



应变速率对藕状多孔镁平行于气孔方向 压缩变形行为与力学性能的影响

刘新华, 晏玉平, 谢建新

(北京科技大学 新材料技术研究院, 北京 100083)

摘要: 采用定向凝固法制备藕状多孔镁, 采用 GLEEBLE-1500 材料模拟实验机和直撞式霍普金森压杆(SHPB)实验设备, 在 10^{-3} ~ 1650 s^{-1} 的应变速率范围内, 沿平行于气孔方向进行压缩变形实验, 研究应变速率对藕状多孔镁压缩变形行为和力学性能的影响及影响机理。结果表明: 藕状多孔镁沿平行于气孔方向的压缩变形过程主要包含线弹性变形阶段、局部坍塌变形阶段、低应力平台变形阶段和密实化阶段4个阶段, 其中平台变形阶段较宽(应变 $0.2\sim 0.7$ 之间)。平行于气孔方向压缩时, 应变速率对藕状多孔镁的变形行为影响显著, 在应变速率 $\dot{\epsilon} < 60\text{ s}^{-1}$ 条件下变形时, 主要以孔壁首先发生局部剪切断裂, 然后孔壁向孔隙内塌陷的方式变形, 而在较高应变速率 $\dot{\epsilon} = 450\sim 1650\text{ s}^{-1}$ 条件下变形时, 主要以孔壁首先发生整体偏转, 然后产生弯曲折断的方式变形; 应变速率对藕状多孔镁的坍塌应力和平台应力有较明显的影响, 其影响机制主要是由于不同应变速率时孔壁的变形方式发生变化, 而受冲击波效应的影响不明显。

关键词: 藕状多孔镁; 应变速率; 变形行为; 力学性能; 变形机制

中图分类号: TG146; TG115

文献标志码: A

多孔金属是一类新型的工程材料, 具有密度低、压缩应力平台较宽、表面积大、渗透性好等特殊性能^[1-3]。特别是低密度和独特的压缩应力响应特性, 使多孔金属可作为轻量化、能量吸收和安全防护材料广泛用于交通工具、航空航天、军事装备等高新技术领域。藕状多孔金属是一种具有圆柱形气孔取向分布于金属基体之中类似莲藕状特殊结构的新型多孔材料^[4], 这一结构特点使其具有与气孔随机分布的泡沫金属不同的性能, 引起了广泛的研究兴趣^[5-9]。

镁具有密度低(1.74 g/cm^3)、比强度高、减震性能好等优点, 多孔镁材料可望兼具超轻和强吸能减震特性, 在航空航天、汽车工业、高速交通等高新技术领域具有重要应用前景。因此, 高性能多孔镁的制备研究受到高度重视, 开发出了泡沫镁等多孔镁材料^[10-13]。研究表明, 泡沫镁具有较长的应力平台和优良的能量吸收性能^[13]。但由于泡沫镁不规则的孔隙结构特点, 压缩时应力集中比较严重, 力学性能较低。藕状多孔镁的孔隙结构具有取向分布的特点, 这种规则结构的多孔金属在压缩时的变形行为和力学性能是值得研究的重要问题。

另一方面, 在用作轻质结构和能量吸收部件时,

多孔金属往往不只是发生静态变形, 也常发生动态变形。把握多孔金属材料在较大应变速率范围载荷作用下的力学特性可为吸能结构和安全防护元件的材料选择和结构设计提供重要参考, 因而受到研究人员高度关注, 在此方面开展了大量的研究工作^[14-18]。在前期研究中, 本课题组研究发现藕状多孔铜在准静态压缩变形时没有表现出明显的应变速率敏感性, 但在应变速率较高时应变速率效应明显^[19-20]。然而, 纯镁是典型的密排六方金属, 塑性变形能力与面心立方结构的纯铜存在明显差异, 应变速率对藕状镁的变形行为是否产生明显影响需进一步研究。

本文作者以藕状多孔镁为对象, 在 10^{-3} ~ 1650 s^{-1} 的较大应变速率范围内, 沿平行于气孔方向进行压缩变形, 研究应变速率对藕状多孔镁压缩变形行为和力学性能的影响, 探讨影响的机理。

1 实验

1.1 实验材料

采用自制的定向凝固装置制备藕状多孔镁, 装置

结构如图 1 所示。实验材料采用纯度为 99.9% 的镁锭。实验时, 先确保装置密封良好, 避免气体泄露, 然后对凝固装置抽真空, 当真空度达到 1.0 Pa 后充入约 0.1 MPa 氢气。开启加热装置熔化金属, 至 760 °C 时保温 0.5 h, 使气体在金属液中充分溶解达到饱和。采用陶瓷铸型, 内径 50 mm、外径为 60 mm、高 170 mm。当熔化温度和时间达到设定值时提起石墨塞棒, 使金属液在漏斗的导引下注入预热的铸型中进行定向凝固, 获得藕状多孔镁棒料, 形貌如图 2 所示。

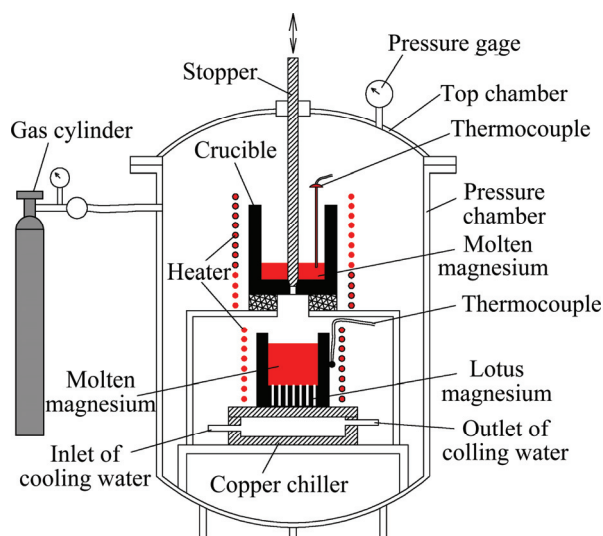


图 1 藕状多孔金属定向凝固制备装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of unidirectional solidification processing for fabricating lotus-type porous metals

采用电火花线切割将制备所得藕状多孔镁棒料加工成尺寸为 15 mm×15 mm×15 mm 的立方体试样, 试样的 4 个侧面与气孔方向平行, 两个端面与气孔方向垂直, 切割时力求保证良好的平行度和垂直度。将切割后的立方体试样经超声波清洗, 去除加工过程中残留其中的杂质。之后通过称量质量和计算体积的方法确定相对密度和孔隙率, 分别按式(1)和式(2)进行计算:

$$\rho_r = \frac{m/V}{\rho_s} = \frac{m}{V\rho_s} \quad (1)$$

$$P = (1 - \rho_r) \times 100\% \quad (2)$$

式中: ρ_r 为藕状多孔镁试样的相对密度; m 为藕状多孔镁试样的质量, g; V 为藕状多孔镁试样的相应的体积, cm³; ρ_s 为致密纯镁的密度, 取 1.74 g/cm³; P 为孔隙率, %。

