

# 镁合金板材超塑性成形极限的实验研究

Research on Superplastic Forming Limit of  
Magnesium Alloy Sheet

宋美娟<sup>1</sup>, 汪凌云<sup>2</sup>, 刘饶川<sup>1</sup>, 向毅<sup>1</sup>

(1 重庆科技学院 机械系, 重庆 400050; 2 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044)

SONG Mei-juan<sup>1</sup>, WANG Ling-yun<sup>2</sup>, LIU Rao-chuan<sup>1</sup>, XIANG Yi<sup>1</sup>

(1 Department of Mechanical Engineering, Chongqing  
University of Science and Technology, Chongqing 400050, China; 2 College  
of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

**摘要:** 通过超塑性刚性凸模胀形实验研究了 AZ31B 镁合金板材的超塑性成形极限。在变形温度为 573K, 初始变形速率为  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的条件下, 建立了 AZ31B 镁合金板料成形极限实验曲线(FLC), 并且得到无论在拉压变形方式或是在双向受拉变形方式下超塑性变形时, AZ31B 镁合金板料发生集中性失稳的条件均是  $d_2 = 0$ 。

**关键词:** AZ31B 镁合金; 超塑性; 成形极限; 失稳

中图分类号: TG135.3 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2007)07-0029-04

**Abstract:** The superplastic bulging test of AZ31B magnesium alloy sheet of 0.6mm thick was carried out on Alliance RT/50 tensile machine at 573K and  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . the superplastic forming limit diagram(FLD) at 573K and  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  was established for the first time. It is found that, either in tensile-compressive deformation or in bi-axis tensile deformation, the judgment criterion for local necking of superplastic deformation is  $d_2 = 0$ .

**Key words:** AZ31B magnesium alloy; superplasticity; FLD; plastic instability

成形性能的优劣往往决定着一种使用性能优越的材料能否得到实际应用。在材料的成形性能中最为重要的是成形极限的大小。材料的成形极限曲线 FLC (Forming Limit Curve)<sup>[1]</sup> 位置的高低, 反映了材料在各种应力应变状态下局部极限变形能力的大小。

金属超塑性失稳和断裂的发生常起因于内部损伤的缓慢扩展。局部化颈缩是金属板材成形的一个重要特征, 可以用来表征材料的流动性。工艺因素和金属流动性可改进金属板料成型零件的设计并影响成形工艺的成功与否。为此, 成形极限曲线图(FLC) 被广泛用于分析金属薄板成形工艺。FLC 就是用材料的局部化颈缩去度量金属薄板成形产品的流动性。破坏前的最大流动性被定义为具体成形过程中材料没有发生失稳的极限响应, 最具有代表性的研究是 Hill<sup>[2]</sup> 运用经典塑性理论分析了金属在局部化颈缩过程中的流动性。由于超塑性材料对应变速率敏感而对应变不敏感, 使得其稳定变形阶段很短而载荷失稳后的准稳定变形阶段较长<sup>[3]</sup>。事实上, 超塑性材料的大延伸率正是由于准稳定变形阶段较长的结果。因此现有的关于一般塑性板料的拉伸失稳理论不适用于超塑性材料。

对超塑性板料拉伸失稳的研究目前还较少<sup>[4]</sup>。

本工作通过超塑性凸模胀形实验建立了 AZ31B 镁合金板材成形极限曲线图, 并对 AZ31B 镁合金板材超塑性拉伸失稳过程中的应变路径变化规律进行了探讨, 为镁合金板材成形工艺参数优化及模具设计提供了依据。

## 1 AZ31B 镁合金板料凸模胀形实验

本工作采用建立成形极限曲线 FLC 的 Nakazima 实验方法, 这种方法的实质是刚性凸模胀形实验, 凸模呈半球形, 图 1 为 Nakazima 的刚性凸模胀形实验方法的示意图, 试件的边缘被压边圈压紧。通过凸模胀形, 使试件上的某个点达到极限状态, 通过改变试件的宽度和试件与凸模间的润滑, 来改变极限点的值。使应变状态从压延到胀形变化。虽然实验中存在着板料与模具之间的摩擦, 但具有接近工业实际情况的优点。

