

泡沫镁的宏微观结构表征及压缩性能

许正斌, 刘晓滕, 王娟, 徐闯, 郝海

(大连理工大学, 辽宁 大连 116024)

摘要: 针对熔体发泡法制备泡沫镁存在的困难, 使用包覆发泡剂及改进工艺成功制得泡孔均匀的泡沫镁试样。利用 OM、SEM、EDS 及 XRD 等分析手段对试样进行宏微观结构表征。结果表明: 泡沫镁试样宏观孔以典型的闭孔结构为主, 但也存在一些连通孔及少量大孔, 它们多是宏观裂纹的产生及扩展位置。泡孔内壁存在一些褶皱缺陷, 且弥散分布着许多反应产生的 MgO 和 CaO 颗粒, 压缩变形过程中, 这些部位易产生应力集中, 促进微裂纹的形成与扩展。孔壁上主要分布着碳化硅颗粒及生成的 Mg₂Ca 相。测试分析了孔隙率和孔径对泡沫镁压缩力学性能和能量吸收性能的影响, 并深入研究其压缩破坏机理。研究发现: 随着孔隙率的降低, 泡沫镁弹性变形增大, 屈服强度升高; 随着孔径的增大, 泡沫镁屈服强度及平台应力明显减小, 表现出显著的孔径效应。随着孔隙率的升高或孔径的增大, 泡沫镁的能量吸收性能显著降低。泡沫镁的破坏为解理脆性断裂, 这与孔壁组织及镁基体性质有很大的关系。

关键词: 泡沫镁; 结构表征; 压缩性能; 能量吸收; 破坏机理

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)08-2169-07

泡沫金属是一种新型的结构功能一体化材料, 兼具有优良的结构力学性能和诸多独特的功能特性, 如吸声隔音、阻尼减振、电磁屏蔽等^[1-5]。在过去的数十年中, 泡沫铝基材料的研究进行地较为深入和系统^[1,6,7]。而近年来, 随着工业需求的增加及研究的不断深入, 其他基体泡沫材料的研究也在逐步开展^[5, 8-12]。其中, 镁以其突出的比强度、阻尼吸震性能、抗电磁干扰性能、生物相容性能等优势, 受到研究者的青睐^[13-15]。

目前, 制备泡沫镁的方法主要包括熔体发泡法、粉末冶金法、渗流铸造法、定向凝固法等^[15-17]。其中熔体发泡法因其工艺简单、成本低廉而受到广泛关注。该方法是将合适的发泡剂加入金属熔体中, 发泡剂受热产生气体从而使金属熔体泡沫化, 冷却后即可得到泡沫金属。但是由于镁化学性质过于活泼, 泡沫镁的研究仍处于实验研究阶段。此前, D. H. Yang 等^[15]采用熔体发泡法, 在 CO₂ 和 SF₆ 混合保护气氛下以 CaCO₃ 作为发泡剂成功制得了孔结构均匀的闭孔泡沫镁试样, 并进一步研究了发泡机理。周全等^[18]也尝试用 MgCO₃ 作为发泡剂制备闭孔泡沫 ZM5 镁合金。但是熔体发泡法制备泡沫镁仍存在一些突出问题, 如高昂的阻燃气氛成本、过快的发泡剂分解速率, 极易团聚的粉末发泡剂等。针对这些问题, 本课题组采用溶液-凝胶法对发泡剂 CaCO₃ 进行包覆处理, 改善其分解速

率及浸润性, 并通过合金化阻燃, 在大气环境下采用熔体发泡法成功制得了孔结构均匀的闭孔泡沫镁试样^[19]。但是, 目前泡沫镁的研究还不够深入, 对所制备试样的显微组织结构分析较少, 性能研究依旧不足, 这也导致对组织结构与性能间的联系认识不够深刻。

本研究即是在此前成功制备的基础上, 对所制得泡沫镁的显微结构进行表征, 进一步研究孔隙率及孔径大小对压缩性能和吸能特性影响, 并通过显微孔壁形貌及断口特征深入分析了压缩破坏机理。

1 实验

实验选用工业纯镁(纯度≥99.85%)作为发泡基体材料, 以金属钙(纯度≥99.9%)颗粒作为阻燃剂, 以碳化硅颗粒(粒度 80 μm 左右)作为增粘剂, 以经过包覆处理的碳酸钙颗粒(纯度≥99.9%)作为发泡剂进行实验。