采用 Image J 软件对压缩试样的孔隙结构特征进行分析。结果表明: 藕状多孔镁压缩试样的平均孔径为 0.7~1.7 mm, 孔隙率为 45%~64%。

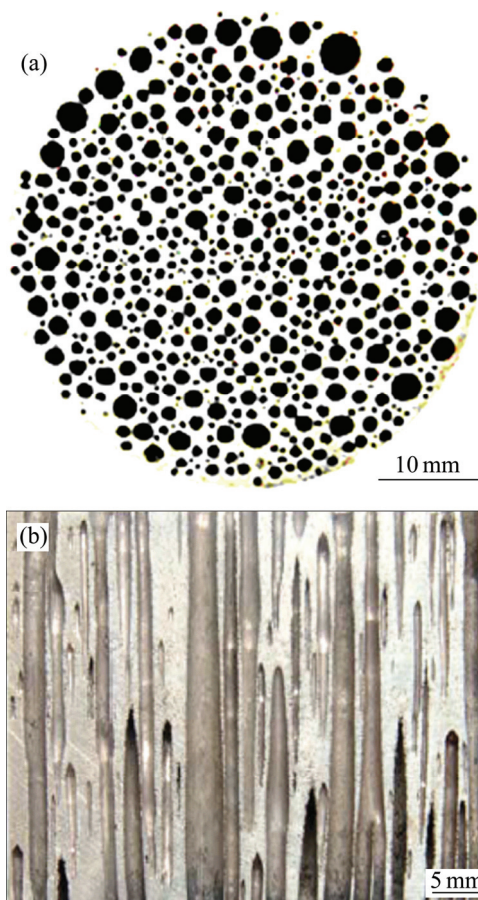


图 2 藕状多孔镁棒料截面形貌

Fig. 2 Section morphologies of lotus-type porous copper bar: (a) Transverse; (b) Longitudinal

1.2 实验方法

选用孔隙比较均匀的藕状多孔镁试样, 分别在较低应变速率和高应变速率下对其进行压缩实验。所有压缩实验均保持压缩方向平行气孔方向, 如图 3 所示。

1.2.1 较低应变速率时的压缩实验方法

在室温下, 采用 GLEEBLE-1500 材料模拟实验机进行较低应变速率压缩实验, 应变速率采用 10⁻³、10⁻¹、1.0、30.0 和 60.0 s⁻¹, 变形量控制在 80% 以上。实验获得载荷和位移数据, 利用试样原始面积除载荷数据得到工程应力, 利用原始高度除位移数据获得工程应变。

1.2.2 高应变速率时的压缩实验方法

分离式霍普金森压杆(Split Hopkinson pressure bar, 简称 SHPB) 是研究材料在高应变速率下的力学特性的重要方法。但多孔材料通常需要研究较宽的应变范围(弹性阶段、屈服阶段和密实阶段), 而分离式霍普金森压杆则无法实现如此大的应变范围, 特别是对于强度较大、孔隙率较高的多孔金属材料更加困难。

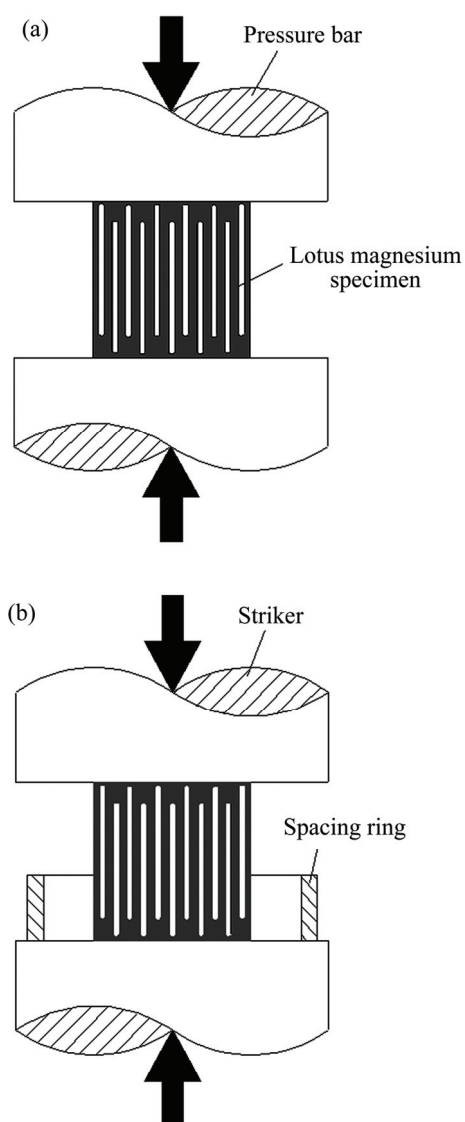


图 3 压缩实验方法示意图

Fig. 3 Schematic diagrams of compression experiments: (a) Lower strain rates; (b) High strain rates (setting up a spacing ring)

在分离式霍普金森压杆基础上发展的直接撞击式霍普金森压杆实验技术可以获得较大的应变范围, 其原理如图 4 所示。本研究采用直接撞击式霍普金森压杆实验技术进行动态压缩实验, 应变速率分别为 450、950 和 1650 s^{-1} , 获得的典型信号数据如图 5 所示, 最大应变控制在 0.8 以上。

1.2.3 变形过程分析方法

为了分析孔隙结构的变化, 研究变形过程, 采用变形量控制的方法, 即当压缩进行到某一变形量时停止压缩变形, 取出压缩后的试样, 沿压缩的轴向将试样剖开, 分析孔隙结构的变化情况。根据实验获得的完整应力-应变曲线的特点, 分别选取 15%、30%、

45%、60%和 70%左右的变形量作为观察点。在较低应变速率压缩时, 通过 GLEEBLE-1500 材料模拟试验机自动控制变形量; 而在高应变速率压缩时, 由于 SHPB 试验装置无法自动控制压缩变形量, 实验时采用设置不同高度的限位环的方法精确控制变形量, 当压杆与限位环接触后受到限位环支撑而停止对试样的压缩作用, 其原理如图 3(b)所示。同时, 在高应变速率压缩变形时, 为了分析变形的动态过程, 探索变形机理, 采用高速摄像机记录典型应变速率下的压缩变形过程。