### 1.1 实验材料和试样

选用 0.6mm 厚的工业态轧制 AZ31B 镁合金板材

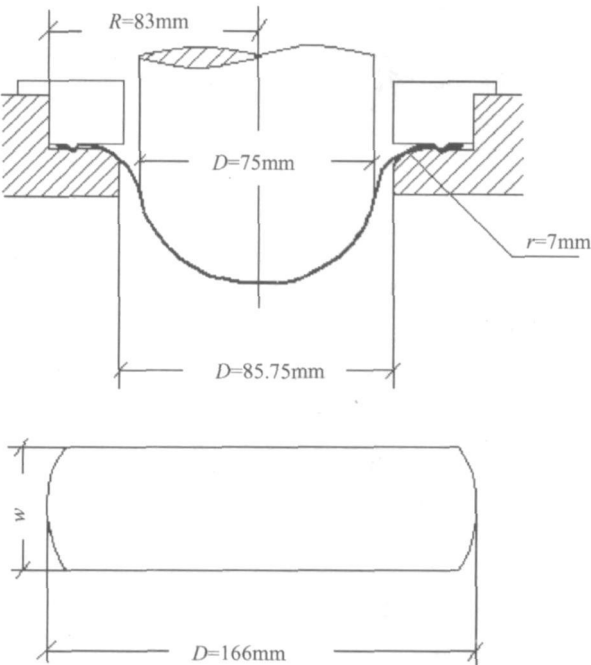


图 1 Nakazima 的试件与实验用模具  
Fig. 1 The testing tools and mold used by Nakazima

的实物照片。在变形温度为 573K, 初始变形速率为  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的条件下, 试件胀形最大高度为 41.20mm, 半径为 50mm, 其高径比为  $H/d = 0.824$ 。试件超塑性胀形后形状近似于帽形, 胀形高度接近凸模半径。

图 3 所示为: 在变形速率均为  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , 即凸模向下移动速率为 1mm/min 的条件下, AZ31B 镁合金板材高温超塑性胀形和室温胀形载荷位移曲线比较。可以看出: 工业态 AZ31B 镁合金板料室温成形性能差, 在 573K 时的超塑性成形性能较好, 合乎成形零件的基本要求。

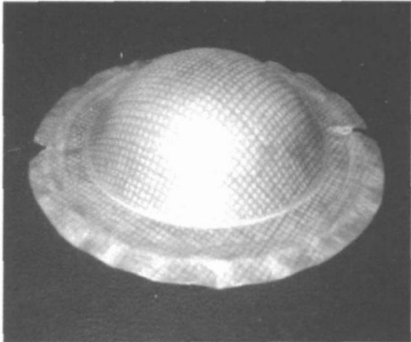


图 2 AZ31B 镁合金板材超塑性胀形试样的实物照片  
Fig. 2 The photo of AZ31B sheet subject to superplastic bulging

作为实验材料, 在变形温度为 573K、初始应变速率为  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的超塑性变形条件下进行胀形, 胀形凸模直径为 100mm。保持胀形件顶部的速率恒定, 即凸模向下移动速率恒定为 1mm/min。用网格法测得危险截面处的两个主应变。AZ31B 镁合金板材凸模胀形实验条件及试件尺寸见表 1, 其原始晶粒尺寸约为 15  $\mu\text{m}$ 。

表 1 AZ31 镁合金板材凸模胀形实验条件及试件尺寸

Table 1 The size of AZ31B sheet sample subject to bulging test	
Temperature/ K	573
Strain rate/ $\text{s}^{-1}$	$3.3 \times 10^{-4}$ (speed of plunger: 1mm/min)
Sample size/ mm (length width)	160 160 160 120 160 90 160 30 160 20

1.2 高温凸模胀形实验设备和方法

超塑性凸模胀形实验在 Alliance RT/50 电子拉力实验机上进行。其拉力实验机配置了硅碳棒加热炉, 加热炉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有防止热量散失和冷却功能。实验在空气中进行, 且 AZ31B 镁合金板材胀形试样表面不必加高温防护涂层。

