

新型高强度胞状铝合金的压缩 及能量吸收性能*

郑明军 何德坪

(东南大学)

摘 要 测量了新型轻质 ($0.14\sim 0.09\rho_0$, ρ_0 为纯铝的密度) 高强度胞状铝合金 (ZL111) 的压缩应力 (σ)—应变 (ε) 曲线, 研究了材料的能量吸收性能与密度的关系。胞状铝合金的压缩 σ — ε 曲线与胞状纯铝相似分为三个部分: 弹性阶段、平台阶段和压实阶段。胞状铝合金的压缩屈服强度 σ_s 比后者高 40% 以上, 其 σ — ε 曲线呈锯齿状, 平台斜度 ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) 比后者小, 因而具有更高的能量吸收能力 (C) 和能量吸收效率 (ϵ), 当 ε 为 0.15~0.6 时吸能效率达到峰值 0.85。

关键词 胞状铝合金 孔径 孔隙率 吸能能力 吸能效率

分类号 TG146

文章编号 1005-3093(2002)05-0473-06

DEFORMATION AND ENERGY ABSORPTION CHARACTERISTIC OF HIGH STRENGTH CELLULAR Al ALLOY

ZHENG Mingjun HE Deping**

(Department of Materials Science & Engineering, Southeast University, Nanjing 210096)

* Supported by National Natural Science Foundation of China No.50231010, 50081002.

Manuscript received Sept 17, 2001; in revised form March 18, 2002.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(025)3794119,

E-mail: dphe@seu.edu.cn

ABSTRACT The deformation behavior and energy absorption characteristics of cellular Al alloy (ZL111) with high strength have been investigated. The stress-strain curve of cellular Al alloy consists of three distinct regions, i.e., the linear elasticity region, the plastic collapse region or brittle crushing region, and the densification region. The cellular Al alloy has a higher collapse stress than that of the cellular Al. The rake of the plateau of the compressive curve of the cellular Al alloy is smaller than that of cellular Al. So the cellular Al alloy is more suitable for energy absorbing. The peak of the energy absorbing efficiency of the cellular Al alloy is 0.85 at the strain 0.15~0.6.

KEY WORDS cellular Al alloy, pore diameter, porosity, energy absorption capacity, energy absorption efficiency

具有较大的孔径 ($d=0.3\sim 5.5$ mm) 和较高孔隙率 ($P=63\%\sim 90\%$) 的超轻型金属结构, 采用少量金属实现了金属材料的多功能化, 具有高比强度、高能量吸收和电磁屏蔽等特性^[1~4]。采用 Al 熔体泡沫化方法制备的胞状纯铝的强度不高^[5]。胞状铝硅和胞状铝镁合金的孔隙率分别小于

* 国家自然科学基金资助项目 50231010, 50081002。2001 年 9 月 17 日收到初稿; 2002 年 3 月 18 日收到修改稿。
本文联系人: 何德坪, 教授, 南京市 210096, 东南大学材料科学与工程系

84% 和 82%^[6,7], 达不到轻质的要求. 本文研究孔隙率为 86%~91% 的新型轻质高强度胞状铝合金的压缩及能量吸收性能.

1 实 验 方 法

以 ZL111(8.0~10.0Si, 1.3~1.8Cu, 0.4~0.6Mg, 0.1~0.35Mn, 0.1~0.35Ti)Al 合金作为基体材料, 采用熔体发泡法制备了孔结构均匀, 孔隙率为 86%~91% 的高孔隙率、无缺陷的胞状铝合金, 制备工艺过程与文献 [8] 类似, 但增加了变质工艺和热处理, 以细化晶粒及提高粘度和提高性能. 制备孔隙率 P 为 82%~91% 的试样, 用线切割将其加工成直径为 40 mm, 高 60 mm 的压缩实验样品. 质量测量精度为 0.1 g, 体积测量精度为 0.5%, 孔隙率测量精度为 0.5%.