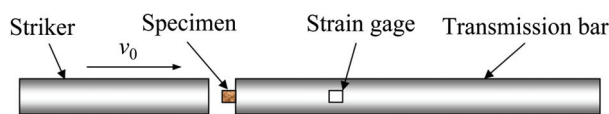


图 4 实验用直接撞击式霍普金森压杆实验技术原理示意图

Fig. 4 Schematic diagram of direct-impact split Hopkinson pressure bar

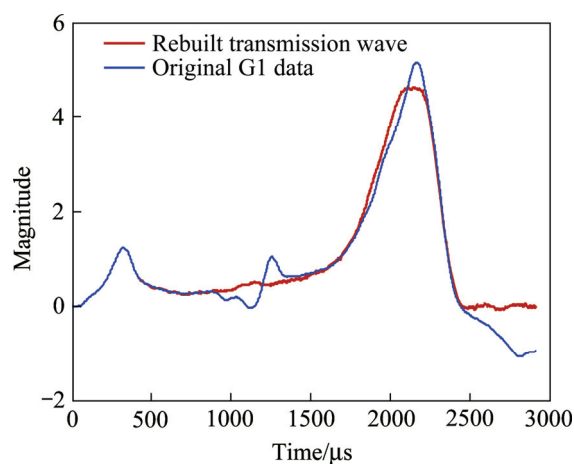


图 5 利用直接撞击式霍普金森压杆实验技术获得的典型信号

Fig. 5 Typical signal obtained by direct-impact split Hopkinson pressure bar

2 结果与讨论

2.1 压缩变形过程

图 6 所示为实验获得的藕状多孔镁包含压缩变形全过程的典型应力-应变曲线。纯镁是典型的密排六方金属, 塑性变形能力较差, 致密纯镁在压缩时会在不大的压缩变形量时即会沿与压缩方向呈 45° 左右的滑移面发生断裂失效, 所以压缩变形量一般较小, 但从图 6 可以看出, 藕状多孔镁的压缩曲线并不同于致

密纯镁的,而是可以发生变形量在80%以上的连续变形,这显然与藕状多孔镁材料存在大量孔隙有关。

从藕状多孔镁的压缩应力-应变曲线可以看出,压缩变形过程包含明显不同的4个阶段:在压缩变形第一阶段,随压缩变形量增加,应力线性快速增大,在应变约为0.15左右时达到一个较小的峰值,该阶段为线弹性变形阶段。当压缩变形量进一步增加时,变形进入第二阶段,试样发生局部坍塌变形,压缩应力快速回落。之后,变形进入第三阶段即平台变形阶段,特点是尽管压缩变形量不断增大,但在较大的应变范围内(0.2~0.7)基本上保持稳定不变的低应力状态。直到压缩变形量大小达到约为试样的孔隙率时,变形进入第4个阶段,应力又急剧增大,此时实际上压缩变形进入密实化阶段。从上述压缩变形特点可以看出,当平行于气孔方向压缩时,藕状多孔镁具有很宽的应力平台,这一特点预示藕状多孔镁在平行于气

孔方向压缩时具有十分优良的吸能性能,可以作为较理想的吸能材料。

2.2 应变速率对压缩变形行为的影响

2.2.1 较低应变速率($10^{-3} \sim 60 \text{ s}^{-1}$)条件下的变形过程

图7所示为应变速率 $\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下平行于气孔方向压缩时藕状多孔镁的变形过程。图8所示为图7中压缩曲线上所对应的不同变形阶段的压缩试样的纵截面形貌。从图8可知,在整个压缩变形过程中,藕状多孔镁并未发生整体断裂失效,而是在压缩过程在发生弯曲等塑性变形的同时,逐步发生局部断裂,最后断折的孔壁逐步充填孔隙部位,实现密实化。当藕状多孔镁压缩变形量为17%时,有一部分孔壁发生了明显的弯曲变形(见图8(b)),也有一部分孔壁已经

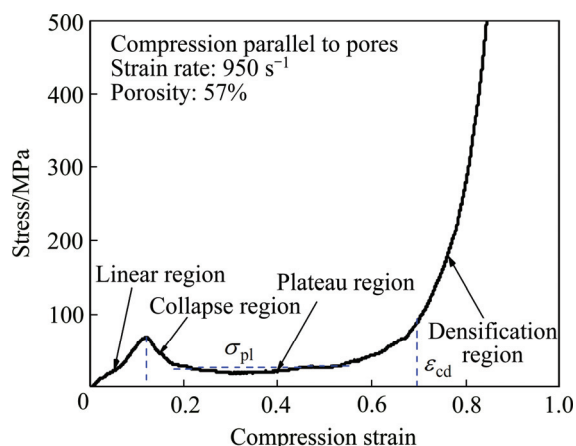


图6 藕状多孔金属镁压缩变形典型应力-应变曲线

Fig. 6 Typical compressive stress-strain curve of lotus-type porous magnesium

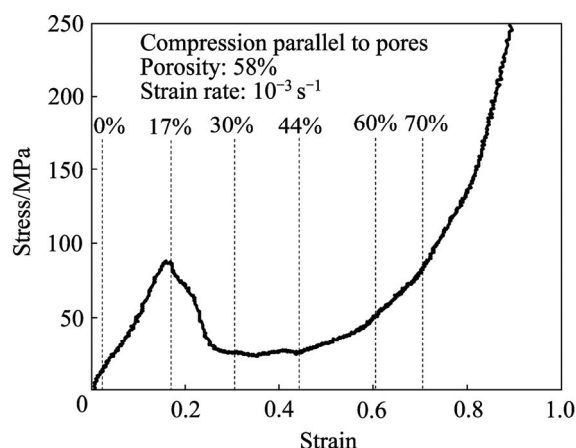


图7 应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时藕状多孔镁变形过程的应力与应变的关系

Fig. 7 Relationship between stress and strain in deformation process of lotus-type porous magnesium at strain rate of 10^{-3} s^{-1} in direction parallel to pores

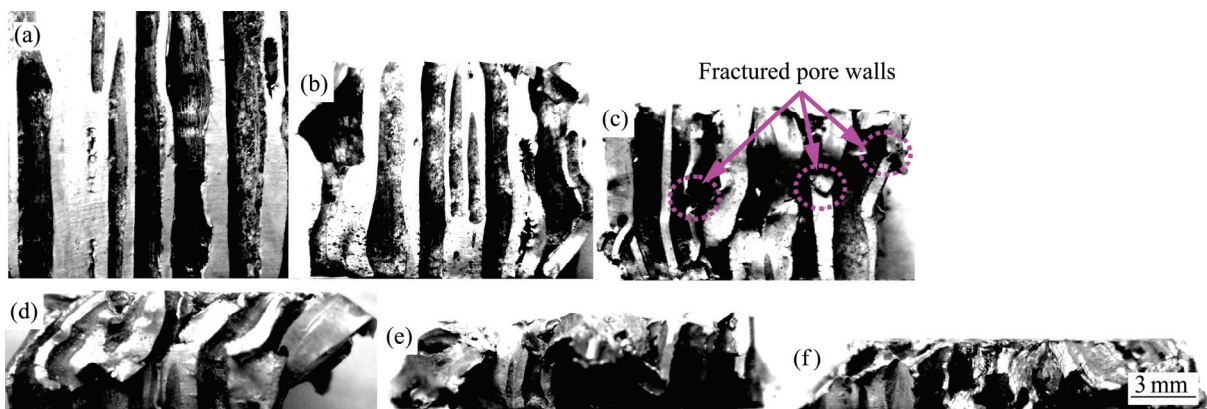


图8 图7中不同应变下多孔镁的纵截面形貌

Fig. 8 Longitudinal-sectional morphologies of porous magnesium deformed at different strains in Fig. 7: (a) 0; (b) 0.17; (c) 0.30; (d) 0.44; (e) 0.60; (f) 0.70

