

[文章编号] 1004-0609(2002)04-0797-05

工业态 AZ31 镁合金的超塑性变形行为^①

刘满平, 马春江, 王渠东, 吴国华, 朱燕萍, 丁文江
(上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200030)

[摘 要] 研究了工业态 AZ31 镁合金在温度 623~723 K 和应变速率 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 范围内的超塑性变形行为。结果表明, 工业态 AZ31 镁合金表现出良好的超塑性, 其最高断裂延伸率达到 314%, 应变速率敏感指数达 0.4。显微组织观察和断口分析表明, 工业态 AZ31 镁合金超塑变形主要由晶界滑动机制所控制, 同时, 动态再结晶也是合金超塑变形的一种协同机制。

[关键词] 超塑性; AZ31 镁合金; 晶界滑动; 动态再结晶

[中图分类号] TG 146.22; TB 333

[文献标识码] A

镁合金具有密度低, 比强度、比刚度高, 阻尼性、切削加工性、导热性好, 电磁屏蔽能力强, 尺寸稳定, 铸造成本低, 易回收, 无污染等优点, 同时, 镁资源丰富。因此, 在汽车工业、通讯电子工业和航空航天工业等领域正得到日益广泛的应用^[1~4]。但是, 由于镁是密排六方结构, 镁合金的室温塑性较低, 塑性加工能力差, 因而大多数镁制品都是用铸造特别是压铸方法成型, 而用锻压、轧制、挤压等塑性成形方法加工的镁制品很少, 限制了镁合金的应用范围^[5~7]。镁合金对变形应变速率的敏感性很高, 当高速变形时, 很容易引起镁合金的开裂, 因此, 研究镁合金的超塑性及其成形技术, 无疑对这些合金的扩大应用和提高其技术经济效益都是有益的, 尤其对中、大型镁合金结构件的超塑性成形, 其效果会更大^[8]。

通常认为, 金属材料具备超塑性的条件之一是, 其晶粒尺寸必须小于 $10 \mu\text{m}$ ^[8]。目前, 镁合金超塑性研究的一个重要方向是, 通过使用快速凝固粉末的粉末冶金法、挤压比大于 100 的高挤压比法及等径角向挤压法 (Equal channel angular extrusion) 等方法, 使其晶粒处理得很细, 以实现镁合金的高应变速率或低温超塑性^[9~11]。但是, 国内外学者对具有非典型等轴细晶的工业态(供货态)变形镁合金超塑变形规律的研究很少, 而很多工业态镁合金就具有良好的超塑性, 无需经过复杂的热机械处理即可直接进行超塑成形, 其经济和应用价值十分明显^[12, 13]。因此, 研究工业态镁合金的超塑变形

规律, 是镁合金超塑性研究的另一个重要方向。为此, 本文作者研究了工业态 AZ31 镁合金的超塑性变形参数和规律, 旨在为其工业应用打下一定的理论基础。

1 实验

试验用材料为工业挤压态 AZ31 变形镁合金, 其化学成分(质量分数, %)为: Al 3.0, Zn 0.95, Mn 0.28, 余量 Mg。超塑拉伸试样在 $d20 \text{ mm}$ 型材上沿挤压方向切取, 其标距部分尺寸为 $d5 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 。超塑拉伸实验在 Shimadza Autograph-10 试验机上进行, 实验温度为 623~723 K, 应变速率范围为 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。实验时通过不断调整夹头移动速度来保持试样变形时应变速率的基本恒定。加热装置为三区控温电阻炉, 温控误差为 $\pm 1 \text{ K}$, 实验均在空气中进行。用金相显微镜进行组织结构分析, 并用截线法测量晶粒尺寸 d ($d = 1.74 L$, L 为截线长度)^[6]; 采用扫描电镜对拉伸后试样的断口进行分析。

2 结果

工业态 AZ31 镁合金的原始组织见图 1。由图 1 可见, 其平均晶粒尺寸约为 $37.5 \mu\text{m}$, 且晶粒大小不均匀, 显然不符合等轴细晶超塑性对晶粒的要求。

图 2 所示为在试验温度 673 K 和应变速率

① [基金项目] 教育部科学技术重大研究资助项目(00-013)