采用熔体发泡法制备泡沫镁, 详细制备过程参见文献^[19]。简而言之, 即是在特定温度条件下熔化一定质量的工业纯镁, 熔化期间以熔剂覆盖方式阻止金属镁的燃烧; 待金属镁熔化且熔体温度达到 750 °C 时加入 5.0% Ca (质量分数) 进行合金化阻燃; 随后以 900 r/min 速度进行机械搅拌, 搅拌过程中加入 3.0% SiC (质量分数) 颗粒提高熔体粘度; 当熔体温度下降至 635 ~

收稿日期: 2015-08-10

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金项目 (DUT11ZD115); 辽宁百千万人才工程项目 (2011921065)

作者简介: 许正斌, 男, 1989 年生, 硕士生, 大连理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024, 电话: 0411-84709458, E-mail: xresearch@163.com

640 °C 时, 加入 2.0% 的包覆 CaCO_3 发泡剂, 此时提高搅拌速度至 1200 r/min, 搅拌约 20 s 使发泡剂在熔体内分布均匀; 之后迅速转移试样至 800 °C 保温炉内, 保温 1~3 min; 最后取出试样, 在空气中冷却。

利用莱卡 MEF-3 金相显微镜对试样宏观孔结构及孔壁金相组织进行观察。利用 Zeiss Supra55 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察孔内和孔壁微观形貌, 以及压缩后孔内裂纹及断口形貌, 结合能谱 (EDS) 分析仪确定各部分元素组成。利用 D/MAX-2400 X 射线衍射 (XRD) 仪对孔壁中的物相组成进行分析。

为避免压缩测试中的尺寸效应^[6], 本实验采用线切割切取 $\Phi 30 \text{ mm} \times 30 \text{ mm}$ 的泡沫镁压缩试样。试样孔隙率可通过如下公式计算得到:

$$P_r(\%) = \frac{V_0 - (M / \rho_s)}{V_0} \times 100\% \quad (1)$$

其中, P_r 为试样孔隙率(%), M 为试样质量(g), V_0 为试样体积(m^3), ρ_s 为镁基体的密度(kg/m^3), 取 $1738 \text{ kg}/\text{m}^3$ 。试样孔径大小采用统计平均法计算获得, 为更准确描述孔径大小, 用孔径范围代替平均孔径。

压缩试验在 WD-10A 型万能试验机上进行, 压缩位移速率为 $1.8 \text{ mm}/\text{min}$ 。实验将施加于样品上的压力与宏观截面积之比称为表观应力(简称应力), 记为 σ , 试样压缩过程中形变量与原始长度之比称为表观应变(简称应变), 记为 ε , 由此获得压缩应力 (σ) - 应变 (ε) 曲线。

2 结果与分析

2.1 宏观结构

图 1 为闭孔泡沫镁的宏观孔结构照片。泡沫镁试样截面孔分布整体较为均匀, 泡孔以闭孔结构为主, 形状多为球形或椭球形, 另外还存在一些连通孔(图中箭头所示)。同时在局部区域也有少量大孔(虚线圆圈所示)存在, 这主要是由于气泡长大过程中的相互合并造成的。

2.2 微观结构

2.2.1 孔内壁显微特征

图 2 为泡沫镁孔内显微特征 SEM 照片。从图 2a 中可以明显看到气孔的三维形貌, 大部分气孔相互独立且完整, 呈现出典型的闭孔结构。同时可以发现, 在某些气孔内存在一些白色块状颗粒, 根据形貌特征及 EDS 分析判断, 其为发泡后残余的包覆 CaCO_3 颗粒, 这说明在本实验条件下, 发泡剂并未充分分解, 这可能是发泡剂保温时间较短, 发泡剂用量或粒度偏大等原因造成的。在以后的实验中一方面可以适当延

长保温时间, 另一方面可以适当减小发泡剂用量及粒

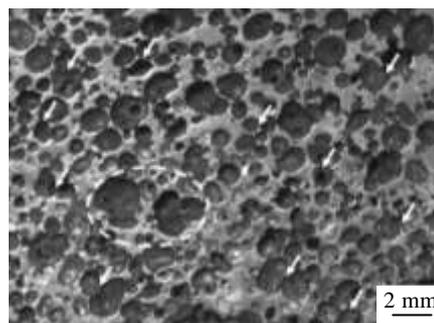
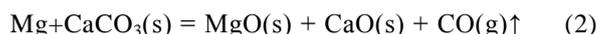


