

文章编号: 1004-0609(2003)01-0071-05

轧制镁合金超塑性和超塑胀形^①

于彦东^{1, 2}, 张凯锋¹, 蒋大鸣¹, 郑海荣¹, 王长丽¹

(1. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001; 2. 哈尔滨理工大学 机械动力工程学院, 哈尔滨 150008)

摘 要: 对轧制态 MB15 镁合金进行了超塑性拉伸实验, 结果表明: 晶粒尺寸为 $5.9\ \mu\text{m}$ 的 MB15 镁合金板材, 在温度为 573 K、初始应变速率为 $5.56 \times 10^{-4}\text{s}^{-1}$ 的变形条件下, 获得的最大延伸率为 309%, 应变速率敏感指数为 0.34; 当真应变为 0.3 时, 试样的晶粒尺寸为 $4.5\ \mu\text{m}$, 说明在拉伸初始阶段轧制镁合金可以获得细晶组织, 同时发生了部分动态再结晶。利用扫描电镜观察断口发现典型的超塑性空洞形貌特征。通过胀形实验可以看出, 该镁合金板材的超塑成形性能好, 具有良好的超塑性成形应用潜力。

关键词: 超塑性; 动态再结晶; 气胀成形; 镁合金

中图分类号: TG 146.22

文献标识码: A

现阶段, 大多数的结构镁产品都是通过压铸^[1, 2]、熔铸^[3]、轧制、挤压、锻造和压力成形等方法制成的^[4]。由于镁合金的六方晶体结构, 导致镁合金成形能力较低, 用常规的塑性成形方法制造一些镁合金空心壳体零件是比较困难的。因此, 研究其在一定条件下是否具有超塑性能, 采用超塑气胀成形, 对扩大其实际应用范围, 将有较大的经济意义。许多文献介绍通过热挤压^[5]、等通道角式挤压法^[6]、粉末冶金^[7]和快速凝固^[8]等方法可以获得镁合金超塑性材料。超塑气胀成形需要具有较细晶粒的薄板。本文作者研究了轧制 MB15 镁合金板材在 573 K 温度下的超塑性行为和胀形特征。

1 实验

实验用材料为一种工业镁合金 MB15 铸造坯料, 其化学成分为 Mg-5% Zr-0.4% Zr(质量分数)。为了细化其微观组织, 在 623 K 温度下挤压成厚 20 mm。然后将试样加热至 603 K, 保温 1 h, 以 5%~10% 的压下量进行轧制, 每道次中间在 603 K 保温 20 min。板材的最终厚度为 1 mm。用光学显微镜观察材料的显微组织, 晶粒基本上是等轴的(如图 1(a)所示)。利用直线截距的方法测得晶粒的平均尺寸为 $5.9\ \mu\text{m}$ 。从轧制薄板上沿着平行于轧制方向加工拉伸试样。拉伸试样的标距长度为 15 mm, 标距宽度为 6 mm, 厚度为 1 mm。



图 1 镁合金 MB15 的原始组织

Fig. 1 Original microstructures of MB15

超塑性性能实验设备采用日本岛津 100kN 电子拉力试验机, 加热炉由电阻丝供热, 采取 3 组热电偶实行上、中、下 3 段自动控制, 使炉内等温区达 200 mm。在 553~633 K 的温度范围内, 恒定应变

① 收稿日期: 2002-04-22; 修订日期: 2002-07-15 作者简介: 于彦东(1964-), 女, 副教授, 博士。

通讯联系人: 于彦东, 副教授, 哈尔滨市南岗区学府路 52 号 89 信箱, 哈尔滨 150008; 电话: 0451-6671648; 传真: 0451-6691854; E-mail: yandongyu@yahoo.com.cn

