

# 塑性变形对铸态 AZ31 镁合金组织和性能的影响

Influence of Plastic Deformation on Microstructure and Mechanical

Properties of As-cast AZ31 Magnesium Alloy

张宝红<sup>1</sup>, 张 星<sup>2</sup>, 王 强<sup>2</sup>, 张治民<sup>1</sup>, 李保成<sup>1</sup>

(1 中北大学材料科学与工程系, 太原 030051;

2 山西省集成精密成形工程技术研究中心, 太原 030051)

ZHANG Bao-hong<sup>1</sup>, ZHANG Xing<sup>2</sup>, WANG Qiang<sup>2</sup>, ZHANG Zhi-min<sup>1</sup>, LI Bao-cheng<sup>1</sup>

(1 Department of Materials Science and Engineering,

North University of China, Taiyuan 030051, China;

2 Engineering Technology Research Center for Integrated Precision

Forming of Shanxi Province, Taiyuan 030051, China)

**摘要:** 为了研究塑性变形对铸态镁合金组织和性能的改善作用, 用铸态 AZ31 镁合金进行了等温压缩实验, 并测试了原始试样和变形后试样的组织和性能。结果表明: 铸态 AZ31 合金通过塑性变形可以显著细化晶粒; 随变形温度的升高, 变形所得试样抗拉强度下降; 在同一温度下变形所得试样抗拉强度随变形程度的增加而升高, 变形程度达到一定值后, 抗拉强度不再升高并有下降的趋势; 铸态 AZ31 合金低温变形(210~240℃)后, 可大幅度提高其抗拉强度。

**关键词:** 铸态镁合金; 塑性变形; 组织; 力学性能

**中图分类号:** TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2005)05-0045-03

**Abstract:** In order to study the effect of plastic deformation on microstructure and mechanical properties of as-cast magnesium alloy, the isothermal compression experiment of as-cast AZ31 magnesium alloy was done. The microstructure and mechanical properties of original samples and deformed samples were investigated. Experimental results show that the grain size of as-cast AZ31 alloy can be dramatically refined by plastic deformation. When the deformation temperature increases, the tensile strength of deformed sample will fall. When temperature is same, the tensile strength of deformed sample will increase as increasing deformation, but it will not increase and will fall when the deformation exceeds a certain value. The tensile strength of the as-cast AZ31 alloy will dramatically increase by deformation at low temperature (210~240℃).

**Key words:** as-cast magnesium alloy; plastic deformation; microstructure; mechanical property

镁合金具有密度小(约  $1.7\text{g/cm}^3$ ), 比强度高, 抗冲击性和抗震性能以及抗辐射性能优越等优良性能, 且容易回收, 被誉为“21 世纪的绿色工程材料”<sup>[1-3]</sup>。

目前大量镁合金产品主要通过铸造、半固态成形等生产方式获得, 通过塑性变形的镁合金产品比铸造产品有更高的强度、更好的延展性、更多样化的力学性能, 可以满足更多结构件的需求<sup>[4-6]</sup>。但由于镁为密排六方晶体结构, 滑移系比较少, 不易对其进行压力加工, 很大程度上限制了镁合金的应用<sup>[7]</sup>。因此, 开展镁合金塑性变形研究是开发镁合金产品的一项长远目标, 对镁合金产品获得更广泛的应用具有重要的意义。

铸坯塑性变形是近年来发展起来的新工艺, 该工艺就是用铸造毛坯代替轧材生产各种无需切削或只需

少量切削加工零件<sup>[8,9]</sup>。该工艺的特点是综合了铸造和塑性变形两种工艺的优势为一体, 同时达到成形和改性的双重目的。而由镁合金铸坯直接成形工件, 其成形性及成形对产品性能的影响研究甚少, 工艺制定缺少参考依据。本工作通过研究不同变形参数对铸态 AZ31 镁合金显微组织演变过程和力学性能的影响, 为进一步开发铸态镁合金的塑性成形工艺提供实验依据。

## 1 实验材料及方法

实验材料为 AZ31 合金铸棒( $\phi 92\text{mm} \times 150\text{mm}$ ), 其化学成分如表 1 所示。为了减少和消除晶内偏析, 改善组织不均匀性, 先将铸棒加热到  $400^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$ , 保