压缩实验在 css2002 电子万能试验机上进行, 压头移动速率为 8 mm/min, 应力、应变信号由计算机接收, 并给出数据. 为确保准确性, 所有实验均经多次重复. 由于纯铝和铝合金的密度略有不同, 因此孔隙率相同的情况下, 样品的密度不同, 为了具有更高的可比性, 并与 Gibson-Ashby 模型^[2] 一致, 本文采用密度而不是孔隙率作为比较的标准, 以纯铝的密度 $\rho_0(2.78 \times 10^3 \text{kg/m}^3)$ 作为密度单位.

2 结 果 与 讨 论

2.1 胞状铝合金的单向压缩特征

与胞状纯铝相同, 胞状铝合金的压缩曲线也分为弹性、平台和致密化三个阶段(图 1). 在弹性阶段, 两种材料的应力与应变均呈线性关系. 这一阶段的应变值小于 5%. 线弹性阶段是由于孔壁发生弹性变形所引起的. 从图 2 可见, 随密度的增大, 胞状铝合金的弹性模量增大, 但一般不到基体材料弹性模量的 1/100.

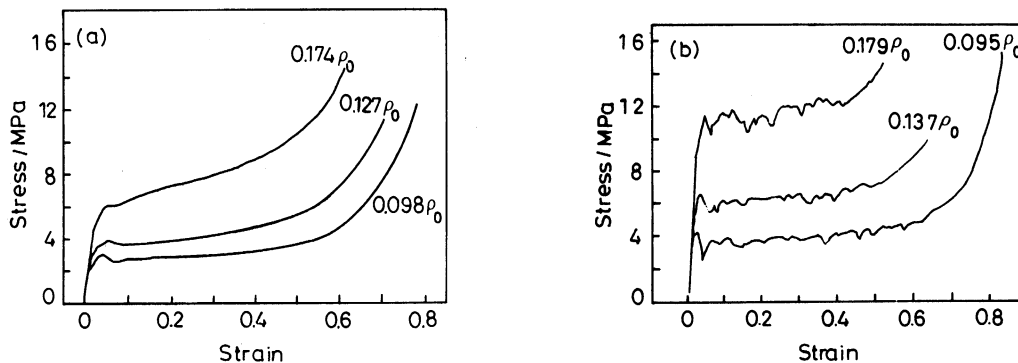


图 1 胞状纯铝和胞状铝合金的压缩应力-应变曲线 (a) 胞状纯铝 (b) 胞状铝合金

Fig.1 Compressive stress-strain curve of cellular pure Al (a) and cellular Al alloy (b)

弹性阶段过后, σ - ϵ 曲线进入平台阶段. 胞状铝合金的屈服是从局部相对脆弱的部分开始的, 这部分压实以后另一相对脆弱部分开始屈服, 直到整体的压实(图 3).

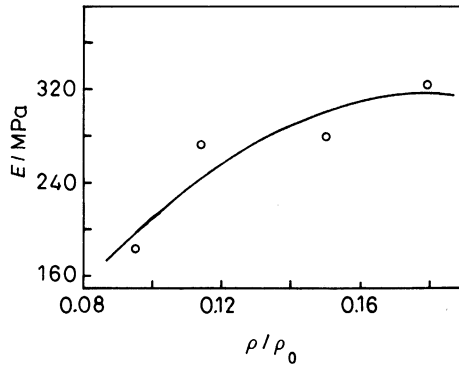


图 2 胞状铝合金的弹性模量与密度的关系

Fig.2 Relationship between density and elastic moduli of cellular Al alloy

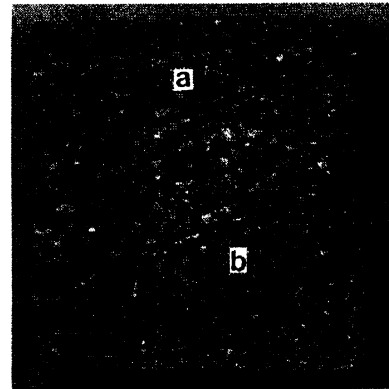


图 3 应变为 0.3 的胞状铝合金变形后的形貌

Fig.3 Deformation 0.3 of cellular Al alloy (a) first collapse area, (b) second collapse area

与胞状纯铝相比, 由于基体材料的不同, 胞状铝合金的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线在平台阶段表现出不同的特点. 胞状纯铝在平台阶段的曲线平滑, 应力随应变逐渐升高; 而胞状铝合金的 $\sigma-\varepsilon$ 曲线在平台阶段表现为当应力达到屈服点 (上屈服点) 以后, 会突然下降, 到下屈服点后上升到另一个高点, 应力又下降, $\sigma-\varepsilon$ 曲线成为锯齿状; 另一方面, 胞状合金的 $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ 明显地比胞状纯铝的小 (图 1).