发生局部剪切断裂,但尚有一部分孔壁未弯曲和断裂。当变形量达到30%时,发生剪切断裂的孔壁明显增加,已经发生断裂的孔壁插入到气孔中沿着气孔向下滑移(见图8(c)),而之前尚未弯曲的孔壁也开始弯曲。由于该阶段藕状多孔镁的变形过程主要是孔壁不断向气孔中塌陷的过程,所以变形抗力较小,对应于压缩应力-应变曲线上的应力也降低到最小。图8(d)所示为变形量44%时的变形形貌,从图8(d)中可以看到,当压缩变形量较大时,孔壁在向下滑移的过程中也发生横向倾斜,并进而发生折叠断裂,这个阶段的变形抗力基本和变形量为30%左右应力相当,这个变形阶段对应应力应变曲线上的平台区。当继续变形时,孔壁继续发生断裂并插入气孔中。当变形量达到60%左右时,孔隙部位已经逐步被断折的孔壁充满,进一步压缩时试样进入密实化阶段,变形抗力快速增加(见图8(e)和(f))。

2.2.2 高应变速率($450\sim 1650\text{ s}^{-1}$)条件下的变形过程

图9所示为在应变速率 $\dot{\varepsilon}=950\text{ s}^{-1}$ 条件下压缩时藕状多孔镁经过不同变形量后的应力-应变曲线,其孔隙结构形貌如图10所示。从图10(b)可以看出,藕状多孔镁在变形量较小(10.6%)时,孔壁并没有发生断裂,只是试样沿压缩方向发生一定角度的偏转,使压缩载荷与气孔方向形成一定的夹角,从而形成一定的力矩。因此当压缩变形量进一步增加时,孔壁会在试

样的中部发生弯曲和折断(见图10(c))。随着变形的继续进行,孔壁折断部位继续横向伸展,并发生“L”形弯曲并折断(见图10(d))。从图10(f)可以看出,有的孔壁并没有发生断裂,只发生了横向滑移。如前所述,尽管中低速率下压缩过程中孔壁也会发生一些横向倾斜和滑移,但是相比之下,高应变速率下这个变形方式更容易发生。

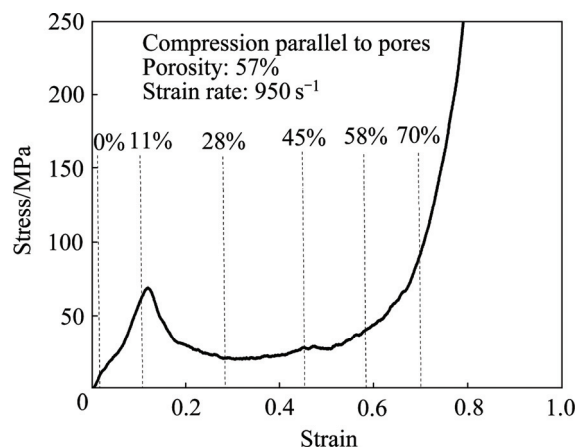


图9 应变速率为 950 s^{-1} 时藕状多孔镁变形过程的应力-应变曲线

Fig. 9 Stress-strain curve in deformation process of lotus-type porous magnesium at a strain rate of 950 s^{-1} in direction parallel to pores

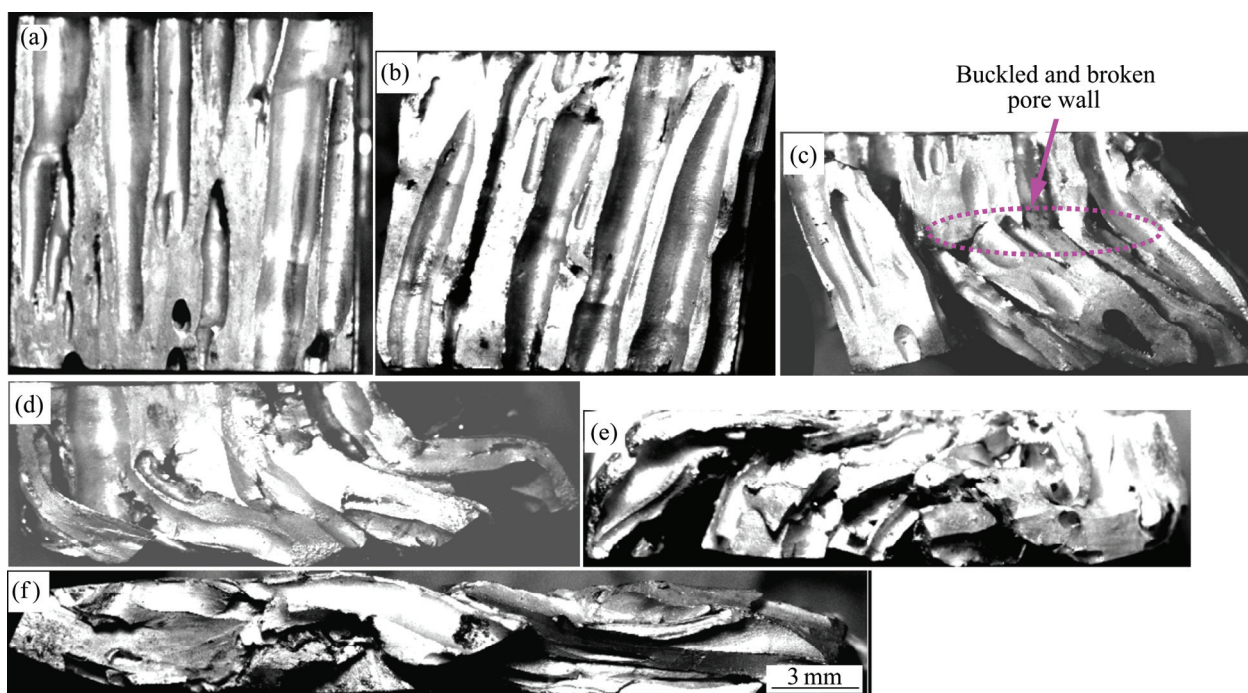


图10 图9中不同应变下多孔镁的纵截面形貌

Fig. 10 Longitudinal-sectional morphologies of porous magnesium deformed at different strains in Fig. 9: (a) 0; (b) 0.11; (c) 0.28; (d) 0.45; (e) 0.58; (f) 0.70

2.3 应变速率对压缩力学性能的影响

2.3.1 应变速率对压缩应力-应变曲线的影响

图 11 所示为应变速率对藕状多孔镁(孔隙率为 63%)平行于气孔方向压缩时应力-应变曲线的影响。由图 11(a)可知, 应变速率不同时藕状多孔镁的应力-应变曲线变化规律相似, 即在应变范围 0.1~0.15 内, 藕状多孔镁压缩应力-应变曲线上会出现一个应力峰值(本研究中定义为坍塌应力, 以 σ_{co} 表示), 然后应力回落, 进入应力随应变缓慢增长的阶段即应力平台区(应变范围约为 0.18~0.65), 当应变大于 0.65 时, 应