温 14h 进行均匀化处理<sup>[10]</sup>。然后在试棒上切取了五组试样, 其中一组试样用于测定其铸态组织和性能, 其余四组用于变形实验, 每组五个试样分别与一个原始组织试样在铸棒上位置相一致。试样的长、宽分别为 150, 15mm, 其厚度分别为 10, 8, 6, 4, 2mm。将四组试样分别在 210, 240, 270, 300℃ 下进行等温压缩变形, 变形后试样厚度为 1mm, 则其等效应变  $\bar{\epsilon}$  (代表复杂应变状态折合成单向拉伸或压缩状态的当量应变<sup>[11]</sup>) 分别为 2.65, 2.38, 2.07, 1.59 和 0.80。等温压缩变形的实验装置如图 1 所示, 实验时该装置与试样一起在井式电阻炉内加热, 到温后保温 20min 进行压缩。等温压缩在 YA32-315 四柱式万能液压机上进行, 滑块行程速度为 8mm/s, 试样压缩后空冷至室温。

表 1 AZ31 合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Composition of the AZ31 alloy (mass fraction/%)

Al	Zn	Mn	Si	Fe	Cu	Ni	Mg
3.20	1.11	0.30	0.0143	0.0015	0.0021	0.0009	Bal

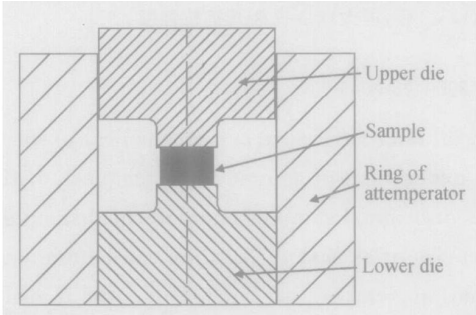


图 1 等温压缩实验装置示意图

Fig. 1 The schematic of isothermal compressing

将未变形的原始组织试样和压缩变形后的试样按 GB228—76 标准制成厚度为 1mm 的拉伸试样, 在 WDW-E100D 电子万能实验机上进行拉伸实验。并将未变形的原始试样和变形试样制成金相试样, 在 NEOPHOT21 光学显微镜上观察其金相组织。

2 实验结果与分析

2.1 组织

图 2 为铸态 AZ31 合金的显微组织。由图 2 可见, 经退火处理后的铸造组织是由基体  $\alpha$ -Mg、共晶体 ( $\alpha$ +Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>)、角状 MgMn 和暗色 Mg<sub>2</sub>Si (杂质) 组成, 其原始晶粒尺寸约为 100  $\mu$ m。210℃ 变形后的组织如图 3a—c 所示, 在塑性变形的初期, 镁合金铸棒中粗大的晶粒在变形力的作用下, 垂直于压力方向被压扁发生弯曲和破碎成细的晶粒, 并在应力作用下获得重新分布 (图 3a), 同时发生晶粒间的相对转动, 带动

已破碎的第二相发生滑移和变形, 呈离散状分布, 在平行流线上分布着大量细小、致密的等轴晶粒, 可见形变组织已发生再结晶; 图 3b 中再结晶组织大量增加, 原晶粒晶界处和晶内形成无畸变的新晶粒; 图 3c 为充分变形后得到的均匀等轴晶, 其晶粒大小约为 5  $\mu$ m。

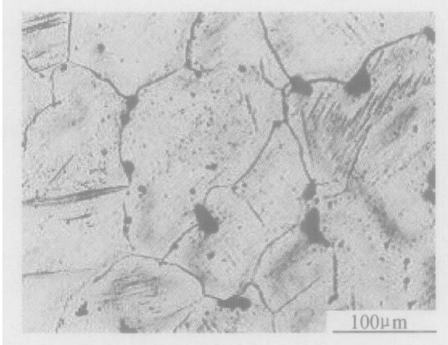


图 2 铸态 AZ31 合金的显微组织

Fig. 2 The microstructure of as-cast AZ31 alloy

从以上组织演变过程中可见, 在变形的初始阶段, 由于滑移系少的六方金属较易孪生, 特别是在不利于滑移的取向加力时, 变形一开始就以孪生机制进行, 当孪生所产生的畸变较大, 或滑移受到阻碍时, 滑移面上的位错在局部地区因受阻而集中, 导致变形不均匀及应力分布不均匀。经过大变形的金属, 由于大量的塑性变形造成金属晶体结构的严重畸变, 为再结晶的发生提供了有利的条件, 加上变形热的作用, 较易发生动态再结晶。再结晶时从晶格严重畸变的高能位区域产生大量的晶核, 新的晶粒又在正在长大的再结晶晶粒边界形核长大<sup>[12]</sup>, 从而使晶粒细化。另外还发现, 在相同的变形程度下, 随着变形温度的升高, 晶粒有长大的趋势 (图 3c, d)。