速率为 $5.56 \times 10^{-4} \sim 1.1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 进行拉伸实验。测定镁合金 MB15 超塑性变形的应变速率敏感性指数 m 值、最佳超塑性变形温度 T 、流动应力 σ 和延伸率 δ 等数据。为了研究晶粒尺寸对力学性能的影响,又制备了晶粒尺寸为 $10 \mu\text{m}$ (如图 1(b) 所示) 的试样,进行同样的实验。根据断裂延伸率随应变速率的变化曲线和应力随应变速率的变化曲线可知,镁合金板材具有超塑性。采用扫描电镜观察拉伸断口形貌。

超塑气压胀形实验采用的是气压自由胀形的超塑成形方法 (SPF)。气压胀形装置简图如图 2 所示^[9]。实验所用模具分为进气板和凹模两部分,其中凹模设计尺寸为内径 75 mm , 高度 45 mm 。本实验是为了研究 MB15 镁合金板材的超塑成形性能,超塑性能的标志是破裂时达到的极限胀形高度。超塑胀形在自行研制的 1000 kN 超塑成形机上进行。超塑成形机配备了 18 kW 硅碳棒加热炉。加热炉、模具与机械本体之间均有隔热及水冷系统,在加热及成形过程中分别具有防止热量散失和冷却功能。试样首先被加热至 453 K , 保温 5 min 后取出涂上高温保护涂料,将试样装入模具,移入加热炉开始加热升温至 Mg-Zr-Zr 的超塑性变形温度 573 K , 然后,施加压边力进行密封,保温 10 min , 使模具和试件都均匀热透后充氩气气压胀形,成形气压为 $0.1 \sim 1 \text{ MPa}$ 。

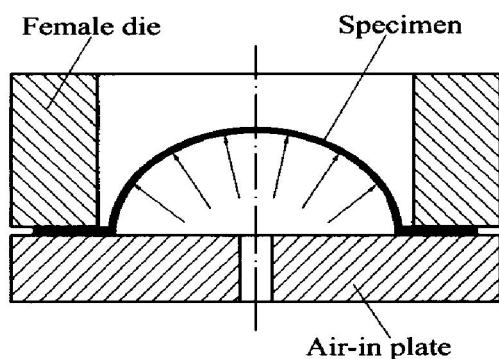


图 2 气压胀形装置简图

Fig. 2 Device of gas pressure bulging

2 结果与分析

图 3 示出了两种试样在相同条件下的典型的真应力—真应变曲线。可见,当真应变达到 0.1 时,流动应力随着真应变的增加而增加。而真应变大于 0.1 后,流动应力随着真应变的增加而减小。表明在一个有限的应变范围内进行了初始的应变硬化,接着在至断裂的整个应变中发生了应变软化。其中晶粒为 $10 \mu\text{m}$ 的试样,其软化速率一直很高,且延

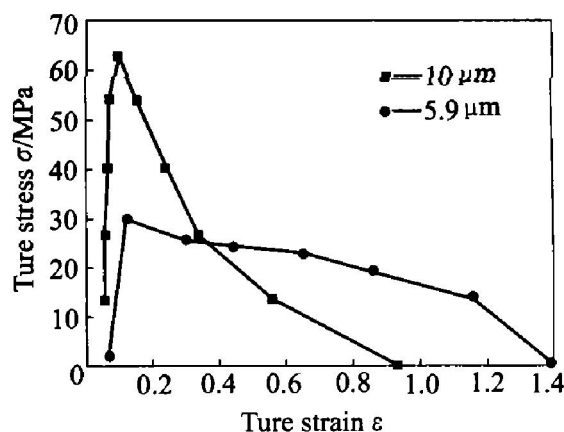


图 3 573 K 下应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时真应力与真应变曲线

Fig. 3 True stress—true strain curves of MB15

at 573 K and strain rate $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

伸率很低,表明试样发生了一定程度的颈缩。晶粒为 $5.9 \mu\text{m}$ 的试样,在真应变为 0.3 时,应变软化速度降低。试样的金相组织变化如图 4 所示,晶粒尺寸为 $4.5 \mu\text{m}$,这说明试样在拉伸初始阶段轧制镁合金可以获得细晶组织,同时发生了部分动态再结晶,使材料呈软化现象。因此,具有超塑性的镁合金,在拉伸初始阶段晶粒细化主要是靠部分动态再结晶来实现的^[10, 11]。