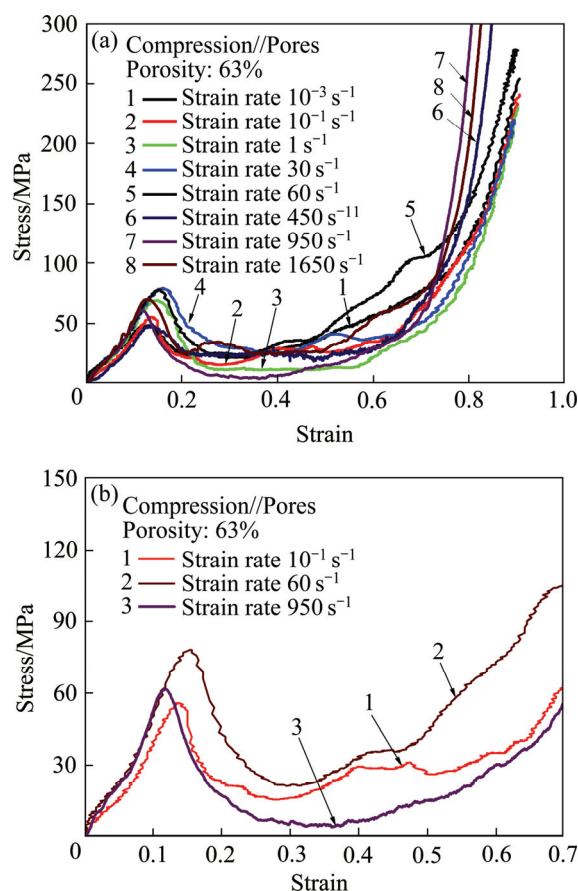


图 11 平行于气孔压缩时应变速率对藕状多孔镁压缩应力-应变曲线的影响

Fig. 11 Effects of strain rates on stress-strain curves of lotus-type porous magnesium compressed in direction parallel to pores: (a) Curves at various strain rates; (b) Curves at three typical strain rates

力急剧增大, 进入密实化区。从图 11(b)可以更清楚地看出, 应变速率对藕状多孔镁压缩应力-应变曲线影响比较显著, 应变速率不同, 应力峰值大小和所对应的变形量不同, 应力平台高度也不同。根据曲线特点, 可以将应变速率范围分为较低应变速率(10^{-3} ~ 60 s^{-1})和高应变速率(450 ~ 1650 s^{-1})两个范围。在较低应变速

率范围内, 随应变速率增加, 应力峰值提高且应力峰值所对应的变形量增大, 应力平台有所上升; 而在高应变速率条件下, 出现应力峰值所对应的变形量减小, 且应力平台显著下降。

2.3.2 应变速率对平台应力、坍塌应力和密实化起始应变的影响

采用常用的能量学方法确定密实化起始应变 ε_{cd} , 即利用材料的压缩应力、应变数据通过式(3)获得 ω - ε 曲线, 将曲线中最大 ω 值所对应的应变作为密实化起始应变, 如图 12 所示。这里 ω 反映的是多孔材料的能量吸收效率, 当多孔材料开始密实化时, 能量吸收效率开始下降, 因此, 最大值 ω_{max} 所对应的应变即为密实化起始应变 ε_{cd} 。

$$\omega(\varepsilon) = \frac{1}{\sigma(\varepsilon)} \int_0^\varepsilon \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (3)$$

式中: $\omega(\varepsilon)$ 为吸能效率; $\sigma(\varepsilon)$ 为压缩应力; ε 为压缩应变。

平台应力 σ_{pl} 按式(4)计算:

$$\sigma_{pl} = \frac{\int_{\varepsilon_0}^{\varepsilon_{cd}} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon}{\varepsilon_{cd} - \varepsilon_0} \quad (4)$$

式中: σ_{pl} 为平台应力; ε_0 为起始应变; ε_{cd} 为起始密实化应变。

表 1 所列为平行于气孔方向压缩时应变速率对孔隙率为 63%的藕状多孔镁的平台应力、坍塌应力和密实化起始应变的影响。参考泡沫金属材料研究中的处理方法, 以不同应变速率下的平台应力相对应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时的平台应力数值增加 20%作为判断藕状多孔镁是否具有应变速率敏感性的依据。从表 1 可以

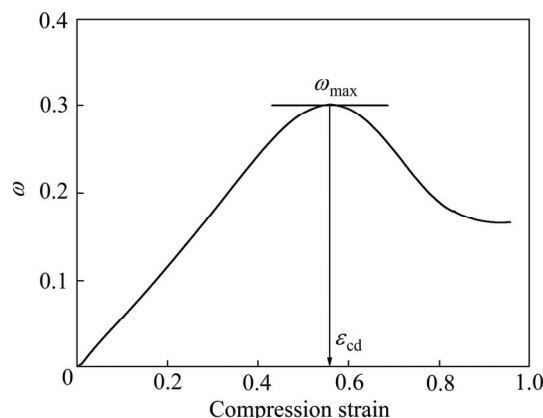


图 12 能量法确定藕状多孔镁密实化起始应变示意图

Fig. 12 Schematic diagram of energetic method used to calculate densification initial strain of lotus-type porous magnesium

看出, 较低应变速率(应变速率为 $10^{-3} \sim 60 \text{ s}^{-1}$)与高应变速率(应变速率为 $450 \sim 1650 \text{ s}^{-1}$)时, 应变速率对平台应力的影响规律有所不同。在较低应变速率时, 虽然总体上平台应力随应变速率增加而增大, 但在 $10^{-3} \sim 60 \text{ s}^{-1}$ 的应变速率内增加的幅度较小, 并没有明显的应变速率敏感性。但当应变速率达到 1 s^{-1} 以上时, 应变速率对平台应力的影响开始变得明显, 例如应变速率从 10^{-3} s^{-1} 增加到 60 s^{-1} 时, 平台应力由 31.2 MPa 增加到 46.3 MPa , 增幅为 48.4% , 表现出显著的应变速率敏感性。与较低应变速率时相反, 在高应变速率时, 平台应力随应变速率增加总体上表现出降低的趋势, 例如应变速率为 950 s^{-1} 时, 平台应力会下降到 18.6 MPa , 比应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时的降低了 48.4% 。综上所述, 压缩方向平行于气孔方向时, 在不同的应变速率范围, 藕状多孔镁分别表现出应变速率软化和应变速率硬化效应, 总体上表现出应变速率敏感性。

从表 1 可以看出与应变速率为 10^{-3} s^{-1} 时的相比, 当应变速率增大时, 总体上坍塌应力增大, 特别是当 $\dot{\varepsilon} \geq 1 \text{ s}^{-1}$ 时, 坍塌应力表现出明显的应变速率硬化效应, 而应变速率在 $30 \sim 60 \text{ s}^{-1}$ 时应变速率硬化效应最显著。

表 1 所列为沿平行于气孔方向压缩时应变速率对藕状多孔镁的密实化起始应变的影响。由表 1 可以看出, 在平行于气孔方向压缩时孔隙率为 63% 的藕状多孔镁的起始密实应变值都较大, 约为 0.7 。多孔金属材料的压实应变, 理论上应当等于其孔隙率, 即 $\varepsilon_0 = P$ 。一般而言, 密实化起始应变的实际值往往比理论值略低。然而从表 1 可知, 在平行于气孔方向压缩时, 藕状多孔镁的密实化起始应变接近或略大于理论值, 由上述可知, 这与藕状多孔镁的变形机制有关。另一方