2 实验结果分析

2.1 AZ31B 镁合金板材成形极限

图 2 所示为 AZ31B 镁合金板材超塑性胀形试样

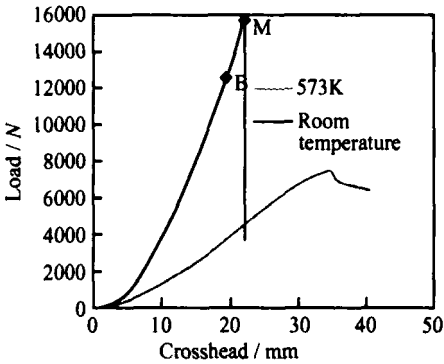


图 3 AZ31B 镁合金板材高温超塑性胀形和室温胀形载荷-位移曲线比较  
Fig. 3 Load-displacement curves of superplastic bulging at elevated temperature and bulging at room temperature

本研究采用了 Hecker 提出的方法建立了 AZ31 镁合金板材成形极限曲线图 (FLC), 如图 4 所示, 图 4a 为  $\epsilon_1, \epsilon_2$  实测值的散点分布, 图 4b 为成形极限曲线 (FLC)。

2.2 试件的应变分布与应变路径变化规律

本工作选择初始应变比  $\sigma_0$  为正负两种情况, 针对进行应变分布与应变路径变化规律进行研究。通过超塑性单向拉伸 ( $\sigma_0 < 0$ ) 和双向受拉 (胀形,  $\sigma_0 > 0$ ) 实验,

将试件拉伸至各种不同变形程度, 分别测量出 AZ31B 镁合金板材在不同加载路径下的拉伸变形过程中板平面内两主应变 ( $\epsilon_1, \epsilon_2$ ) 的分布和最小截面处的应变路

径变化, 并绘制成如图 5 的曲线。其中图 5a 是初始应变比  $\epsilon_0$  为负值时的应变路径, 图 5b 是初始应变比  $\epsilon_0$  为正值时的应变路径。

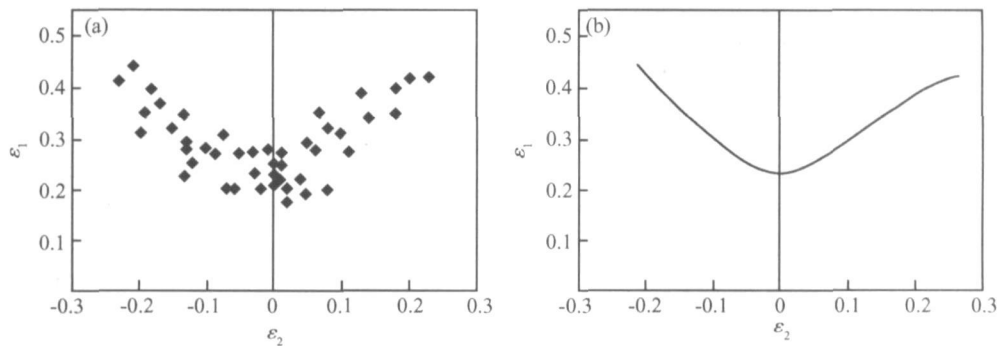


图 4 AZ31B 镁合金板材实验成形极限曲线图 (a)  $\epsilon_1, \epsilon_2$  实测值的散点分布; (b) 成形极限曲线 FLC

Fig. 4 The FLC curve of AZ31B sheet (a) the scattered dots of ( $\epsilon_1, \epsilon_2$ ); (b) forming limit curve

现将 AZ31B 镁合金板材超塑性变形过程中的应变路径变化曲线分成四个阶段<sup>[12]</sup> (参见图 5)。分别为: 与载荷增加相对应的  $oa$  阶段; 最大载荷出现后的

