

AZ31B 镁合金薄板超塑性气胀成形

张青来¹, 肖富贵¹, 郭海铃¹, A B Bondarev², B I Bondarev²

(1. 江苏大学, 江苏 镇江 212013)

(2. Industrial Center MATEKS Ltd, Moscow 121596, Russia)

摘 要: 利用热拉伸试验、气胀成形、金相显微镜和扫描电镜, 研究 AZ31B 镁合金薄板热拉伸性能、气胀成形性能及其组织结构。结果表明: 在变形温度为 425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \sim 6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时, 其流动应力 4~12 MPa, 延伸率则为 200%~327%, 挤压+热轧/冷轧的镁合金薄板表现出良好的超塑性; 在变形温度为 425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下 AZ31B 镁合金板材的超塑性气胀成形性能较好, 胀形件的高度可达 24 mm 以上, 其高径比大于 0.80。

关键词: 镁合金; 热拉伸; 气胀成形; 微观组织

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)07-1259-05

镁合金是具有良好前景的轻型结构材料, 广泛应用于航空、电子和汽车等工业。由于镁的密排六方晶格结构导致室温塑性差, 难以塑性加工, 所以在其特定组织结构、变形温度和速度条件下的超塑性研究受到国内外广泛关注^[1~14]。目前, 国内外学者对镁合金薄板轧制^[5]、超塑性及超塑性成形^[1~4]和热拉伸成形^[10]的研究作了大量工作, 但对镁合金气胀成形研究^[11,12]报道较少。采用超塑性气胀成形技术在一定温度下可获得优良的塑性成形能力, 对扩大镁合金应用范围, 尤其对结构复杂的镁合金空心壳体零件, 将有较大的实际意义。Tan^[4]等人研究了 AZ31 镁合金板材的两阶段拉伸性能, 延伸率达到 360%, 两阶段变形有助于镁合金的塑性变形。文献[9]在 MB15 镁合金超塑性及超塑性成形研究中得出, 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, 最大延伸率为 309%, 气胀件的高径比达到 1.12, 显示出良好的超塑成形性能。在 673 K, 0.7 MPa 下胀形 25 min 的胀形件高径比为 0.67, 超塑性气胀成形过程主要由晶界滑移控制^[12]。

本实验采用热拉伸试验和气胀成形技术研究 AZ31B 镁合金板材的超塑性及超塑性气胀成形性能, 并通过显微组织和微观形貌的观察, 进一步探讨镁合金的胀形机制。

1 实 验

实验用材料为工业连铸镁合金 AZ31 棒材, 其化学成分(质量分数): 3%Al, 0.95%Zn, 0.28%Mn,

0.022%Si, 0.012Fe, 其余为 Mg。采用热挤压和热轧/冷轧方法制备厚度为 0.8 mm 的镁合金薄板, 合金晶粒尺寸为 5~10 μm , 其原始显微组织如图 1 所示。热拉伸试样尺寸见图 2。沿最后道次轧制方向取样, 试样用线切割加工后, 对其表面进行去油去氧化膜处理, 然后用乙醇与丙酮清洗试样表面, 最后烘干。

热拉伸试验采用 RG 型微机控制万能试验机。采用 3 段式加热, 温度误差为 ± 1 °C。设备工作方式: 控温仪输入温度参数, 经数模转换器转换后对加热炉加热, 在炉温达到设定值后炉温恒定, 在 425 °C 时以 $5.0 \times 10^{-3} \sim 6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 拉伸速率进行拉伸, 拉伸所得位移和受力曲线经计算机处理后输出。

从 AZ31B 镁合金板材上截取 120 mm×120 mm 的试样, 利用南京航空航天大学的气胀成形装置进行自由气胀成形, 该装置分为上模与下模两部分, 凹模设计尺寸为内径 60 mm, 使用石棉板密封以防止漏气。在 425 °C, 变形速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下进行气胀成形。图 3 是气胀成形原理示意图。其胀形原理是将一定厚度的镁合金板材夹在进气板与凹模之间, 然后将该装置放入高温电阻炉中, 通入一定压力的氮气, 使板材在一定温度和气压下吹塑成形, 从而得到具有一定高度与厚度的胀形件。

利用“虚拟靠模导向法”估算变形后合金壳体壁厚分布规律。采用游标卡尺测量出胀形件的高度。用 LEICA MEF4M 金相显微镜对板材胀形前后的组织进行分析。并用型号为 Hitachi S-125 的扫描电镜观察断口形貌。