[收稿日期] 2001-08-17; [修订日期] 2001-10-24

[作者简介] 刘满平(1964-), 男, 副教授, 博士研究生。

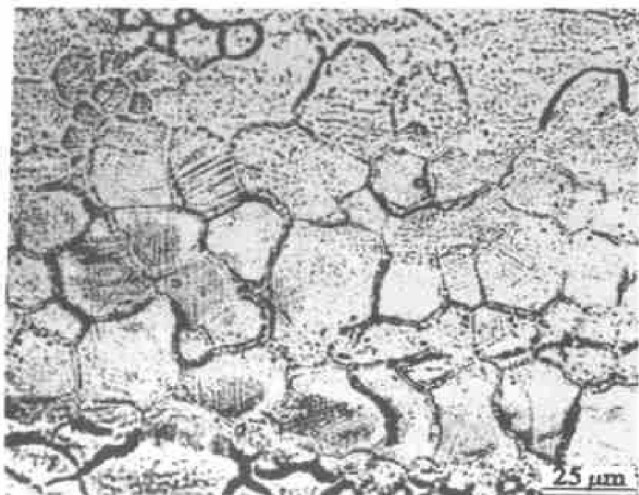


图 1 AZ31 镁合金的原始组织(挤压方向为水平向)

Fig.1 Initial microstructure (Extrusion direction is horizontal)

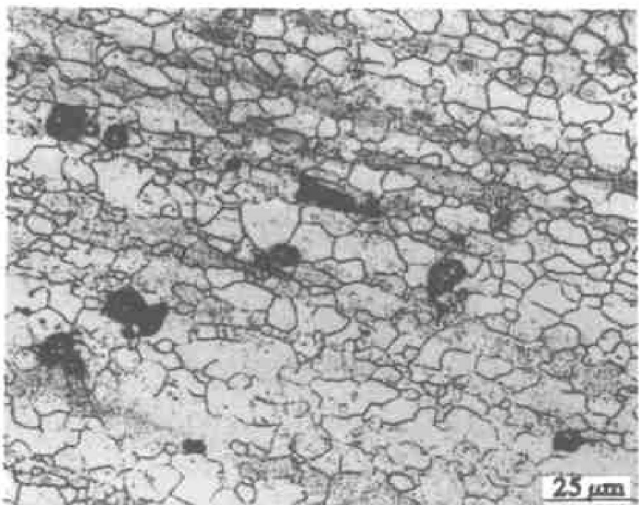


图 2 AZ31 镁合金在 673 K, $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 条件下变形到 $\epsilon = 0.4$ 时的组织

Fig.2 Microstructure of specimen deformed to true strain $\epsilon = 0.4$ at 673 K and $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

$3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 变形条件下, $\epsilon = 0.4$ 时的组织。与原始组织相比, 其平均晶粒尺寸仅 $11 \mu\text{m}$, 而且原有晶粒晶界处形成了许多新晶粒, 在晶内也正在形成无畸变的新晶粒。可见, 在变形的初始阶段, 由于发生了动态再结晶, 晶粒得到了细化。

图 3 所示为试验温度 673 K 和应变速率 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 变形条件下, 变形至断裂时试样的组织, 此时其平均晶粒尺寸已达 $83 \mu\text{m}$, 表明在超塑变形的最后阶段, 晶粒已明显长大, 但其晶粒形貌基本不变, 仍为等轴晶, 且大小较均匀。

图 4 所示为试验温度 673 K、应变速率范围为 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 变形条件时的真应力—真

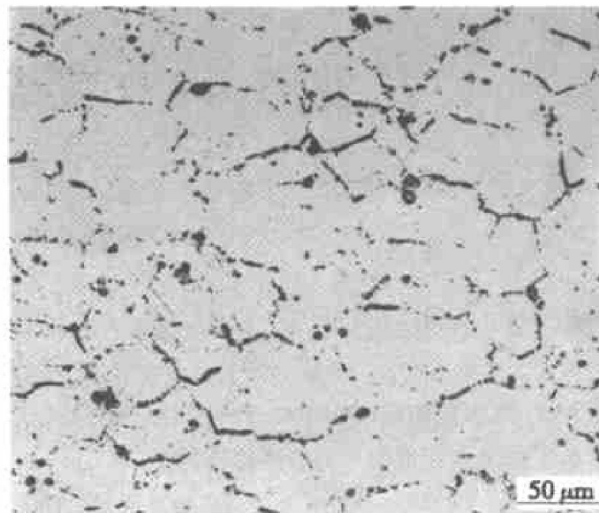


图 3 AZ31 镁合金在 673 K, $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 条件下变形至断裂时的组织

Fig.3 Microstructure of specimen fractured at 673 K and $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