可见, 在等温塑性变形过程中, 随变形程度的增加, 再结晶速度加快, 有效消除铸态合金中粗大的晶粒及偏析, 获得致密、细小的再结晶等轴晶组织。

2.2 拉伸性能

表 2 为铸态 AZ31 合金在 210℃ 压缩变形后拉伸性能与原始铸态试样拉伸性能对照表。由表 2 可见, 尽管铸棒已均匀化处理, 但由于铸态组织不均匀, 仍造成铸棒不同位置上原始试样拉伸强度的不同。为消除由于原始试样性能不同对其变形后试样性能的影响, 用同一位置上变形后试样拉伸强度与原始铸态试样拉伸强度之差  $\Delta\sigma_t$  (以下称抗拉强度增量) 来表示变形对原始铸态组织拉伸性能的改善。从而, 得到变形对铸态试样拉伸强度影响 ( $\Delta\sigma_t$ - $\bar{\epsilon}$  关系曲线) 如图 4 所示。

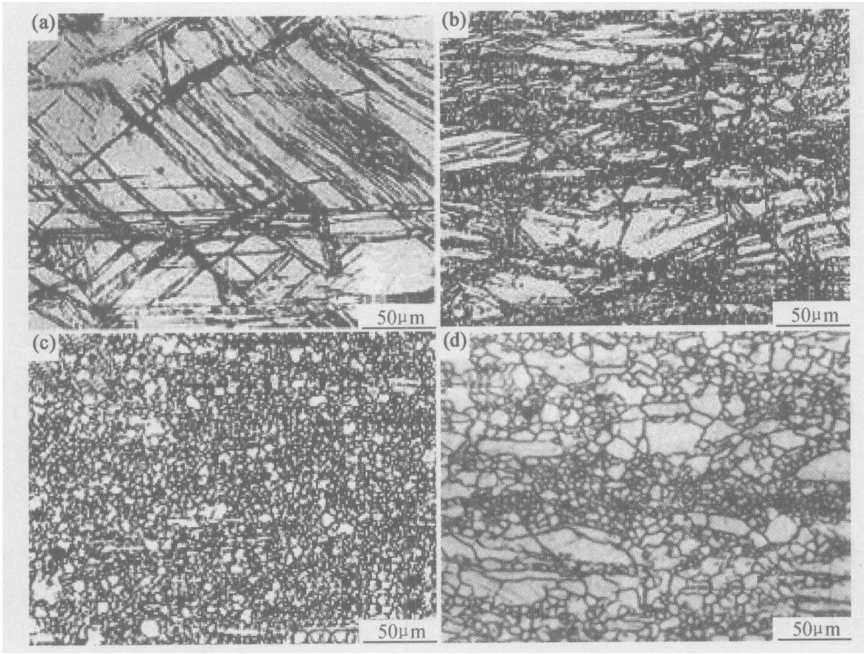


图 3 变形参数对铸态 AZ31 合金显微组织的影响

Fig. 3 Effect of deformation parameters on the microstructure of as-cast AZ31 alloy

(a)  $T = 210^{\circ}\text{C}$ ,  $\bar{\varepsilon} = 0.80$ ; (b)  $T = 210^{\circ}\text{C}$ ,  $\bar{\varepsilon} = 2.07$ ; (c)  $T = 210^{\circ}\text{C}$ ,  $\bar{\varepsilon} = 2.65$ ; (d)  $T = 300^{\circ}\text{C}$ ,  $\bar{\varepsilon} = 2.65$

表 2 铸态 AZ31 合金 210℃压缩变形前后性能

Table 2 Mechanical properties of as-cast AZ31 alloy and after compression at 210℃

Sample location	$\sigma_b$ of original sample / MPa	$\sigma_b$ of deformed sample/ MPa	Equivalent deformation $\bar{\varepsilon}$
1	171	266	2.65
2	171	268	2.38
3	204	305	2.07
4	204	292	1.59
5	204	256	0.80

由图 4 可见: 变形程度相同时, 210℃变形后材料性能改善最明显, 抗拉强度最大可比铸态提高 100MPa(达 305 MPa), 240℃变形次之, 其他温度下变形所得试样抗拉强度增量明显减小; 变形初始阶段, 抗拉强度增量随变形程度的增加而升高, 变形程度达到一定值后, 抗拉强度增量不再升高反而有下降的趋势。如 210℃变形在  $\bar{\varepsilon}$  约为 2.07 时出现峰值, 其他温度下变形在  $\bar{\varepsilon}$  约为 1.6 时发生转折。

导致上述强度增量随温度变化的主要原因是在相同的变形程度下, 随着变形温度的升高, 晶粒有长大的趋势。此外, 试样在低温下(210, 240℃)变形, 当  $\bar{\varepsilon}$  达到 2.07 时, 开始出现细小的再结晶组织, 此时既有形变强化, 又有细晶强化, 故强度提高较明显; 当  $\bar{\varepsilon}$  达到 2.65 时, 整个组织为 5μm 的细晶组织, 此时强度略有下降。而在高温下(270, 300℃)主要发生的是动态再