面, 从表 1 也可以看出, 应变速率对藕状多孔镁的密实化起始应变影响较小, 密实化起始应变的变化在 5% 以内, 可以认为密实化起始应变不具有明显的应变速率敏感性。

综上所述, 应变速率对藕状多孔镁的平台应力和坍塌应力影响比较显著, 但对密实化起始应变的影响较小。

2.4 分析与讨论

从上述压缩变形过程中孔隙结构的变化过程可知, 在压缩变形过程中, 藕状多孔镁的孔壁受力状态主要有图 13 所示的几种情况。当应变速率较低时, 藕状多孔金属主要的受力状态如 13(a)所示, 这种受力状态会导致当变形量达到一定值时孔壁发生剪切断裂。但在应变速率很高时, 由于变形协调困难以及压头与试样间存在摩擦等原因, 变形过程中会导致孔壁横向偏转, 从而孔壁会出现如图 13(b)所示的受力状态, 此时除了受到轴向应力外, 还受到垂直孔壁的应力, 使孔壁发生转动, 当某一部位受到阻力时, 从而导致如图 13(c)所示, 孔壁从中部断裂。试样也会出现如图 13(d)所示的受力状态, 这个阶段多发生在藕状多孔镁密实化阶段。

由于上述几种受力状态的作用, 压缩方向平行于气孔方向时孔壁主要表现出 3 种典型的变形方式, 即孔壁发生“局部剪切断裂—塌陷滑移—再次断裂”的变形方式、“剪切断裂—横向偏转—倒塌折叠”的变形方式以及试样“整体偏转—‘L’形弯折—倒塌折叠”的变形方式, 3 种方式分别如图 14(a)~(c)所示。不同应变速率下, 藕状多孔镁在压缩过程中都会发生孔壁的剪切断裂, 对应于压缩应力-应变曲线上的应力峰值。

表 1 应变速率对平行于气孔方向压缩时藕状多孔镁的平台应力、坍塌应力和密实化起始应变的影响

Table 1 Effects of strain rates on plateau stresses, collapse stresses and densification initial strains of lotus-type porous magnesium (Porosity is about 63%)

Strain rate/ s^{-1}	$\sigma_{\text{pl}}/\text{MPa}$	$\frac{\sigma_{\text{pl}} - \sigma_{\text{pl}}^{10^{-3}}}{\sigma_{\text{pl}}^{10^{-3}}} / \%$	$\sigma_{\text{co}}/\text{MPa}$	$\frac{\sigma_{\text{co}} - \sigma_{\text{co}}^{10^{-3}}}{\sigma_{\text{co}}^{10^{-3}}} / \%$	ε_{cd}	$\frac{\varepsilon_{\text{cd}} - \varepsilon_{\text{cd}}^{10^{-3}}}{\varepsilon_{\text{cd}}^{10^{-3}}} / \%$
10^{-3}	31.2	0	48.9	0	0.70	0
10^{-1}	32.8	5.1	55.7	13.9	0.71	1.43
1	36.8	17.9	69.5	42.1	0.69	-1.43
30	42.2	35.3	79.3	62.2	0.71	1.43
60	46.3	48.4	78.1	59.7	0.70	0
450	23.1	-25.9	70.1	43.4	0.72	2.86
950	18.6	-40.4	61.6	26.0	0.67	-4.28
1650	37.9	21.47	70.5	44.2	0.71	1.43

从上述不同应变速率下不同变形量藕状多孔镁变形形貌可以看出,在较低应变速率下,孔壁主要发生如图 14(a)和(b)所示的变形机制。当变形速率很低(如 10^{-3} s^{-1})时,孔壁受到压缩而产生裂纹,裂纹有充足的

时间扩展,断裂的孔壁有充足的时间填充气孔,导致低速率下压缩时平台应力较低。当变形速率增加到较大值时,变形协调较低应变速率时困难,孔壁容易发生偏转,由于孔壁之间的相互作用增大,从而使孔壁

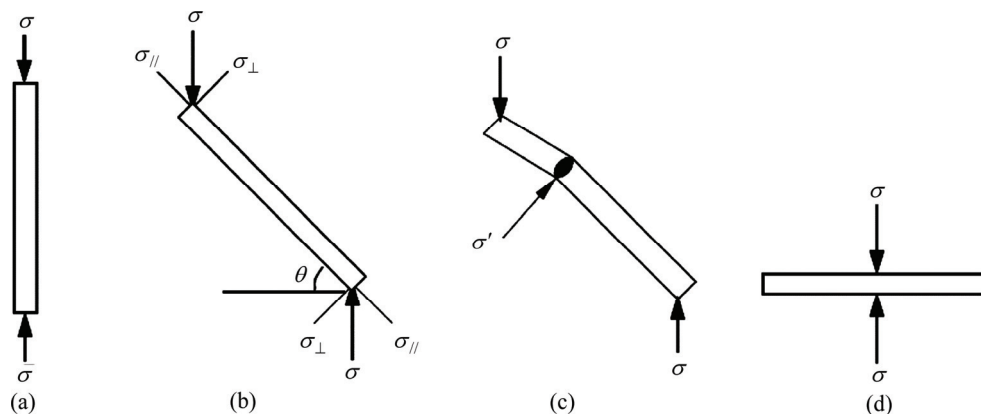


图 13 孔壁的不同受力状态的示意图

Fig. 13 Schematic diagrams of several main stress states of pore walls during compression deformation