胞状纯铝和胞状铝合金 $\sigma-\varepsilon$ 曲线所表现出来的差异是变形机制的不同所引起的. 图 4 表明, 纯铝泡沫的孔壁弯折, 没有破碎, 是塑性变形; 而铝合金泡沫的孔壁则发生破裂、断折, 是脆性断裂. 因此胞状铝在压缩时, 由于孔壁不断发生形变强化, 使得压缩应力缓慢上升; 而胞状铝合金则在应力超过屈服点的时候, 某些相对脆弱的区域发生脆断, 导致应力突然下降, 然后

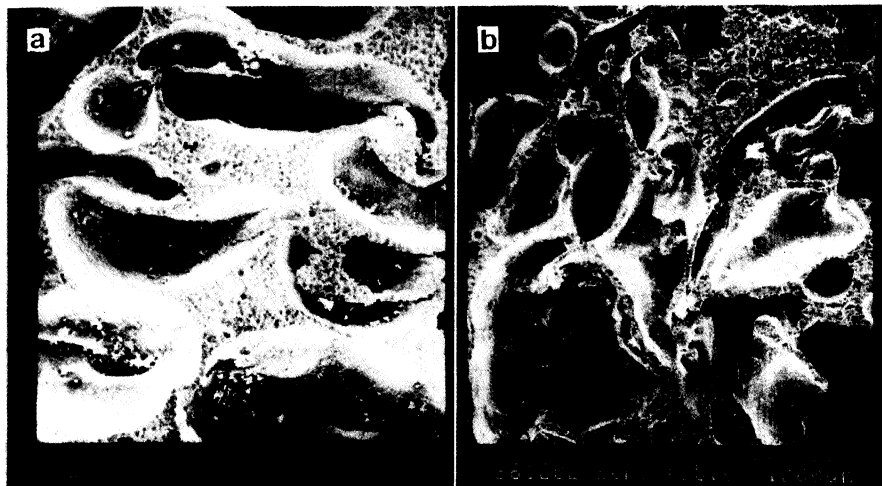


图 4 胞状纯铝和胞状铝合金受压变形区域的扫描电镜照片

Fig.4 Morphology of collapse structures of cellular Al (a) and cellular Al alloy (b)

应力又上升,直到新的相对脆弱部分断裂使应力突降,图3中a区为第一次断裂区域,b区为第二次断裂区域。 σ - ϵ 曲线表现为锯齿状上升的趋势。

从图5可以看到,同样密度的样品,胞状铝合金的屈服应力要提高至少40%,这样就能在孔隙率保持不变的情况下,可以承受的应力增加。

随着应变的继续增加($\epsilon > \epsilon_0$),胞壁将互相接触,形成基体金属的直接受压,导致应力的迅速上升,从而进入致密化阶段。不同材料进入致密化的起始应变 ϵ_0 和孔隙率是不相等的,而 ϵ_0 越大,从能量吸收的角度来说也就是对孔隙率的利用越高,吸收的能量也就越多,因此 ϵ_0/P 可以表示对孔隙率的利用率。从图6可以看到,如果密度相同,胞状铝的 ϵ_0 要比胞状铝合金的小,因此胞状铝合金的 ϵ_0/P 要比胞状纯铝高。孔隙率越高, ϵ_0/P 越大,材料的利用效率越大。