流变阶段, 即应变路径仍基本保持不变的  $ab$  阶段; 应变路径发生漂移的  $bc$  阶段和平面应变阶段。

在  $ab$  阶段, 即在最大载荷出现以后的较长一段时

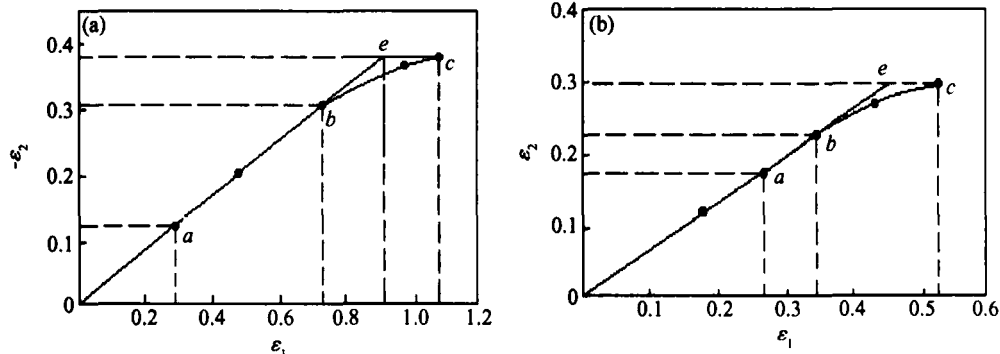


图 5 AZ31B 镁合金板材拉伸变形过程中的应变路径曲线 (a)  $\epsilon_0 = -0.42$ ; (b)  $\epsilon_0 = 0.65$

Fig. 5 The straining path of the AZ31B sheet in tensile test (a)  $\epsilon_0 = -0.42$  (b)  $\epsilon_0 = 0.65$

间内, 载荷的增量  $d\epsilon_1 < 0$ , 但从宏观上看应变路径基本保持不变, 明显的分散性缩颈尚未形成。在  $bc$  阶段, 应变路径开始向平面应变状态漂移, 特别在变形的后期, 漂移速率明显加快, 到  $c$  点时, 平面状态形成, 应变状态漂移结束。另外, 在双向受拉变形方式下颈区内应变状态变化特征, 与拉压变形方式下相同。

根据以上实验结果分析, 以及零应变线方向与应变状态的相关性可见: 在超塑性变形过程中, 应变分布并不总是均匀的。当一定变形程度以后, 由于变形约束和空洞损伤的存在和交互作用, 应变路径从加载状态下不断向平面应变状态漂移。在拉压变形方式下, 零应变线方向随之不断发生转动, 其方向角 ( $\theta = \arctan \sqrt{-}$ ) 相应减小, 逐渐趋于零。到平面变形状态时 ( $\theta = 0$ ), 零应变线也转至平行于  $\epsilon_2$  轴, 即有  $d\epsilon_2 = 0$ 。因此, 在拉压变形方式下变形时  $d\epsilon_2 = 0$ 。在双向受拉变形方式下变形时, 其应变状态也向平面应变状态

漂移, 即在双向受拉变形方式下变形时  $d\epsilon_2 = 0$ 。因此, 无论在拉压变形方式或是在双向受拉变形方式下超塑性变形时, 板料发生集中性失稳的条件均是  $d\epsilon_2 = 0$ 。

### 3 结论

(1) 在变形温度为 573K, 初始变形速率为  $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  的条件下, 试件胀形最大高度为 41.20mm, 半径为 50mm, 其高径比为  $H/d = 0.824$ , 胀形高度接近凸模半径。可以认为工业态 AZ31B 镁合金板料在中温条件下的超塑性成形性能好, 合乎成形零件的基本要求。

(2) 通过超塑性刚性凸模胀形实验, 建立了 AZ31B 镁合金板料成形极限实验曲线 (FLC)。以此作为依据, 可对实际加工中得到的数据进行比较, 为镁合金板材成型工艺参数优化和模具设计奠定了基础。

(3) AZ31B 镁合金板材超塑性变形过程中的应变路径变化曲线分成四个阶段: 与载荷增加相对应的阶段; 最大载荷出现后仍保持宏观均匀应变阶段; 应变路径发生漂移的阶段和平面应变阶段。无论在拉压变形方式或是在双向受拉变形方式下超塑性变形时, AZ31B 镁合金板料发生集中性失稳的条件均是  $d_2 = 0$ 。