收到初稿日期: 2008-06-24; 收到修改稿日期: 2008-08-16

基金项目: 国家自然科学基金(50774037)和江苏大学项目(05JDG009)

作者简介: 张青来, 男, 1962 年生, 博士, 副教授, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88797324, E-mail: qlfzhang@sh163.net

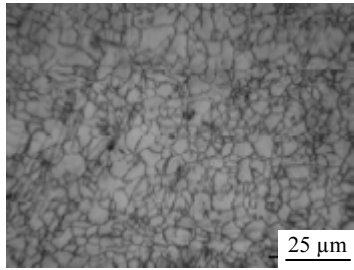


图 1 AZ31B 镁合金原始组织

Fig.1 Original microstructures of AZ31B

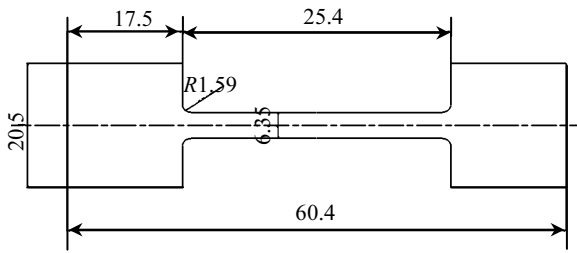


图 2 热拉伸试样尺寸

Fig.2 Sample dimension of thermal tensile test

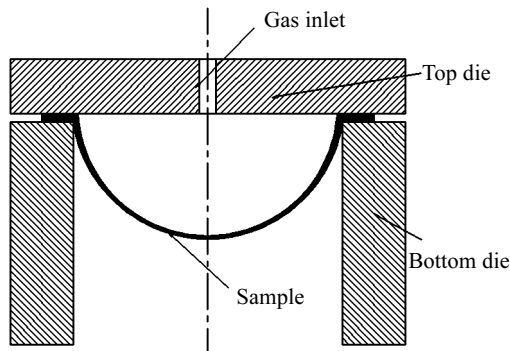


图 3 气胀成形原理示意图

Fig.3 Ketch of the gas bulging principle

2 结果及讨论

图 4 给出了试样在 425 °C 下应变速率为 $5.0 \times 10^{-3} \sim 6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 区间的真应力-真应变曲线。表 1 为热拉伸试样的试验结果。从图 4 和表 1 可观察到：当应变速率为 $5.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时，其流动应力达到 20 MPa，此时试样的延伸率为 132%；当应变速率达到 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时，其流动应力减小到 12 MPa，延伸率提高到 200%，此时表现出超塑性^[14]；随应变速率变小，其流动应力也随之降低，延伸率逐渐增加，当应变速率达到 $6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时，其流动应力大大降低，其值约为 4 MPa，延伸率增加到 327%，此时 AZ3 镁合金具有良好的超塑性能。

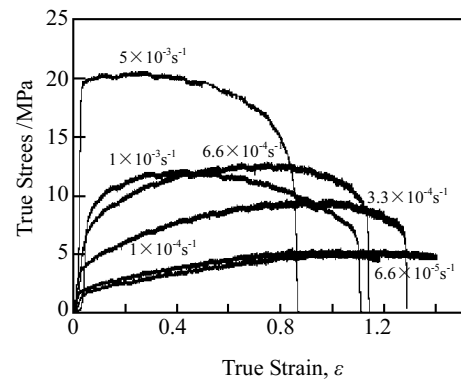


图 4 425 °C 下 AZ31 镁合金的流动曲线

Fig.4 Flow curves of AZ31 Mg alloy at 425 °C

表 1 热拉伸试验的结果

Table 1 Data of thermal tensile test

No.	T/°C	Strain rates /s ⁻¹	σ/MPa	δ/%
1	425	5.0×10^{-3}	20	132
2	425	1.0×10^{-3}	12	200
3	425	6.6×10^{-4}	12	225
4	425	3.3×10^{-4}	8	255
5	425	1.0×10^{-4}	4	260
6	425	6.6×10^{-5}	4	327

图 5 是 425 °C，应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 下不同胀形时间的超塑胀形件的实物照片。在满足超塑成形条件下尽量选择比较低的胀形温度和高的应变速率，因此本胀形试验条件为：胀形温度为 425 °C，应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。胀形结果表明：当胀形时间为 592 s，则胀形件高度为 17 mm，半径为 30 mm，其高径比为 $H/r=0.57$ ；当胀形时间增至 712 s，此时胀形件高度为 24 mm，高径比为 0.80；当胀形时间继续增至 772 s，胀形件高度达到 26 mm，此时顶端发生破裂，高径比为 0.86。