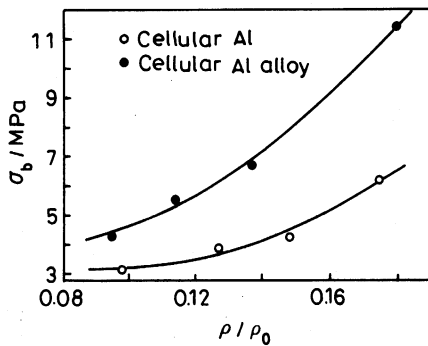


图5 胞状纯铝和胞状铝合金的压缩屈服应力

Fig.5 Compress stress of cellular pure Al and cellular Al alloy

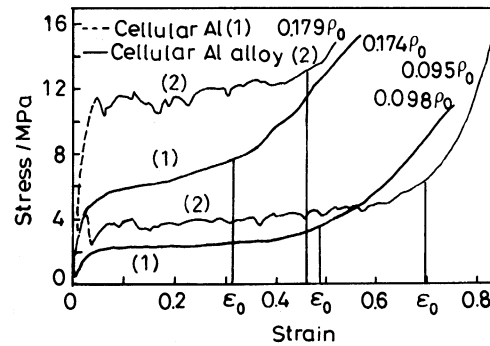


图6 胞状纯铝和胞状铝合金的致密化开始应变

Fig.6 Start densification strain of cellular Al alloy with cellular pure Al

2.2 胞状铝合金的能量吸收性能

当胞状铝合金受压变形时,将吸收外界的机械能。通常用吸能本领 $C = \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon$ (单位体积所吸收的能量)^[9~11]和吸能效率 $e = \frac{\int_0^{\epsilon_{\max}} \sigma d\epsilon}{\sigma_{\max} \epsilon_{\max}}$ 表征胞状金属的吸能特性^[12],其中 σ 为压缩应力, ϵ 为应变, ϵ_{\max} 为最大应变, σ_{\max} 为位移 ϵ_{\max} 时的最大应力。可以看出,吸能本领等于应力-应变曲线下至压实处所包含的面积(图7阴影部分),而吸能效率则等于真实材料与理想材料(其压缩应力-应变曲线为一水平的直线)压缩到相同应变时两者吸能本领的比值,即图7中阴影面积与矩形面积之比。

在线性阶段,胞状铝合金所吸收的能量较少,而在平台阶段,由于骨架的屈服、断裂,

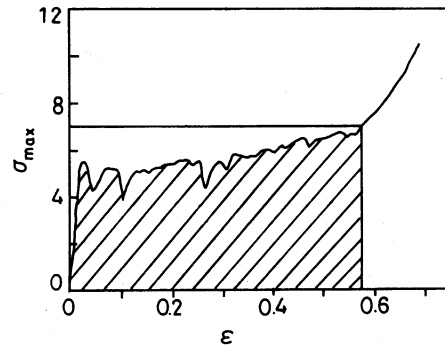


图7 能量吸收能力和能量吸收效率

Fig.7 Energy absorption capability and energy absorption efficiency

胞状铝合金可以在应力变化不大的范围内产生很大的应变, 从而吸收大量的能量. 因此胞状铝合金的吸能能力取决于其应力-应变曲线的形状, 而后者与孔隙率密切相关, 由图 7 可以计算出其值大于 2.44 MJ/m^3 . 从图 8 可见, 随密度的增加 (孔隙率的降低) 肩部向右上方移动, 也就是说, 吸能能力增加, 这是由于密度的增大, 使得平台应力大幅增加, 但是至压实的应变减小的幅度较小, 对比 $0.179\rho_0$ 和 $0.095\rho_0$ 的样品, 可以知道, 前者屈服应力比后者增加 168%, 而致密

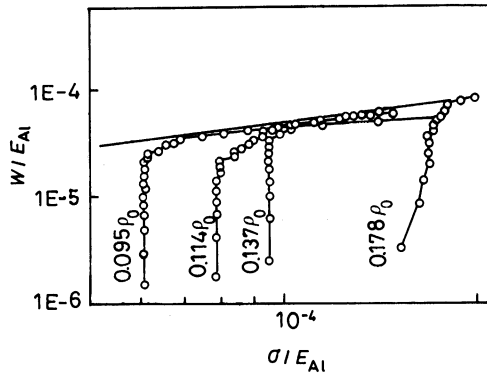


图 8 胞状铝合金的能量吸收图

Fig.8 Energy absorption diagram of cellular Al alloy

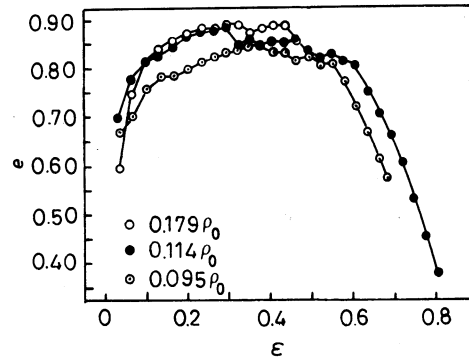


图 9 胞状铝合金的能量吸收效率

Fig.9 Energy absorption efficiency of cellular Al alloy

化处的应变仅减小了 31%.