从图 5 所示拉伸试样断口比较可以看出,在温度为 573 K , 应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的条件下,晶粒尺寸为 $10 \mu\text{m}$ 的断口比晶粒尺寸 $5.9 \mu\text{m}$ 的尖锐且有一定的缩颈。粗晶的延伸率比细晶的小。所以,晶粒尺寸对合金的超塑性有显著的影响。图 6 所示为两种试样在温度为 573 K 下应变速率与延伸率的变化规律。由图可看出,不同的晶粒尺寸,在所研究的应变速率范围内,随初始应变速率的增

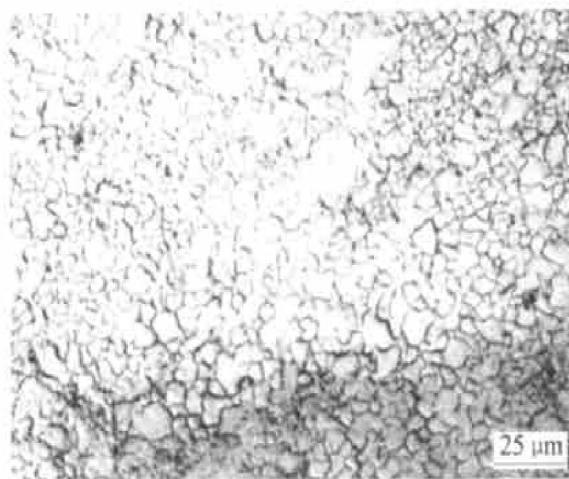


图 4 真应变为 0.3 时试样的显微组织

Fig. 4 Microstructure of specimen deformed to true strain 0.3

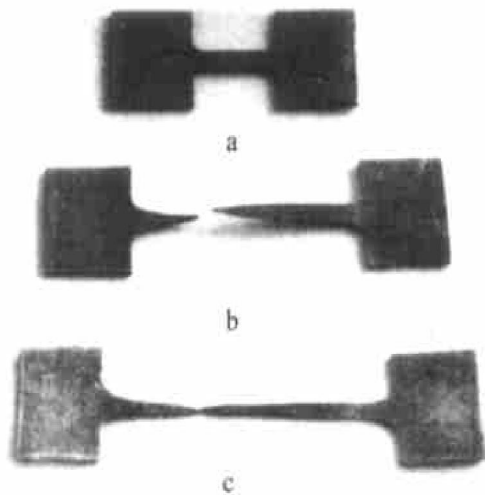


图 5 温度为 573 K 和应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时的拉伸试样

Fig. 5 Tensile samples of MB15 at

573 K and strain rate $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

(a) —Original sample; (b) —Sample with grain size $10 \mu\text{m}$;
(c) —Sample with grain size $5.9 \mu\text{m}$