图 6 是胀形件厚度与成形高度的关系。可见，随胀形高度的增加胀形件逐渐变薄，胀形件的壁厚减薄率从顶端到底端逐渐减小，厚向应变不均匀。由于局部应力的差异导致不同位置具有不一样的应变速率，最后造成零件不同位置厚度的差别。胀形件的顶端为等轴应力状态，而靠近底端的部分，由于模具夹持作用，限制了板材沿圆周方向变形。在顶端区域由于有较大的应变速率，造成显著的变薄效应^[12]。所以在该处胀形件的顶端处厚度最小，其值为 0.356 mm。

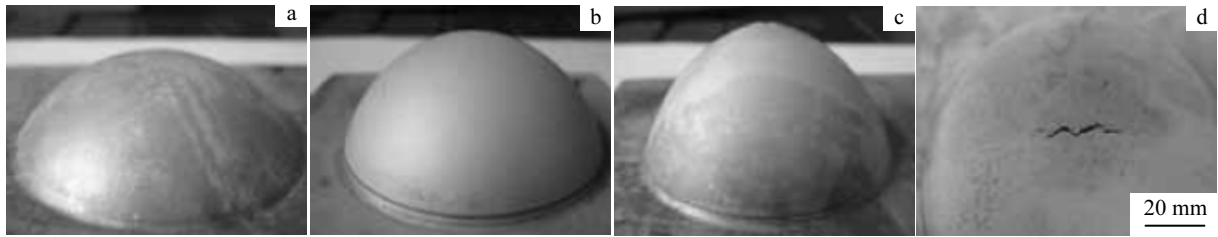


图 5 425 °C 下不同胀形时间成形件照片

Fig.5 The photo of AZ31B sheet subject to superplastic bulging: (a) $t=592$ s, $H=17$ mm; (b) $t=712$ s, $H=24$ mm; and (c, d) $t=772$ s, $H=26$ mm

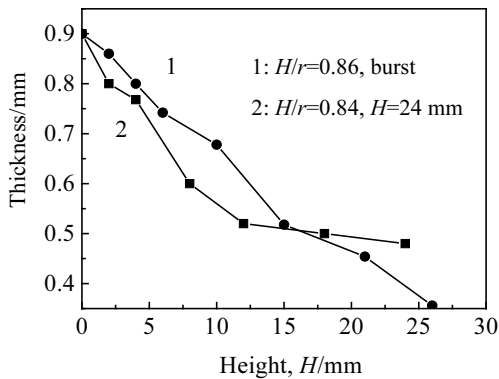


图 6 不同高径比时胀形件厚度与成形高度的关系

Fig.6 Relationship between thickness and height of gas bulging forming at different H/r (ratio of height to radius)

图7是425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} s^{-1}$ 和胀形时间772 s时成形件顶端破裂处的断口形貌。断口基本上由不均匀网格状撕裂棱和不均匀分布的孔洞组成, 这些撕裂棱网格和孔洞互相作用、互相制约, 使部分应力增加。这些集中应力在均匀塑性变形结束后得不到释放, 故导致撕裂棱与韧窝共存的形貌, 属于韧性断裂, 是密排六方晶体结构镁断裂方式。镁合金超塑性断裂主要是空洞长大和连接的结果^[9]。