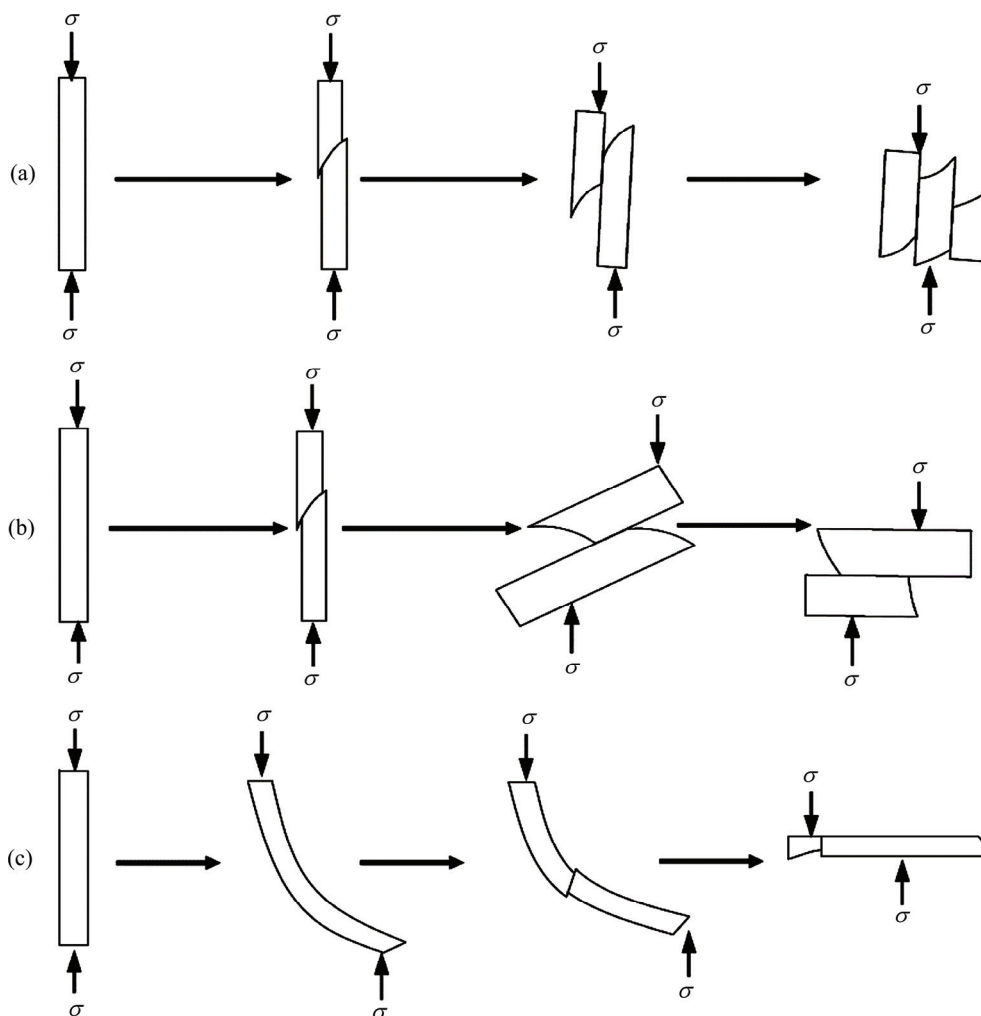


图 14 藕状多孔镁沿平行于气孔方向压缩变形时孔壁的 3 种主要变形方式示意图

Fig. 14 Schematic diagrams of three deformation modes of pore walls in lotus-type porous magnesium during compressive deformation in direction parallel to pores: (a) Shearing fracture, sliding and collapsing in holes, fracturing again; (b) Shearing fracture, deflecting, collapsing; (c) Deflecting and bending, L-shaped buckling, collapsing

更容易发生多次断裂,一定程度上提高了压缩时的平台应力。相比而言,在高应变速率下,图14(b)和(c)两种变形机制更容易发生,并且以图14(c)种方式为主,这是因为当应变速率很大时,压缩变形过程在很短时间内完成,孔壁通过多次断裂来协调变形的难度较大,倾向于通过整体偏转的方式来协调变形,这样一旦发生了整体偏转,孔壁便可通过弯曲等方式进行进一步变形,因此高应变速率时变形抗力最低。

在研究高应变速率对变形行为的影响时,往往还需要考虑冲击波效应的作用。多孔金属材料在高速冲击变形过程中,冲击波传播效应通常会使得多孔材料的变形集中在波后,在与撞击杆接触的试样端面附近首先形成局部变形带,并且随着变形量的增加而逐渐推进,引起试样的不均匀变形。为了分析高应变速率时冲击波对藕状多孔镁变形行为的影响,本研究利用高速摄像技术记录了藕状多孔镁的变形过程,主要变形阶段如图15所示。从图15中藕状多孔镁不同阶段的变形特征可以看出,变形过程中并未发现在冲击杆端部出现局部变形带,而是观察到在较快的变形速度下,试样发生一定角度的整体偏转,然后从试样中部附近产生弯折。因此,在本研究的应变速率范围内冲击波效应不是引起应变速率敏感性的主要原因。

综上所述,藕状多孔镁压缩曲线的平台应力在应

变速率增加到一定值时表现出应变速率敏感性的机制主要是由于在较低应变速率和高应变速率条件下孔壁的变形方式发生了变化,而受冲击波效应影响不明显。

3 结论

1) 藕状多孔镁沿平行于气孔方向的压缩变形过程主要包含线弹性变形阶段、局部坍塌变形阶段、低应力平台变形阶段和密实化阶段4个阶段,其中平台变形阶段较宽(应变在0.2~0.7之间),预示其具有十分优良的吸能性能。

2) 平行于气孔方向压缩时应变速率对藕状多孔镁的变形行为影响显著,在应变速率 $\dot{\epsilon} < 60 \text{ s}^{-1}$ 条件下变形时,主要以孔壁首先发生局部剪切断裂,然后孔壁向孔隙内塌陷的方式变形,而在较高应变速率 $\dot{\epsilon} = 450 \sim 1650 \text{ s}^{-1}$ 条件下变形时主要以孔壁首先发生整体偏转,然后产生弯曲折断的方式变形。

3) 应变速率对藕状多孔镁的坍塌应力和平台应力有较明显的影响,应变速率为 $30 \sim 60 \text{ s}^{-1}$ 时,应变速率硬化效应最显著,其影响机制主要是由于不同应变速率时孔壁的变形方式发生了变化,而受冲击波效应的影响不明显。

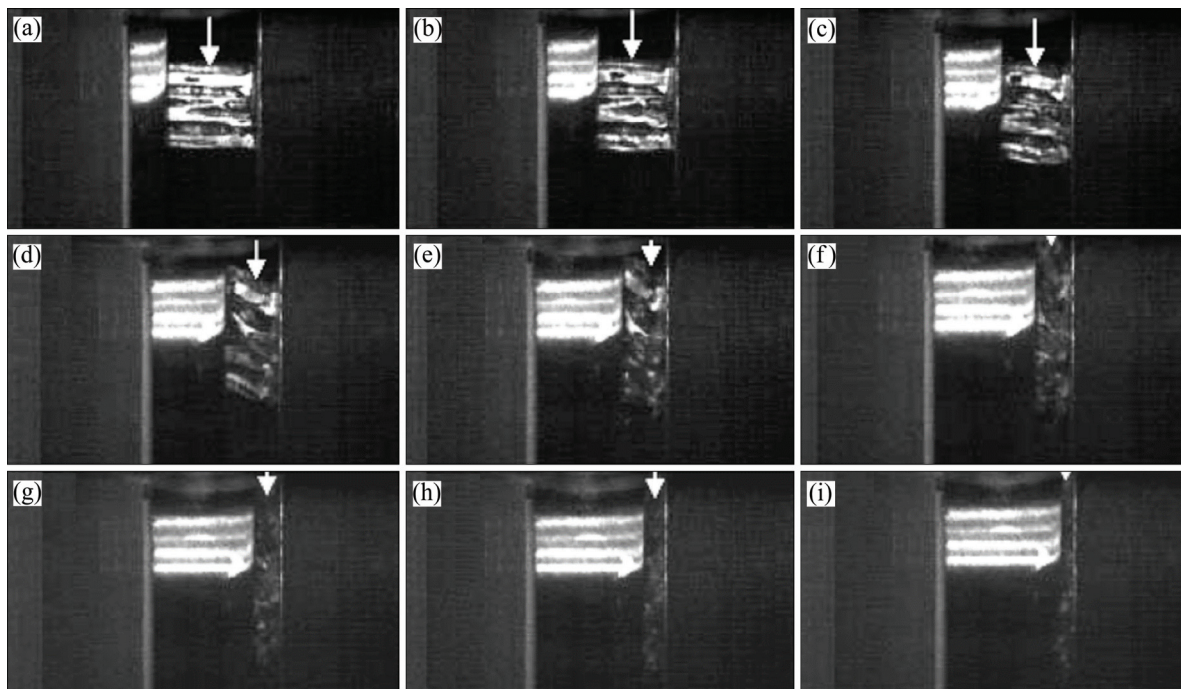


图15 撞击过程不同变形阶段的高速摄影

Fig. 15 Compressive deformation process of lotus-type porous magnesium at a strain rate of 950 s^{-1} recorded by a high-speed camera with shooting speed of 50000 frames per second at different compressive deformation degrees: (a) 0%; (b) 10%; (c) 18%; (d) 30%; (e) 39%; (f) 50%; (g) 62%; (h) 73%; (i) 85%