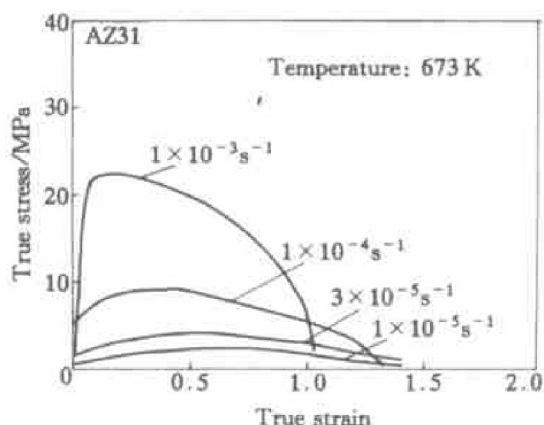


图 4 AZ31 镁合金超塑性变形的真应力—真应变曲线

Fig.4 True stress vs true strain curves of superplastic deformation

应变曲线。可以看出, 在应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时, 真应力随真应变的增加迅速上升, 表现出应变硬化效应, 当真应变达到 0.4 左右时, 真应力随应变的增加连续下降呈应变软化现象直至试样断裂, 合金的延伸率仅为 183%; 而在 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 和 $1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时, 真应力—真应变曲线开始呈应变硬化, 而后较快转入相对稳定的流变阶段, 同时合金表现出明显的超塑性, 其延伸率分别达到 314% 和 296%。

为考察合金的塑性流变特征, 流变应力 ($\epsilon = 0.15$ 时) 与应变速率的关系绘于图 5。该图表明, 随应变温度的增加或应变速率的降低, 流变应力下降, 而且, 在低应变速率范围 $3 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 内, 应变速率敏感指数 m (即图中曲线的斜

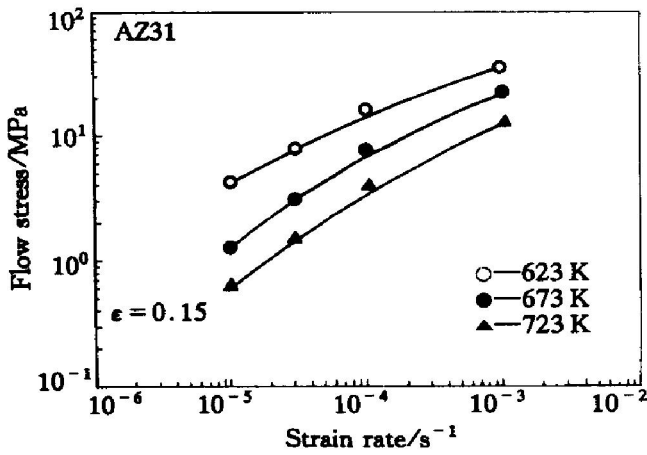


图 5 流变应力与应变速率的关系

Fig. 5 Variation in flow stress as a function of strain rate

率^[8])可达 0.4 左右。

不同温度下断裂延伸率与应变速率的关系如图 6 所示。图 6 中应变速率敏感指数 m 较高所对应的应变速率, 所得到的延伸率也较大。在试验温度 673 K 和应变速率 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 条件下, 获最大延伸率 314%。在该试验条件下, 试样变形前后的宏观形貌如图 7 所示。从图 7 看出, 试样经变形后, 在断口附近直径均匀一致, 无明显的缩颈产生, 表明这种大晶粒的原始组织, 在合适的条件下, 可以得到较高的延伸率。

3 讨论

以上结果表明, 工业态 AZ31 镁合金在 623~723 K 和 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的实验条件下均显示出良好的超塑性, 其最高延伸率达到 314% (图 6)。可见, 对于晶粒尺寸达 $37.5 \mu\text{m}$ 、不具有典型等轴细晶特征的这种工业态镁合金, 无需经过复杂