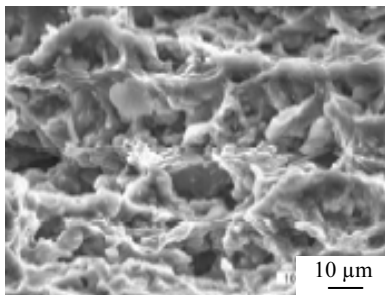


图 7 胀形时间 772 s 时成形件顶端破裂处的断口形貌

Fig.7 Tensile fractographs of AZ31B sheet subject at 772 s forming

图 8 和图 9 分别是 425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} s^{-1}$ 下胀形时间 712 s 和 772 s 时成形件微观组织。由图可知: 胀形件顶端有原来的晶粒、由于动态再结晶部分细小晶粒以及晶界处形成的“黑色”斑点, 即空洞^[12,14]; 胀形件底部仍保留原来的晶粒和部分细小的动态再结晶晶粒, 晶界处几乎没有空洞存在, 这是因为该处的变形量和应变速率都较小, 晶界滑移发生的几率少, 从而使空洞率降低。胀形件的顶端位于高温炉中间位置, 变形量和应变速率足够大, 而且成形温度也高, 此时发生动态再结晶和原始晶粒长大两个过程。在高温下由于胀形时间较长, 结果使部分晶粒快速长大, 形成粗大晶粒, 同时由于发生动态再结晶而形成大量细小晶粒, 且分布在大晶粒周围, 见图 9a, 9b。特别是极限高径比时顶端聚集大量的空洞, 反之随着壁厚减薄率的减小, 空洞数量将逐渐减少, 甚至消失, 见图 8d 和图 9f。根据文献[14]可知, 空洞形核于晶界处, 尤其是三叉交界的位置, 这是由于超塑性变形的主要机制为晶界滑动, 形核初期空洞较小, 其长大主要是

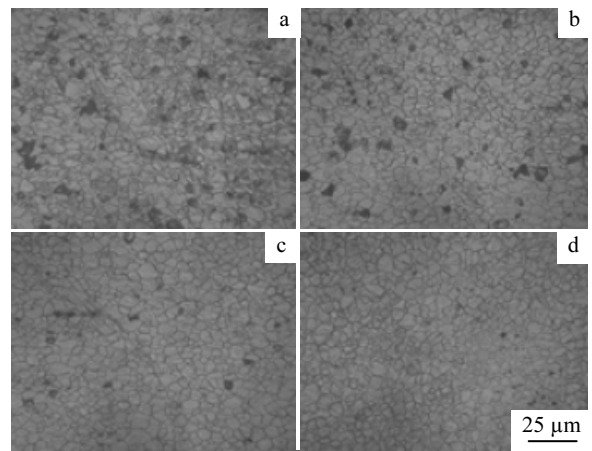


图 8 胀形时间 712 s, 高径比 0.8 时成形件的微观组织

Fig.8 Microstructures of AZ31B sheet subject at 712 s forming and $H/r=0.8$: (a) peak; (b) transition point; (c) corner; and (d) side

通过扩散长大机制实现。随着变形程度的增加, 空洞长大的机制转化为由基体超塑性变形控制的机制, 表现出空洞沿拉伸轴方向被拉长且开始连接现象。扩展的空洞之间相互发生连接, 空洞连接开始沿拉伸轴方向, 然后沿垂直于拉伸轴方向, 同时存在二次空洞形核和扩展, 并且变形量越大, 空洞越严重。镁合金的变形过程是晶粒长大和细化彼此竞争的过程, 其与变

形量、变形温度和变形速率等条件密切相关。关于组织中空洞现有的解释^[12-14], 本实验对“黑色斑点”进行了 X 射线衍射分析, 结果表明, 空洞的氧含量是其他位置的几倍, 也就是说空洞在高温下氧化的速度远高于其他位置, 因此值得进一步探讨镁合金高温超塑性问题。