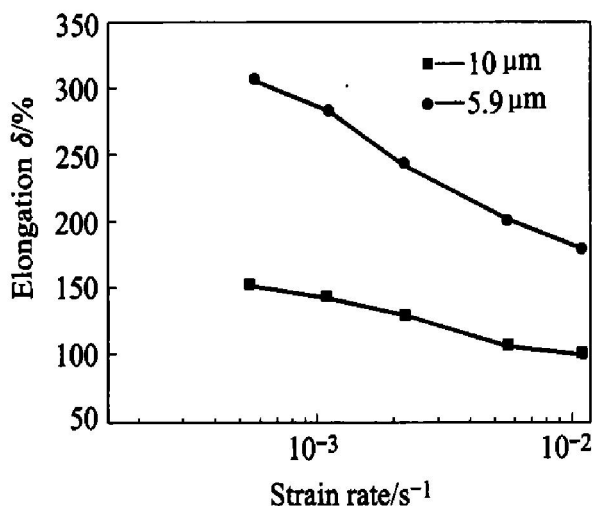


图 6 573 K 时应变速率和延伸率曲线

Fig. 6 Elongation and strain rate curves of MB15 at 573 K

大, 材料的延伸率逐渐降低。在初始应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, 晶粒尺寸为 $5.9 \mu\text{m}$ 和 $10 \mu\text{m}$ 的镁合金, 分别获得的最大延伸率为 309% 和 153%。表明镁合金的超塑性能取决于晶粒尺寸, 细化晶粒可以显著提高镁合金的超塑性。

将流动应力和应变速率的关系绘制在对数坐标中, 则成图 7 所示的曲线。在恒定温度下, 两种晶粒尺寸试件的流动应力均随应变速率上升而提高, 呈现相同的变化规律。应变速率敏感指数 $m =$

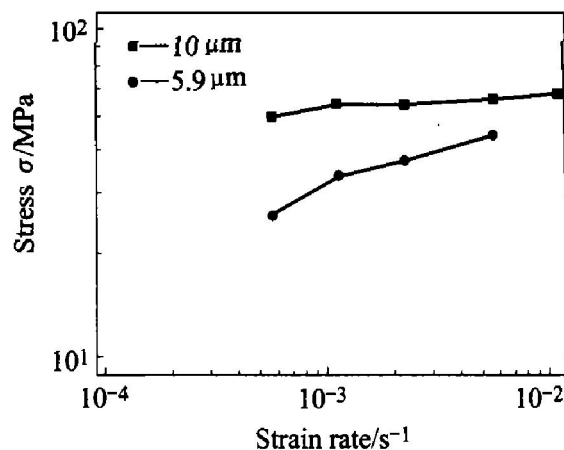


图 7 573 K 时应变速率—应力对数曲线

Fig. 7 Relationship between flow stress and strain rate

$\partial(\lg \sigma) / \partial(\lg \dot{\epsilon})$, 即为图 7 中曲线的斜率。所测定的晶粒尺寸为 $5.9 \mu\text{m}$ 和 $10 \mu\text{m}$ 的镁合金 m 值分别为 0.34 和 0.15。从当前的结果可以发现, 为了得到超塑性流动有利条件, 抑制晶粒长大是很重要的。

用扫描电镜对拉伸试样断口进行了观察, 图 8 (a) 所示超塑性断口为沿晶和空洞的混合型, 除了表面较光滑的沿晶断口外, 还可以观察到尺寸较大的空洞。对拉伸试样空洞形貌的观察结果表明, 在试样变形量较小时, 合金基体内主要为尺寸较小的空洞; 随变形量的增大, 试样中开始出现一些尺寸较大的空洞, 在变形量大于 100% 后, 可以明显看到空洞沿拉伸方向长大和连接的趋势, 同时也有尺寸较小的空洞存在, 说明在超塑变形过程中, 不但有空洞的长大和连接, 同时也有新空洞的不断形核, 合金超塑变形过程中空洞形核是连续的。镁合金超塑性断裂主要是空洞长大和连接的结果。相比之下, 图 8(b) 中粗晶材料断口的沿晶特征更为明显。在最大延伸率下, 出现了晶粒的“粘结”, 断裂形貌表现为伪脆性断裂。变形量越大, 晶界上形成的空洞越明显, 表现出经典超塑性变形的特征^[12, 13]。