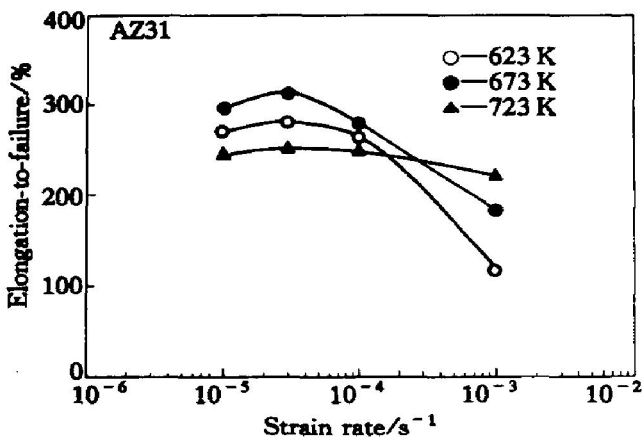


图 6 断裂延伸率与应变速率的关系

Fig. 6 Variation in elongation-to-failure as a function of strain rate

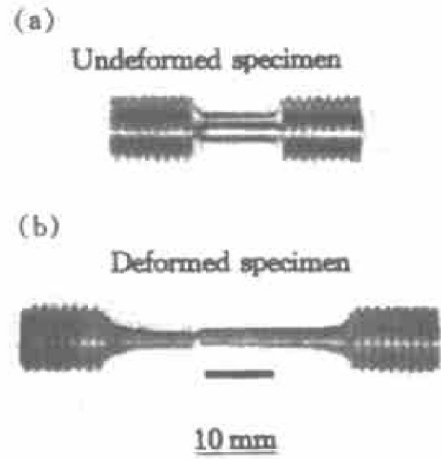


图 7 AZ31 镁合金超塑变形前后的宏观形貌

Fig. 7 Macroview of specimen before and after superplastic deformation

($T = 673 \text{ K}$, $\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $\delta = 314\%$)

(a) —Before deformation; (b) —After deformation

的热机械处理, 同样可直接进行超塑成形, 实现工业应用。

绝大多数的研究者都认为, 晶界滑动 (GBS) 是超塑性的主要变形机制^[8, 10, 11]。当超塑变形以晶界滑动进行时, 晶粒保持等轴晶, 断裂是由晶粒的长大和晶界处空洞的连接而引起^[10]。图 3 正是 GBS 断裂机制的主要特征, 即晶粒已明显长大, 但仍为等轴晶, 且晶界处形成了许多空洞。

图 8 所示为 673 K 和 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 变形条件下, 试样的 SEM 断口形貌。从图中可看出, 试样的断口特征为沿晶和晶内韧窝的混合型断裂, 且存在许多细小的空洞。其沿晶断裂特征和空洞的存在进一步证实晶界滑动机制在本研究所试验的合金超塑性变形过程中起主导作用^[10, 14]。

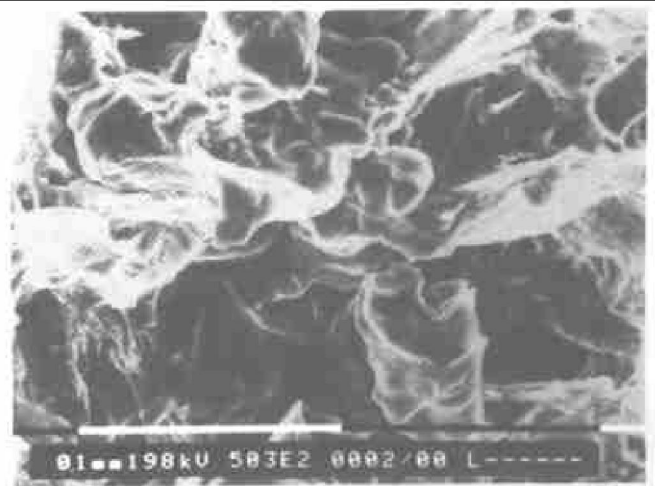


图 8 673 K 和 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 变形条件下试样的断口形貌

Fig. 8 Fracture surface of specimen deformed at 673 K and $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

不少研究者发现, 镁及其合金变形过程中很容易发生动态再结晶(DRX)^[15~17]。在镁合金的超塑变形过程中, 动态再结晶可细化晶粒, 使组织中的大角度晶界增加, 更有利于晶界滑动, 从而为超塑变形创造了组织条件。正是由于 AZ31 镁合金在超塑变形过程中发生了动态再结晶(如图 2), 才使该合金具有较大的延伸率和应变速率敏感指数。

但是, 必须指出, 动态再结晶的晶粒细化作用, 仅仅发生在拉伸过程的初始阶段, 当真应变超过一定值后, 则会进入动态晶粒长大阶段直至断裂。在本文的最佳超塑变形条件下, 当真应变为 0.4 左右时, 动态再结晶使晶粒得到了明显的细化。因此, 动态再结晶仅仅是该合金超塑变形的一种协同机制。

4 结论

1) 工业态 AZ31 镁合金在 623~723 K 和 $1 \times 10^{-5} \sim 1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的实验条件下均显示出良好的超塑性。当温度为 673 K 和应变速率为 $3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 时, 最大延伸率可达 314%, 应变速率敏感指数 $m = 0.4$ 。

2) 工业态 AZ31 镁合金超塑性变形主要由晶界滑动机制所控制, 断裂是由晶粒的长大和晶界处空洞的连接而引起, 其断口为沿晶和晶内韧窝的混合型断裂。

3) 工业态 AZ31 镁合金超塑性变形过程中存在动态再结晶。在拉伸过程的初始阶段, 动态再结晶细化了晶粒, 有利于晶界滑动, 是合金超塑性变形的一种协同机制。

[REFERENCES]