图 1 泡沫镁截面宏观孔结构

Fig.1 Macro structure of magnesium foam cross section

度。但是这也充分说明了包覆处理对减缓发泡剂分解速率具有非常显著的作用。由高倍放大 SEM 照片(图 2b) 可以看到泡孔内壁存在一些褶皱缺陷, 且弥散分布着一些细小颗粒, 结合 EDS 分析, 发现其主要组成元素为 C、O、Mg、Ca、Si。根据相关文献[15,19], CaCO_3 制备泡沫镁的发泡原理为:



由此推测这些细小颗粒主要是 MgO 和 CaO 颗粒, 并且可能也有一些残留 CaCO_3 , 而 Si 元素来源于包覆剂, 含量极少。

2.2.2 孔壁显微组织

图 3 为泡沫镁孔壁金相显微组织照片。从图中可以看到, 一些表面光洁、形态不规则的颗粒状物质分布于孔壁上, 根据其形貌推测是增粘阶段加入的 SiC 颗粒。此外, 大量的黑灰色短线状物质散布在孔壁上, 呈链状或团絮状。基体上还分布着一些细小颗粒。

图 4 为泡沫镁孔壁显微特征 SEM 照片。结合 EDS 分析, 泡沫镁孔壁上散布着的形态不规则颗粒的确为增粘剂 SiC。由图 4a 可以看到, 还有许多白色颗粒物(图中箭头所示)弥散分布于孔壁截面上, 在金相组织照片中同样可以看到类似的颗粒物, 经 EDS 分析, 其主要组成元素为 Mg 和 O, 这可能是在制备过程中氧化生成的 MgO, 并最终保留在孔壁内。此外, 由图 4b 可以清晰地看到短线状物质在孔壁上呈链状分布, 其主要由 Mg、Ca、O 元素构成。为进一步确定其物相组成, 对试样孔壁进行 XRD 分析。图 5 为孔壁 XRD 图谱。由标定结果可知, 除了 SiC 和 MgO 以外, 还存在 Mg_2Ca 相, 结合 Mg-Ca 二元相图及组织形貌特点, 推测短线状物质为 Mg_2Ca 相, 这是阻燃加入的金属钙 Ca 与镁基体生成的物质, 其中的 O 元素可能是表面的氧化物。而 XRD 检测出的 CaCO_3 则可能是未

分解 CaCO_3 细小颗粒混合在熔体中，凝固后保留于孔壁内，这也印证了 2.2.1 节所述发泡剂未分解完全的结

速下降，并在略低于屈服强度处上下波动，试样持续变形但应力基本不变。此阶段伴随着宏观裂纹的产生、扩展，以及渣状碎块的脱落，这造成了平台区的较大

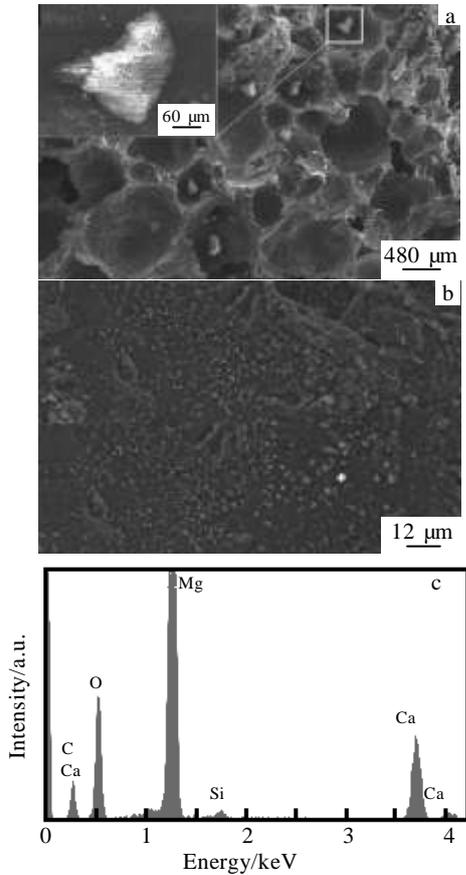


图 2 泡孔和孔内壁显微形貌及 EDS 能谱

Fig.2 Microstructures of pores (a) and pore inner walls (b); EDS spectrum of white particle in Fig.3b(c)

论。所以发泡剂 CaCO_3 除了反应生成 MgO 和 CaO 颗粒附着在孔内壁上，还有一部分未分解保留在孔内和孔壁中。

2.3 压缩性能

2.3.1 压缩应力-应变曲线

图 6 是孔隙率为 71.0% 的泡沫镁试样的压缩应力 (σ)-应变(ϵ)曲线。其中点(ϵ_s 、 σ_s^*)和(ϵ_D 、 σ_D)分别称为屈服点和致密化点， σ_s^* 、 ϵ_s 和 σ_D 、 ϵ_D 分别表示进入屈服平台和致密化阶段的应力、应变。它们的具体位置可根据图 6 求得 $d\sigma/d\epsilon$ ，然后由曲线 $d\sigma/d\epsilon-\epsilon$ 确定^[20]。

