEFORMATION AND ENERGY ABSORBING CHARACTERISTICS OF FOAMED ALUMINUM

HAN FU-SHENG ZHU ZHEN-GANG LIU CHANG-SONG

(*Laboratory of Internal Friction and Defects in Solids, Institute of Solid State Physics,
Academia Sinica, Hefei 230031*)

(Received 2 July 1997; revised manuscript received 25 August 1997)

ABSTRACT

The deformation and energy absorbing characteristics and mechanisms of foamed aluminum with two different matrixes were investigated through examination of the compressive stress-strain behaviors. It was found that, like other porous solid materials, the stress-strain curve of foamed Al shows distinguished three regions, that is linear elasticity, plastic collapse or brittle crushing and densification. The energy absorbing capacity increases with increasing relative density, and brittle foam exhibits higher capacity than plastic one with the similar yield strength. Foamed Al reaches its peak value of energy absorbing efficiency at relatively lower strain, about 0.15—0.25. With increasing density, the peak values tend to decrease.

PACC: 8120G; 8140L; 4630