图 9 表明, 胞状铝合金的能量吸收效率是很高的, 峰值和峰宽都比较大, 峰值大于 0.85. 随相对密度的减小, 吸能效率曲线向右下方移动. 胞状铝合金的相对密度越低, 上下屈服应力相对差值 η ($\eta = \frac{\sigma_{\text{up}} - \sigma_{\text{down}}}{\sigma_{\text{up}}}$) 越大, 因此吸能效率要相对降低, 同时平台延长, 使得曲线向应变增加的方向移动 (表 1).

表 1 胞状铝合金的上、下屈服应力

Table 1 Up stress and down stress of cellular Al alloy

ρ	$0.095\rho_0$	$0.114\rho_0$	$0.179\rho_0$
$\sigma_{\text{up}}/\text{MPa}$	4.26	5.53	11.41
$\sigma_{\text{down}}/\text{MPa}$	2.45	4.33	10.32
$\eta/\%$	67.7	27.7	10.6

3 结 论

胞状铝合金的压缩 σ - ϵ 曲线为锯齿状, 且 $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ 更小, 屈服强度比相同密度的胞状纯铝要高 40% 以上. 胞状铝合金具有很好的吸能能力, 吸能能力达到 2.44 MJ/m^3 以上, 吸能效率峰值达到 0.85 以上, 随密度的减小, 吸能效率峰值下降.

参 考 文 献

- 1 M.F.Ashby, A.G.Evans, N.A.Fleck, L.J.Gibson, J.W.Hutchinson, H.N.G.Wadley, Metal Foams: a Design Guide. (Boston, B-H press, 2000) p.1
- 2 L.J.Gibson, M.F.Ashby, Cellular Solids-Structure and Properties, Second Edition, (Great Britain, Cambridge University Press, 1999) p.5
- 3 WU Zhao-jin, HE Deping, Changes in Porosity of Foamed Al during Solidification, Chinese Science Bulletin, **45**(18), 1667(2000)
- 4 YANG Donghui, He Deping, Porosity of Porous Al Alloy, Science in China (B), **44**(4), 411(2001)
- 5 Elliott, J.C. US Patent, 2751289, (1956)
- 6 WANG Bin(王 斌), HE Deping(何德坪), SHU Guangji(舒光冀), Compressive Property and Energy-Absorption of Foamed Al Alloy (泡沫铝合金的压缩性能及其能量吸收), Acta Metallurgica Sinica(金属学报), **36**(10), 1037(2000)
- 7 H.Fusheng, Z.Zhenggang, The Mechanical Behavior of Foamed Aluminum, Journal of Materials Science, **34**, 291(1999)
- 8 SONG Zhenlun(宋振伦), HE Deping(何德坪), Effects of Viscosity on Pore Structure in Foaming Process of Molten Aluminum(铝熔体泡沫形成过程中粘度对孔结构的影响), Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报), **11**(3), 275(1997)
- 9 A.McIntyre, G.E.Anderton, Fracture Properties of a Rigid Polyurethane Foam Over a Range of Densities Polymer, **20**, 247(1979)
- 10 G.J.Davies, Shu Zheng, Metallic Foams: Their Production, Properties and Applications, Journal of Materials Science **18**, 1899(1983)
- 11 M.F.Ashby, The Mechanical Properties of Cellular Solids, Metallurgical Transaction A, **14A**, 1755(1983)
- 12 J.Miltz, G.Gruenbaum, Evaluation of Cushioning Properties of Plastic Foams From Compressive Measurements, Polym Eng Sci, **21**, 1010(1981)