该 $\sigma-\epsilon$ 曲线呈现出 3 个典型的变形阶段，即弹性变形阶段 (I)、屈服平台阶段 (II) 和致密化阶段 (III)：

弹性变形阶段 (I)：应力应变呈近似线性关系，在此阶段泡沫镁整体受压变形，但无宏观裂纹产生；

屈服平台阶段 (II)：经过屈服点，应力从峰值急

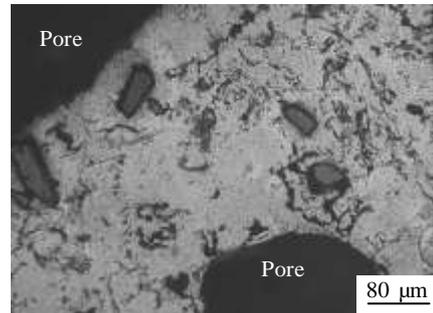


图 3 泡沫镁孔壁显微组织光学照片

Fig.3 Optical image of micro structures in the pore walls

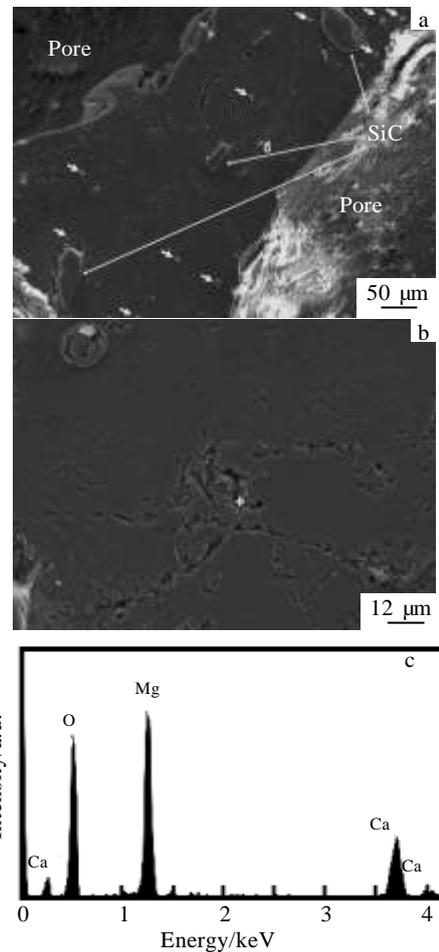


图 4 泡沫镁孔壁显微组织及 EDS 能谱

Fig.4 Microstructures of pore walls (a, b) and EDS spectrum of short line particle in Fig.4b (c)

波动。通过观察压缩变形过程发现，裂纹的产生和扩展主要发生在连通孔及大孔等薄弱区；

致密化阶段 (III): 当 $\varepsilon \geq \varepsilon_D$ 时, 试样几乎完全溃散。泡沫镁试样孔壁相互接触, 进而被整体压实, 应力随应变快速增大。