- [1] Aghion E, Bronfin B. Magnesium alloys development towards the 21st century [J]. Materials Science Forum, 2000, 350-351: 19-28.
- [2] Cahn R W, Haasen P, Kramer E J. Materials Science and Technology, Vol. 8 [M]. New York: VCH Publishers Inc, 1996. 113-212.
- [3] 赵云虎, 曾小勤, 丁文江, 等. Be 和 Ca 对 Mg-9Al-0.5Zn 合金表面氧化行为的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(6): 847-856.
ZHAO Yun-hu, ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang, et al. Effects of Be and Ca on surface oxidation behaviors of Mg-9Al-0.5Zn [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(6): 847-856.
- [4] 胡连喜, 李小强, 王尔德, 等. 挤压变形对 SiC_w/ZK51A 镁基复合材料组织和性能的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(5): 680-683.
HU Lian-xi, LI Xiao-qiang, WANG Er-de, et al. Extrusion deformation on microstructure and mechanical properties of SiC_w/ZK51A magnesium matrix composite [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(5): 680-683.
- [5] Kubota K, Mabuchi M, Higashi K. Processing and mechanical properties of fine grained magnesium alloys [J]. J Mater Sci, 1999, 34: 2255-2262.
- [6] Watanabe H, Tsutsui H, Mukai T, et al. Deformation mechanism in a coarse grained Mg-Al-Zn alloy at elevated temperatures [J]. Int J Plasticity, 2001, 17: 387-397.
- [7] 马春江, 张 获, 覃继宁, 等. SiC_w/MgLiAl 复合材料的界面结构 [J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(1): 22-26.
MA Chun-jiang, ZHANG Di, QIN Ji-ning, et al. Interfacial structure of SiC_w/MgLiAl composites [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(1): 22-26.
- [8] 陈浦泉. 组织超塑性 [M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1988. 110-114.
CHEN Pu-quan. Microstructural Superplasticity [M]. Harbin Institute of Technology Press, 1988. 110-114.
- [9] Watanabe H, Mukai T, Mabuchi M, et al. High-strain rate superplasticity at low temperatures in a ZK61 magnesium alloy produced by powder metallurgy [J]. Scripta Mater, 1999, 41(2): 209-203.
- [10] Watanabe H, Mukai T, Kohzu M, et al. Low temperature superplasticity in a ZK60 magnesium alloy [J]. Materials Transactions, JIM, 1999, 40(8): 809-814.
- [11] Mabuchi M, Iwasaki H, Yanase K, et al. Low temperature superplasticity in an AZ91 magnesium alloy processed by ECAE [J]. Scripta Mater, 1997, 36(6): 681-686.
- [12] Tsutsui H, Watanabe H, Mukai T, et al. Superplastic deformation behavior in commercial magnesium alloy AZ61 [J]. Materials Transactions, JIM, 1999, 40(9): 931-934.
- [13] Mukai T, Watanabe H, Higashi K. Application of superplasticity in commercial magnesium alloy for fabrication of structural components [J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(11-12): 1314-1319.
- [14] Pilling J, Ridley N. Superplasticity in Crystalline Solids [M]. London: The Institute of Metals, 1989. 102.
- [15] Mohri T, Mabuchi M, Nakamura M, et al. Mi-

- crostructural evolution and superplasticity of rolled Mg-9Al-1Zn [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A290: 139–144.
- [16] Ion S E, Humphreys F J, White S H. Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium [J]. Acta Metall, 1982, 30: 1909–1919.
- [17] Kaibyshev R, Galiyev A. On the possibility of superplasticity enhanced by recrystallization [J]. Materials Science Forum, 1997, 243–245: 131–136.

Superplastic deformation behavior of commercial magnesium alloy AZ31

LIU Man-ping, MA Chun-jiang, WANG Qun-dong, WU Guo-hua, ZHU Yan-ping, DING Wen-jiang
(Light Alloy Net Forming National Engineering Research Center,
Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

[Abstract] Superplastic behavior of a commercial AZ31 magnesium alloy is investigated at temperatures ranging from 623 to 723 K and strain rates ranging from 10^{-5} to 10^{-3} s^{-1} . The results showed that the alloy exhibits excellent superplasticity, and the maximum elongation to failure reaches 314%. The alloy also shows a high strain rate sensitivity exponent of 0.4. Microstructural observations suggest that grain boundary sliding (GBS) makes a substantial contribution to the superplastic deformation, and the dynamic recrystallization is the accommodated mechanism for the deformation.

[Key words] superplasticity; AZ31 magnesium alloy; grain boundary sliding; dynamic recrystallization

(编辑 朱忠国)