图 9 所示是晶粒尺寸为 $5.9 \mu\text{m}$ 的超塑胀形件的实物照片。当升温至 573 K, 保温 10 min 后, 加压至 1 MPa 时, 试样顶部被胀破。成形零件胀形高度为 42 mm, 半径为 37.5 mm, 其高径比为 $H/d = 1.12$ 。试样厚度由 1 mm 减小为 0.35 mm, 厚向应变为 65%。试样超塑胀形高度高于凹模半径, 试样胀后形状近似于帽状, 变形量已超过半球胀形的变形量。说明该镁合金板材的超塑成形性能好, 成形零件基本合乎要求。同时也说明所选的工艺参数合适, 利用此种方法可以成形形状较复杂的零件。

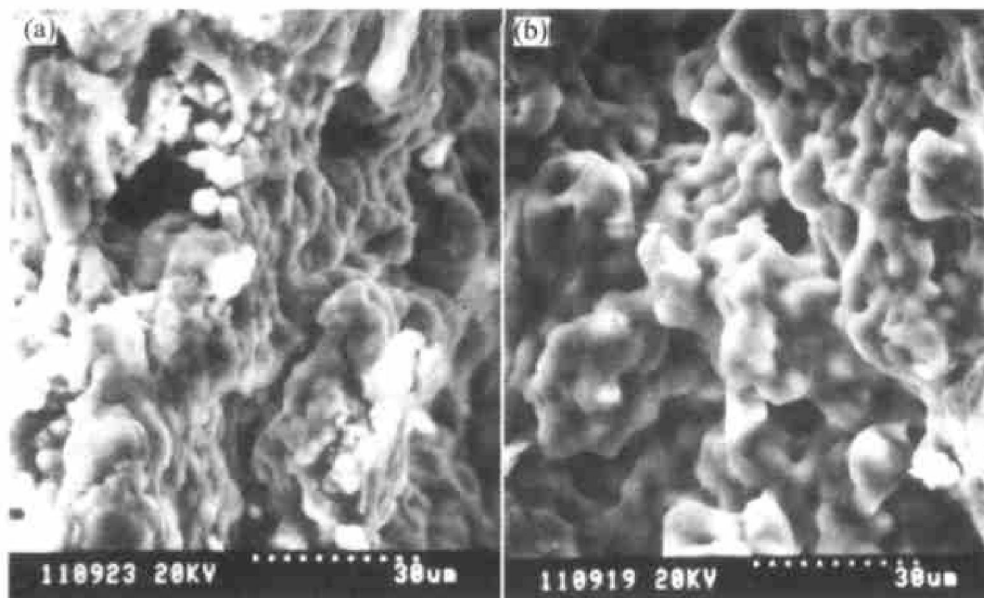


图 8 温度为 573 K 和应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时拉伸试样断口形貌

Fig. 8 Tensile fractographs at 573 K and $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

(a) —Grain size 5.9 μm; (b) —Grain size 10 μm



图 9 晶粒尺寸为 5.9 μm 的超塑胀形件

Fig. 9 Part of superplastic bulge forming of MB15 with grain size 5.9 μm

3 结论

1) 对于轧制态的 MB15 镁合金板材, 当晶粒尺寸为 5.9 μm, 超塑性变形温度为 573 K、应变速率为 $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, 最大延伸率可达 309%, 应变速率敏感指数为 0.34。说明轧制状态的 MB15 镁合金板材具有优良的超塑性能。

2) 在晶粒尺寸为 10 μm, 其它超塑性变形条件相同的条件下, 最大延伸率可达 153%, 应变速率敏感指数为 0.15。说明 MB15 镁合金板材细晶比粗晶材料的延伸率和应变速率敏感指数得到明显的提高, 细化晶粒可以提高镁合金超塑性能。

3) 利用扫描电镜观察断口形貌, 发现试样断口微观组织存在典型的超塑性空洞形貌特征。

4) 当真应变为 0.3 时, 试样的晶粒尺寸为 4.5 μm, 说明试样在拉伸初始阶段轧制镁合金可以获得细晶组织, 同时发生了部分动态再结晶, 使材料呈软化现象。