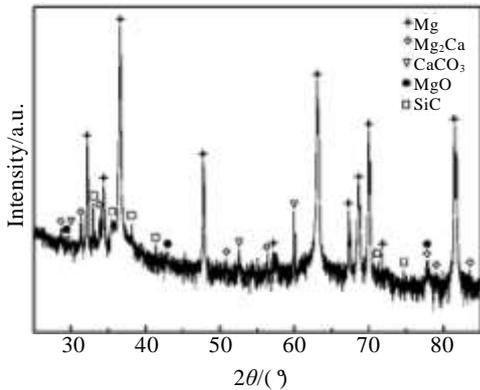


图 5 孔壁 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of pore walls

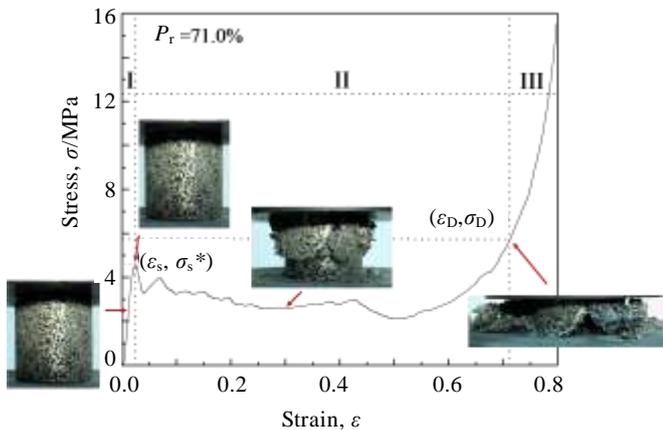


图 6 孔隙率为 71.0% 的泡沫镁试样的压缩应力 (σ)-应变 (ε) 曲线

Fig.6 Stress(σ)-strain(ε) curve of magnesium foam with porosity of 71.0%

2.3.2 孔隙率对压缩性能的影响

图 7 是孔隙率分别为 75.8%、71.0%、64.4% 和 60.2% 的压缩性能应力-应变曲线。由图可知, 随着孔隙率降低: 弹性变形阶段增长, 弹性变形模量 (曲线斜率) 近似; 屈服应力增大, 4 组测试试样屈服应变介于 0.015 ~ 0.040 之间; 相同应变下, 屈服平台区应力增加, 但由于曲线波动加大, 某些区域会出现相交。同时也可以发现, 随孔隙率的增大, 曲线波动逐渐变小。这主要是由于在孔径近似的情况下, 孔隙率越大, 意味着孔壁越薄。在恒位移速率压缩过程中, 较薄的孔壁更易发生弯曲屈服, 整体变形更加平稳,

表现出不太明显的屈服和平稳的曲线特点。

根据 Ashby-Gibson 经验公式^[6], 胞状材料的 σ_s^* 和相对密度 (ρ/ρ_s) 之间存在如下关系:

$$\sigma_s^*/\sigma_s = K(\rho/\rho_s)^{3/2} \quad (3)$$

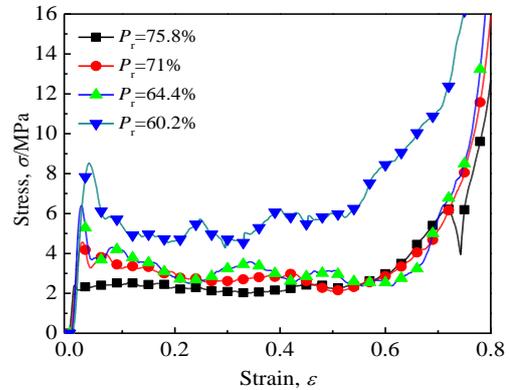


图 7 不同孔隙率泡沫镁的压缩应力(σ)-应变(ε)曲线

Fig.7 Stress(σ)-strain(ε) curve of magnesium foams with different porosity

式中, $(\rho/\rho_s) = 1 - P_t$, 由此式可知, σ_s^* 与 $(\rho/\rho_s)^{3/2}$ 成线性关系, 根据屈服应力数据拟合泡沫镁的 $\sigma_s^* - (\rho/\rho_s)^{3/2}$ 曲线, 得到其线性相关度为 0.988, 如图 8 所示。这表明 Ashby-Gibson 经验公式同样适用于 $P_t=60\% \sim 75\%$ 的泡沫镁试样。

2.3.3 孔径对压缩性能的影响

图 9 是孔隙率约为 71.0%, 不同孔径泡沫镁试样的压缩应力-应变曲线。从图中可以明显看出, 随着泡沫镁试样的孔径增大, 材料的屈服强度明显降低, 压缩屈服峰值应力与第 1 波谷应力差逐渐增大, 曲线平台区波动增大。这主要是由于随着孔径的减小, 气孔数目增多, 孔壁面积及孔棱密度增加, 使压缩强度随之提高。此外, 气泡的长大造成了孔径的差异, 而在气泡长大的过程中, 更易出现气泡间的相互连通与合并, 使试样中的宏观缺陷增加。如 2.3.1 节所述, 这更有利于裂纹的形成及扩展, 因此孔径越大, 屈服强度越低。同时, 孔径越大, 气孔被压垮过程中不断失稳, 引起的瞬时承载力变化更大, 故曲线起伏更大。但是由于三者孔隙率基本相同, 其弹性变形量近似相等, 且最终致密化达到的应力差值逐渐减小。

2.4 能量吸收性能

能量吸收性能是泡沫金属材料的重要特性之一, 通常用单位体积吸收的能量来表征, 计算公式为:

$$W = \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (4)$$

从式 (4) 可知, 能量吸收能力 W 即为泡沫镁 σ - ε 曲线下的面积, 其大小可以表征泡沫金属吸能的优劣性。对于泡沫材料来说, 其能量吸收能力主要取决于其平台应力的值和压缩应力-应变屈服平台区的长度。