REFERENCES

- [1] DEGISCHER H P, KRISZT B. 多孔泡沫金属[M]. 左孝青, 周芸. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- DEGISCHER H P, KRISZT B. Handbook of cellular metals[M]. ZUO Xiao-qing, ZHOU Yun. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.
- [2] BANHART J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams[J]. Progress in Materials Science, 2001, 46(6): 559–632.
- [3] GIBSON L J, ASHBY M F. Cellular solids: structure and properties[M]. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1999: 1–10.
- [4] SHAPOVALOV V. Method of manufacturing porous articles: United States, 5181549[P]. 1993–06–26.
- [5] NAKAJIMA H, IDE T. Fabrication of porous copper with directional pores through thermal decomposition of compounds[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(2): 390–394.
- [6] NAKAJIMA H. Fabrication, properties and application of porous metals with directional pores[J]. Progress in Materials Science, 2007, 52(7): 1091–1173.
- [7] NAKAJIMA H, IKEDA T, HYUN S K. Fabrication of lotus-type porous metals and their physical properties[J]. Advanced Engineering Material, 2006, 6(6): 377–384.
- [8] HYUN S K, NAKAJIMA H. Anisotropic compressive properties of porous copper produced by unidirectional solidification[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 340(12): 258–264.
- [9] ICHITSUBO T, TANE M. Anisotropic elastic constants of lotus-type porous copper: measurements and micromechanics modeling[J]. Acta Materialia, 2002, 50(16): 4105–4115.
- [10] KÖRNER C, HIRSCHNANN M, BRÄUTIGAM V, SINGER R F. Endogenous particles stabilization during magnesium integral foam production[J]. Advanced Engineering Materials, 2004, 6(6): 385–390.
- [11] RENGGER K, KAUFMANN H. Vacuum foaming of magnesium slurries[J]. Advanced Engineering Materials, 2005, 7(3): 117–123.
- [12] WEN C E, YAMADA Y, SHIMOJIMA K, CHINO Y, HOSOKAWA H, MABUCHI M. Compressibility of porous magnesium foam: Dependency on porosity and pore size[J]. Materials Letter, 2004, 58(3/4): 357–360.
- [13] OSORIO-HERNÁNDEZ J O, SUAREZ M A, GOODALL R, LARA-RODRIGUEZ G A, ALFONSO I, FIGUEROA I A. Manufacturing of open-cell Mg foams by replication process and mechanical properties[J]. Materials and Design, 2014, 64: 136–141.
- [14] MUKAI T, KANAHASHI H, MIYOSHI T, MABUCHI M, NIEH T G, HIGASHI K. Experimental study of energy absorption in a close-celled aluminum foam under dynamic loading[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(8): 921–927.
- [15] DESHPANDE V S, FLECK N A. High strain rate compressive behaviour of aluminium alloy foams[J]. International Journal of Impact Engineering, 2000, 24(3): 277–298.
- [16] DANNEMANN K A, LANKFORD J J. High strain rate compression of closed-cell aluminium foams[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 293(1/2): 157–164.
- [17] DHARARN C K H, HAUSER F E. Determination of stress-strain characteristics at very high strain rates[J]. Experimental Mechanics, 1970, 10(6): 370–376.
- [18] MONDAL D P, GOEL M D, DAS S. Compressive deformation and energy absorption characteristics of closed cell aluminum-fly ash particle composite foam[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 507(1/2): 102–109.
- [19] 姚迪, 刘新华, 刘雪峰, 谢建新. 藕状多孔铜轴向压缩变形行为与本构关系[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(11): 1995–2001.
- YAO Di, LIU Xin-hua, LIU Xue-feng, XIE Jian-xin. Axial compressive deformation behaviors and constructive relation for lotus-type porous copper[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(11): 1995–2001.
- [20] 刘新华, 姚迪, 刘雪峰, 谢建新. 藕状多孔铜沿垂直气孔方向压缩变形行为与本构关系[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(7): 1237–1244.
- LIU Xin-hua, YAO Di, LIU Xue-feng, XIE Jian-xin. Deformation behaviors and constructive relation of lotus-type porous copper under compressive direction perpendicular to pores[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(7): 1237–1244.

Effect of strain rate on compressive deformation behavior and mechanical properties of lotus-type porous magnesium in direction parallel to pores

LIU Xin-hua, YAN Yu-ping, XIE Jian-xin

(Institute for Advanced Materials and Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Lotus-type porous magnesium was fabricated by unidirectional solidification, and compressive experiments were subsequently conducted in the strain rate range of 10^{-3} – 1650 s^{-1} in the compressive direction parallel to the pores. A GLEEBLE-1500 materials simulation system and a split Hopkinson pressure bar (SHPB) were used to investigate the effect of strain rate on the compressive deformation behaviors and mechanical properties of lotus-type porous magnesium, and the influence mechanism of the strain rate was also analyzed. The results show that the compressive deformation process of lotus-type porous magnesium consists of a linear elastic stage, a collapse stage, a plateau stage and a densification stage at various strain rates, and the plateau stage has a quite wide range between 0.2–0.7 of the strain. The strain rates have significant effects on compressive deformation behaviors of lotus-type magnesium. When compressed at a lower strain rate less than 60 s^{-1} , lotus-type magnesium deforms mainly in the way that pore wall firstly suffers a shear fracture in a local place of sample, and then, collapses into the hole. However, compressed at high strain rates between 450 – 1650 s^{-1} , the main deformation way of lotus-type magnesium is that pore wall firstly deflects, and then buckles and broke during compressive deformation. The strain rates have obvious influence on the plateau stress and collapse stress, and the main mechanism is the deformation way of pore wall at a lower strain rate which is different from that at a high strain rate, but the shockwaves effect is not obvious.

Key words: lotus-type porous magnesium; strain rate; deformation behaviors; mechanical property; deformation mechanism

Foundation item: Project(50904004) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2015-05-29; **Accepted date:** 2015-10-13

Corresponding author: XIE Jian-xin; Tel: +86-10-62332254; E-mail: jxxie@mater.ustb.edu.cn

(编辑 王 超)