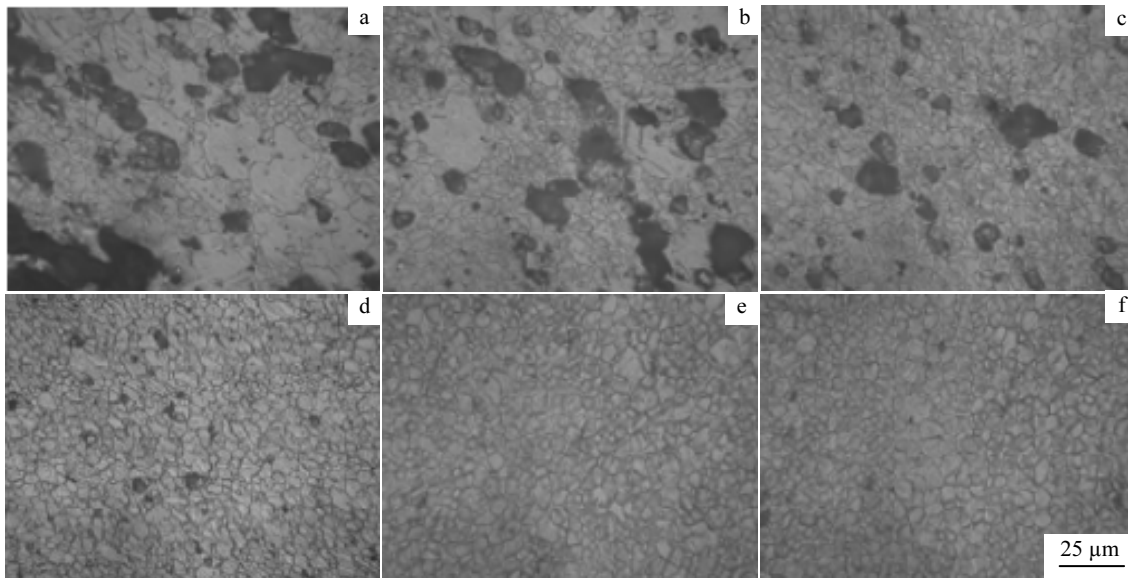


图 9 胀形时间 772 s, 顶端破裂 $H/r=0.86$ 时成形件微观组织

Fig.9 Microstructures of AZ31B sheet subject at 772 s forming and $H/r=0.86$: (a) peak; (b, c, d) transition point; (e) corner; and (f) side

3 结 论

1) 在变形温度为 425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \sim 6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时, 其流动应力 4~12 MPa, 延伸率为 200%~327%, 挤压+热轧/冷轧的镁合金薄板表现出良好的超塑性。

2) 在变形温度为 425 °C, 应变速率为 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下 AZ31B 镁合金板材的超塑气胀成形性能较好, 胀形件的高度可达 24 mm 以上, 其高径比大于 0.80。

3) 随胀形高度的增加胀形件逐渐变薄, 顶端处最薄, 且合金晶界处聚集大量空洞, 其氧含量最高。

参考文献 References

- [1] Bamett M R. *Journal of Light Metals*[J], 2001, 1: 167
- [2] Mukai T, Watanabe H, Higashi K. *Material Science and Technology*[J], 2000, 16(11~12): 1314
- [3] Kim W J, Chung S W, Kum D. *Acta Mater*[J], 2001, 49: 3337
- [4] Tan J C, Tan M J. *Script Material*[J], 2002, 47: 101
- [5] Zhang Qinglai(张青来), Lu Chen(卢 晨), Zhu Yanping(朱燕

萍) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2004, 14(3): 391

- [6] Song Meijuan(宋美娟), Wang Lingyun(汪凌云), Liu Raochuan(刘饶川) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2007, 7: 29

- [7] Liu Manping(刘满平), Ma Chunjiang(马春江), Wang Qudong(王渠东) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(4): 797

- [8] Wei Yinhong(尉胤红), Wang Qudong(王渠东), Zhou Haitao(周海涛) *et al. High Technology Letters*(高技术通讯)[J], 2002, 9: 52

- [9] Yu Yandong(于彦东), Zhang Kaifeng(张凯锋), Jiang Daming(蒋大鸣) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2003, 13(2): 71

- [10] Zhang Kaifeng(张凯锋), Yin Deliang(尹德良), Wu Dezhong(吴德忠) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2003, 13(6): 1505

- [11] Liu Junwei(刘俊伟), Yan Hongge(严红革), Chen Zhenhua(陈振华) *et al. Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工

- 程)[J], 2006, 26(5): 72
- [12] Yan Hongge(严红革), Liu Junwei(刘俊伟), Chen Zhenhua(陈振华) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2006, 35(5): 47
- [13] Li Hongbo(李洪波), Luo Junting(骆俊廷), Huang Mu(黄木) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2006, 13(5): 19
- [14] Song Meijuan(宋美娟), Wang Zhixiang(王智祥), Wang Lingyun(汪凌云) *et al. Nonferrous Metals*(有色金属) [J], 2006, 58(4): 1

Superplastic Gas Bulging Forming of AZ31B Magnesium Alloy Thin Sheet

Zhang Qinglai¹, Xiao Fugui¹, Guo Hailing¹, A.B. Bondarev², B.I. Bondarev²

(1. Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

(2. Industrial Center MATEKS Ltd, Moscow 121596, Russia)

Abstract: The microstructure, the thermal tensile behaviors and the gas bulging forming formability of AZ31B Magnesium Alloy were investigated by thermal uniaxial tensile, gas bulging forming, optical microstructural observation and SEM observation. The results show that in the condition of 425 °C, with a deformation rate of $1.0 \times 10^{-3} \sim 6.6 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, a flow stress of 4~12 MPa, and an elongation of 200%~327%, the extrusion + hot/cold rolled magnesium alloy shows a good superplasticity. The AZ31B magnesium alloy shows a better formability at 425 °C, $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ with a bulging height of more than 24 mm and $H/r > 0.80$.

Key words: magnesium alloy; thermal tensile; gas bulging forming; microstructure

Biography: Zhang Qinglai, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88797324, E-mail: qlfzhang@sh163.net