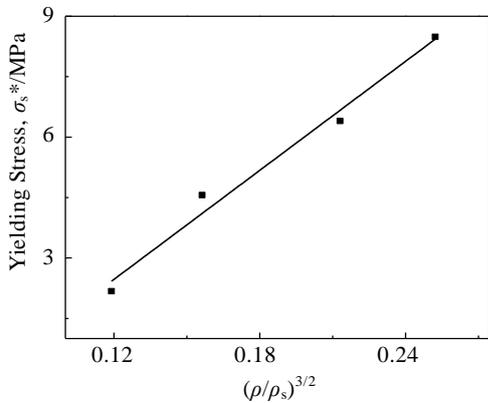


图 8 泡沫镁试样的 σ_s^* - $(\rho/\rho_s)^{3/2}$ 关系

Fig.8 Relationship between σ_s^* and $(\rho/\rho_s)^{3/2}$ for magnesium foams

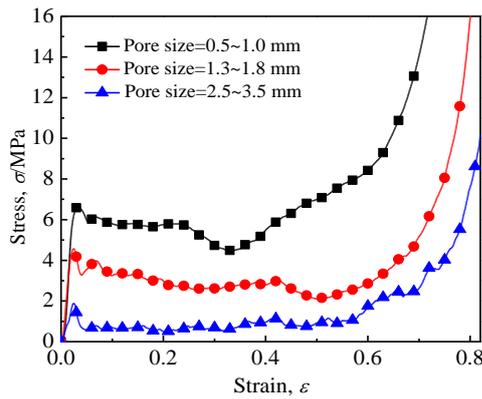


图 9 不同孔径泡沫镁的压缩应力(σ)-应变(ε)曲线

Fig.9 Stress(σ)-strain(ε) curve of magnesium foams with different pore sizes

图 10 为不同孔隙率泡沫镁试样单位体积吸收能量 W 随应变变化的曲线。随孔隙率下降, 单位体积泡沫镁吸收的能量增加。这是由于孔隙率增大时, 屈服强度减小, 平台应力减小, 曲线波动变大, 故其能量吸收能力降低。图 11 为不同孔径的泡沫镁试样单位体积吸收能量 W 随应变变化的曲线。由图可以看出, 泡沫镁具有非常明显的孔径效应, 随着孔径减小, 屈服应力增大, 平台应力值更高, 能量吸收能力更强。