5) 通过对 MB15 镁合金板材的胀形实验可以看出, 该镁合金板材的超塑成形性能好, 具有良好的超塑性成形潜力。

REFERENCES

- [1] Watanabe H, Mukai T. Effect of temperature and grain size on the dominant diffusion process for superplastic flow in an AZ61 magnesium alloy [J]. Acta Mater, 1999, 147(14): 3753 - 3758.
- [2] Narayanasamy R, Sathiyarayanan S, Ponalagusamy R. A study on barrelling in magnesium alloy solid cylinders during cold upset forming [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 101: 64 - 69.
- [3] Narayanasamy R, Sathiyarayanan S, Ponalagusamy R. Uniaxial tensile behaviour of ZM-21 magnesium alloy at room temperature [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 102: 56 - 58.
- [4] Huang J C, Chuang T H. Progress on superplasticity and superplastic forming in Taiwan during 1987 - 1997 [J]. Materials Chemistry and Physics, 1999, 57: 195 - 206.
- [5] Bussiba A, Ben A A. Grain refinement of AZ31 and ZK60 Mg alloys - towards superplasticity studies [J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302: 56 - 62.
- [6] Mabuchi M, Iwasaki H, Higashi K. Low temperature

- superplasticity of magnesium alloy processed by equal channel angular extrusion (ECAE) [J]. Materials Science Forum, 1997, 243 - 245: 547 - 552 .
- [7] Watanabe H, Mukai T, Mabuchi M, et al. High-strain-rate superplasticity at low temperature in a ZK61 magnesium alloy produced by powder metallurgy [J]. Scripta Materialia, 1999, 41(2): 209 - 213.
- [8] Spigarelli S, Cerri E, Evangelista E, et al. Interrelation of constant-load and constant-stress creep behavior of a magnesium alloy produced by rapid solidification [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 254: 90 - 98.
- [9] ZHANG Kaifeng, WANG Gang, WU Derzhong, et al. Superplastic bulging capability of Ti-6Al-4V buttcover plate [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2002, 12 (2): 253 - 255.
- [10] Mohri T, Mabuchi M. Microstructural evolution and superplasticity of rolled Mg-9Al-1Zn [J]. Material Science and Engineering A, 2000, 290: 139 - 144.
- [11] Watanabe H, Mukai T, Higashi K. Superplasticity in a ZK60 magnesium alloy at low temperatures [J]. Scripta Materialia, 1999, 40(4): 477 - 484.
- [12] Mabuchi M, Ameyama K. Low temperature superplasticity of AZ91 magnesium alloy with nonequilibrium grain boundaries [J]. Acta Mater, 1999, 47(7): 2047 - 2057.
- [13] Nieh T G, Wadsworth J. Superplasticity in a powder metallurgy magnesium composite [J]. Scripta Metall Mater, 1995, 32(8): 1133 - 1137.

Superplasticity and superplastic bulging capability of rolled magnesium alloy

YU Yandong^{1, 2}, ZHANG Kaifeng¹, JIANG Daming¹,
ZHENG Hairong¹, WANG Changli¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;
2. School of Mechanical and Power Engineering, Harbin Science and Technology University,
Harbin 150008, China)

Abstract: Superplasticity of a rolled magnesium alloy Mg-Zn-Zr was investigated at 573 K and a strain rate of $5.56 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. The maximum elongation is 309% and the strain rate sensitivity exponent m is 0.34. The grain size of the rolled magnesium alloy is 5.9 μm . However, the grain size of the specimen deformed to a true strain of 0.3 is 4.5 μm . The grain refinement is attributed to dynamically continuous recrystallization during the initial stage of tensile test. SEM observation shows that the typical cavities are obvious in fracture surfaces of tensile samples after superplastic deformation. Finally, the successful superplastic gas pressure bulging forming experiment proves the satisfying superplastic forming capability of the alloy.

Key words: superplasticity; dynamic recrystallization; gas pressure bulging; magnesium alloy

(编辑 袁赛前)