### 参考文献

- [1] HILL R. On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheets [J]. *J Mech Phys Solids*, 1952, 1: 19– 30.
  - [2] 于彦东, 张凯锋, 蒋大鸣, 等. 轧制镁合金超塑性和超塑胀形[J]. *中国有色金属学报*, 2003, 13(1): 71– 75.
  - [3] 宋美娟, 汪凌云, 王智祥, 等. 热轧 AZ31B 镁合金板材超塑成形性能研究 [J]. *金属成形工艺*, 2004, 22(3): 50– 52.
  - [4] 梁炳文, 胡世光. 板料成形塑性理论 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
  - [5] 梁炳文, 陈孝戴, 王志恒. 板金成形性能 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
  - [6] TAKUDA H, MORI K, TAKAKURA N, et al. Finite element analysis of limit strains in bi-axial stretching of sheet metals allowing for ductile fracture [J]. *Int J Mech Sci*, 2000, 42: 785– 798.
  - [7] GRAF A, HOSFORD W. Effect of strain paths on forming limit diagrams of Al2008-T4 [J]. *Metal Trans A*, 1993, 24A: 2503– 2512.
  - [8] GRAF A, HOSFORD W. The influence of strain path on forming limit diagrams of Al6111 T4 [J]. *Int J Mech Sci*, 1994, 36(10): 897– 910.
  - [9] GRAF A, HOSFORD W. Calculation of forming limit diagrams [J]. *Metal Trans A*, 1990, 21A: 87– 94.
  - [10] MARCINIAK Z, KUCZYNSKI K. Limit strains in the process of stretch-forming sheet metal [J]. *Int J Mech Sci*, 1967, 9: 609– 620.
  - [11] MARCINIAK Z, KUCZYNSKI K, POKORA T. Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension [J]. *Int J of Mech Sci*, 1973, 15: 789– 795.
  - [12] 吴诗悫. 考虑空洞演化效应的金属超塑性变形理论 [J]. *吉首大学学报*, 1998, 19(4): 9– 19.
- 
- 基金项目: 重庆市科委自然科学基金资助项目(8413)  
 收稿日期: 2006-10-27; 修订日期: 2006-12-25  
 作者简介: 宋美娟(1963–), 女, 博士, 副教授, 科研方向为轻合金材料加工及变形机理、材料成型数值模拟, 联系地址: 重庆科技学院机械系(400050)。
- 
- (上接第 20 页)
- working of magnesium alloy AZ31 [J]. *Materials Science Forum*, 2003, 419– 422: 503– 508.
- [2] KIM I J, BAED H, KIM D H. Precipitates in a Mg-Zn-Y alloy reinforced by an icosahedral quasicrystalline phase [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 359: 313– 318.
  - [3] 刘礼, 徐春杰, 张忠明, 等. 往复挤压 L2 纯铝的组织与性能 [J]. *材料热处理学报*, 2006, 27(3): 47– 50.
  - [4] SHIH-WEI LEE, HSIAO-YUNWANG, YU-LIANGCHEN, et al. An Mg-Al-Zn alloy with very high specific strength and superior High-strain rate superplasticity processed by reciprocating extrusion [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2004, 6(12): 948– 952.
  - [5] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method [J]. *Materials Transactions, JIM*, 1999, 40(3): 233– 241.
  - [6] SUZUKI M, KIMURA T, KOIKE J, et al. Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48: 997– 1002.
  - [7] SINGH ALOK, TSAI A P. On the cubic W phase and its relationship to the icosahedral phase in Mg-Zn-Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 49: 143– 148.
  - [8] SINGH ALOK, WATANABE M, KATO A, et al. Formation of icosahedral hexagonal H phase nano-composites in Mg Zn Y alloys [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 955.
  - [9] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, et al. Long period stacking structures observed in Mg<sub>97</sub>Zn<sub>1</sub>Y<sub>2</sub> alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 107– 111.
  - [10] SHI-YING YUAN, JIEN-WEI YEH, CHUN-HUEI TSAU. Improved microstructure and mechanical properties of 2024 Aluminum alloy produced by a reciprocating extrusion method. *Materials Transactions [J]*, *JIM*, 1999, 40(3): 233– 241.
  - [11] JIEN-WEI YEH, SHI-YING YUAN, CHAO-HUANG PENG. Microstructure and tensile properties of an Al-12Wt Pct Si alloy produced by reciprocating extrusion [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 30A: 2503– 2512.
  - [12] RICHERT M, LIU Q, HANSEN N. Microstructural evolution over a large strain range in aluminium deformed by cyclic extrusion compression [J]. *Mater Sci Eng A*, 1999, 260: 275– 283.
  - [13] RICHERT M, MCQUEEN H J, RICHERT J. Microband formation in cyclic extrusion compression of aluminum [J]. *Canadian metallurgical quarterly*, 1998, 37: 449– 457.
- 
- 收稿日期: 2006-10-08; 修订日期: 2007-01-25  
 作者简介: 徐春杰(1971–), 男, 讲师, 博士研究生, 主要从事高性能轻金属材料的组织与性能控制研究和开, 联系地址: 西安理工大学材料科学与工程学院(710048)。
-