2.5 压缩破坏机理分析

不同于实体金属的是, 泡沫镁压缩过程中伴随着孔壁裂纹的产生、扩展和渣状碎块的脱落, 这与泡沫镁的特殊气孔结构和镁基体自身特点有重要的关系。

为进一步了解泡沫镁压缩破坏机理, 对压缩后的试样进行了显微断口观察与分析。

2.5.1 裂纹产生及扩展

图 12 是孔隙率为 71.0% 的泡沫镁试样压缩后的孔

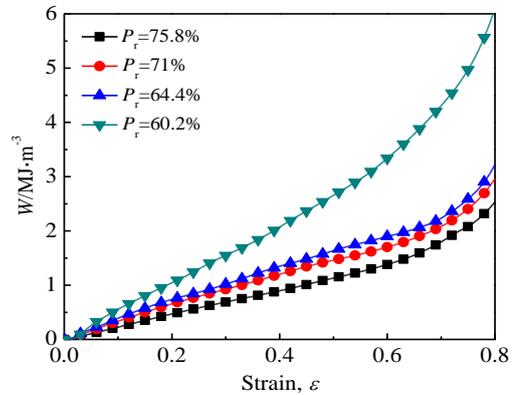


图 10 不同孔隙率泡沫镁的能量吸收特性曲线

Fig.10 Energy absorption curve of magnesium foams with different porosity

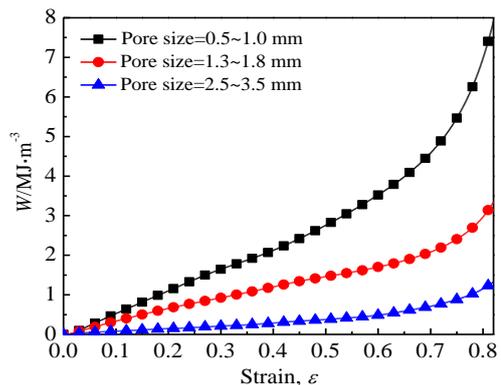


图 11 不同孔径泡沫镁的能量吸收特性曲线

Fig.11 Energy absorption curve of magnesium foams with different pore sizes

壁 SEM 照片。由图 12a 可知, 压缩后的泡沫镁试样未断裂的内壁上产生了许多裂纹, 同时可以发现, 裂纹多是分布于孔内壁褶皱部位和颗粒聚集处 (图 12b)。这主要是由于褶皱是孔内典型的结构缺陷, 而硬质颗粒则嵌在孔壁镁基体上, 压缩载荷作用下, 这些部位更易造成应力集中, 促进裂纹的形成。另外, 裂纹扩展至颗粒聚集位置时, 硬质颗粒阻挡裂纹尖端, 从而裂纹总是在颗粒间扩展。

2.5.2 断口形貌

图 13 为泡沫镁压缩断口形貌 SEM 照片。如前所

述，压缩过程中宏观裂纹通常产生于连通孔或大孔的薄壁位置。从图 13a 可以看出，断裂孔壁呈不规则锯齿状，且锯齿尖端与孔壁裂纹相接，这表明断裂发生在裂纹延伸扩展后的薄弱处。图 13b 为高倍放大断口形貌。可以发现其断口光滑且棱角尖锐，呈不规则台阶状，表现出解理断裂的特征^[21]。但是又没有较长的

河流花样，这可能是由于孔壁较薄，并没有足够区域使裂纹合并扩展。另一方面，因为镁为密排六方结构，孪生是塑性变形的的主要方式，当裂纹穿过孪晶时，解理表面会发生局部倾斜，造成断口台阶的不规则。结合 EDS 分析，其尖棱处多是 Mg、Ca、O 元素组成的物质，说明裂缝向内扩展多是沿 Mg₂Ca 相与镁基体间的界面。综合分析，泡沫镁压缩破坏时以解理断裂为主，并受镁自身结构特点影响，表现出典型的脆性断裂特征。

3 结 论

1) 本实验工艺制得泡沫镁试样宏观孔以典型的闭孔结构为主，但也存在一些连通孔及少量大孔。

2) 泡沫镁某些孔内存在少量残余 CaCO₃ 颗粒，孔内壁存在一些褶皱缺陷，且弥散分布着许多反应产生的 MgO 和 CaO 颗粒；孔壁上分布着增粘加入的碳化硅颗粒以及 Mg₂Ca 第二相，另外还有一些制备过程中产生的 MgO 和少量未分解 CaCO₃ 分布于孔壁内。

3) 随着孔隙率的降低，泡沫镁弹性变形量增大，屈服强度升高；随着孔径的增大，泡沫镁屈服强度及平台应力显著减小，表现出明显的孔径效应。

4) 随着孔隙率的升高或孔径的增大，泡沫镁的能量吸收能力显著降低。

5) 泡沫镁的宏观裂纹多产生于连通孔及大孔薄壁区域，而孔内壁分布的褶皱缺陷和 MgO、CaO 异质颗粒则是微观裂纹形成及扩展位置。通过其断口形貌可知泡沫镁的断裂为解理脆性断裂。

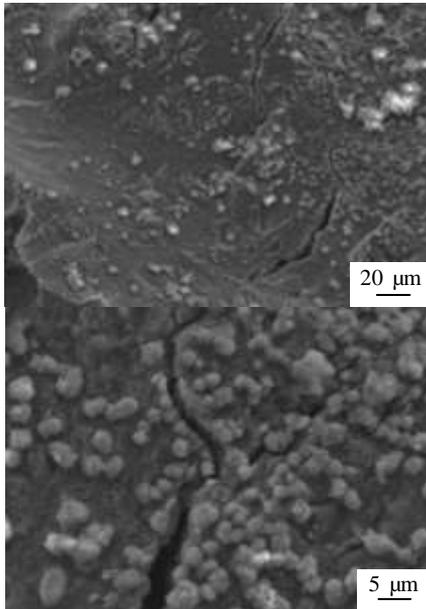


图 12 压缩后泡沫镁孔壁形貌

Fig.12 Micro morphology of pore inner walls after compression

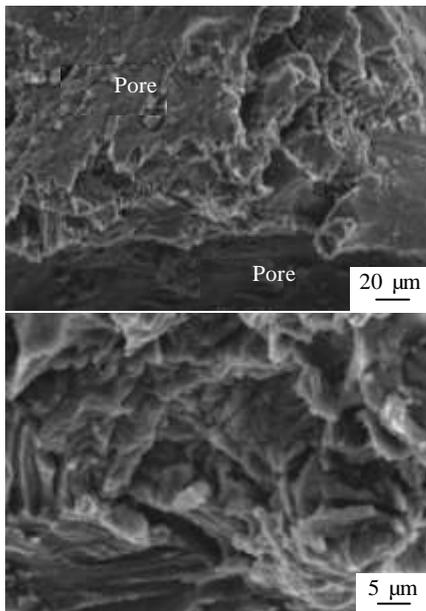


图 13 泡沫镁试样的压缩断口形貌

Fig.13 Micro compression fracture morphology of magnesium foam

参考文献 References

[1] Banhart J. *Progress in Materials Science*[J], 2001, 46(6): 559
 [2] Xie Xiangyun(谢香云), Zuo Xiaoqing(左孝青), Wang Yingwu (王应武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1649
 [3] Banhart J, Baumeister J, Weber M. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 205(1-2): 221
 [4] Feng Yi(凤 仪), Zheng Haiwu(郑海务), Zhu Zhengang(朱振刚) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(1): 33
 [5] Nakajima H. *Progress in Materials Science*[J], 2007, 52(7): 1091
 [6] Ashby M F, Evans A G. *Metal Foams: A Design Guide*[M]. San Diego: Butterworth-Heinemann, 2000: 1
 [7] Gibson L J, Ashby M F. *Cellular Solids: Structure and Properties*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997: 1
 [8] Yamamura S, Shiota H, Murakami K *et al. Materials Science*

- and Engineering A*[J], 2001, 318(1-2): 137
- [9] Mondal D P, Goel M D, Bagde N *et al. Materials & Design*[J], 2014, 57: 315
- [10] Xue X, Wang L, Wang M *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: 188
- [11] Liu Peisheng(刘培生), Luo Jun(罗 军), Chen Yiming(陈一鸣). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 50
- [12] Li Jing(李 婧), Yang Hailin(杨海林), Ruan Jianming(阮建明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 1023
- [13] Zahrani M M, Meratian M, Kabiri Y. *Materials Letters*[J], 2012, 85: 14
- [14] Zhang Y H, Song C H, Ren H P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(9): 2099
- [15] Yang D H, Hur B Y, Yang S R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2008, 461(S1-2): 221
- [16] Shen Jian(沈 剑), Feng Yi(凤 仪), Wang Songlin(王松林) *et al. Metallic Functional Materials*(金属功能材料)[J], 2006, 13(03): 9
- [17] Yuan L, Yanxiang L, Jiang W *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2005, 402(1-2): 47
- [18] Zhou Quan(周 全), Chen Leping(陈乐平). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2009, 29(3): 224
- [19] Lu G, Hao H, Wang F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(6): 1832
- [20] Yang Donghui(杨东辉), He Deping(何德坪), Yang Shangrun(杨上闰). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(11): 1934
- [21] Hull D. *Fractography: Observing, Measuring and Interpreting Fracture Surface Topography*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999: 158

Macro-micro Structure Characterization and Compressive Properties of Magnesium Foams

Xu Zhengbin, Liu Xiaoteng, Wang Juan, Xu Chuang, Hao Hai
(Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

Abstract: Magnesium foams were fabricated by a melt foaming method using coated CaCO_3 as a blowing agent. Macro-micro structure characteristics of the magnesium foams were investigated by OM, SEM, EDS and XRD. The results show that the macro pores of the pores are dominated by closed-cell structure. Meanwhile there are also some communicated pores and big pores, where macro cracks usually initiate and propagate during compression. Fold defects and reaction products MgO and CaO particles diffusely distribute on the pore inner walls, and they easily create stress concentration and cause micro cracks. Pore walls are mainly composed of SiC particles introduced at the thickening stage and second phases Mg_2Ca . Furthermore, compressive properties and energy absorption performances were tested and the fracture mechanism was studied. Elastic deformation and yield strength increase with decreasing porosity. Yield strength and plateau stress decline dramatically with increasing pore size, namely magnesium foam shows an evident aperture effect. Besides, energy absorption performances significantly decrease with increasing porosity or pore size. And magnesium foam exhibits cleavage fracture during compression due to the micro structure of pore walls and the characteristic of magnesium substrate.

Key words: magnesium foam; structure characterization; compressive properties; energy absorption; fracture mechanism

Corresponding author: Hao Hai, Ph. D., Professor, School of Material Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84709458, E-mail: haohai@dlut.edu.cn