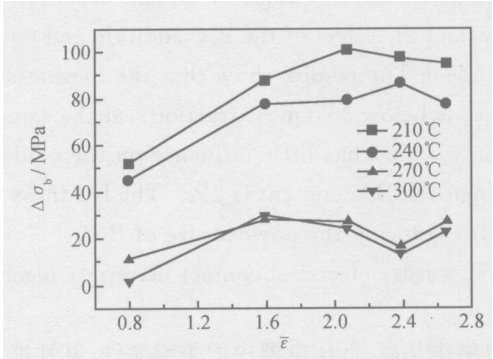


图 4 塑性变形对铸态 AZ31 合金拉伸强度的影响

Fig. 4 Effect of plastic deformation on the tensile strength of as-cast AZ31 alloy

结晶, 绝大部分为再结晶晶粒, 300℃下则全为再结晶组织, 此时晶粒较低温变形时大, 故强度上升较少。

此外, 在较低的变形程度下, 随着变形程度的增加, 晶粒发生细化, 强度增加; 而应变增大到一定程度后, 由于较大的变形提供了更多的能量, 使得相界的扩散能力增强, 有机会吞并附近细小的晶粒, 从而使得晶粒数量减少, 尺寸变大。即变形所引起的动态再结晶只发生在一定的应变范围内, 当变形超过该值后, 则进入晶粒长大阶段。从而出现随变形程度增大, 抗拉强度增量不再升高反而有下降的趋势。

(下转第 51 页)

SEM 表面形貌照片。通过数据和形貌观察, 可知 B<sub>4</sub>C 颗粒愈粗, 颗粒的表面积越大, 在基体表面占据的面积越小, 试样的抗氧化性较差。B<sub>4</sub>C 颗粒越细, 颗粒的表面积越小, 在基体表面占的面积越大, 当试样在加热过程中 B<sub>4</sub>C 被氧化形成 B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 时, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 以液化膜的形式覆盖在基体表面, 加入较细的 B<sub>4</sub>C 颗粒, 液态膜的面积相对较大, 试样的抗氧化性较好。

3 结论

(1) 铜基复合材料中加入 B<sub>4</sub>C, 可提高材料的硬度、耐磨性。但加入量超过 3% 时, 试样的硬度有下降的趋势, 耐磨性随着加入量的增加不断增加。B<sub>4</sub>C 的加入影响铜基材料的抗氧化性, 加入量在 2% 以下时对抗氧化性的影响较小。但加入量超过 2% 时, 氧化质量增加严重。因此, B<sub>4</sub>C 的加入量为 2% 时, 对材料的整体性能影响最佳。

(2) B<sub>4</sub>C 粒度的不同对铜基材料的性能有不同影响。B<sub>4</sub>C 颗粒越细, 试样的硬度越大, 耐磨性越好; 加入细颗粒 B<sub>4</sub>C 的材料, 其抗氧化能力优于加入粗颗粒 B<sub>4</sub>C 的材料。

参考文献

[1] 张万胜. 电触头节银与行业发展[J]. 电工合金, 1995, (3): 8- 11.

(上接第 47 页)

3 结论

(1) 铸态 AZ31 合金通过塑性变形可以显著细化晶粒, 其尺寸由约 100 μm 减少到 5 μm 左右。

(2) 铸态 AZ31 合金随变形温度的升高, 变形所得试样抗拉强度下降; 在同一温度下变形所得试样抗拉强度随变形程度的增加而升高, 变形程度达到一定值后, 抗拉强度不再升高并有下降的趋势。

(3) 铸态 AZ31 合金低温变形(210~ 240℃), 通过形变强化与细晶强化的合理组合, 能够获得细小均匀的等轴组织, 可最大限度提高其抗拉强度, 当完全再结晶后, 其抗拉强度有所下降。

参考文献

[1] 张同俊, 李星国. 镁合金的应用和中国的镁工业[J]. 材料导报, 2002, 16(7): 11- 13.

[2] 瞿炳涛, 王辉. 镁合金及其在工业中的应用[J]. 稀有金属, 2004, 28(1): 229- 232.

[3] POLMER I J. Magnesium alloys and applications[J]. Materials Science and Technology, 1994, (10): 1- 16.

[2] 陈仲, 张明江, 刘新兰, 等. 欧洲电触头产业发展状况[J]. 电工材料, 2002, (3): 37- 43.

[3] 凯尔 A, 维纳里库 E. 电接触和电接触材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 1993.

[4] RHODIN T N. Low temperature oxidation of copper and physical mechanism[J]. Am Chem Soc, 1990, 72(11): 5102- 5106.

[5] WRICE D, PETERSON P, RIGBY E B. Atomspheric corrosion of copper and silver[J]. Electrochem Soc, 1981, 128(2): 275 - 284.

[6] 石子源, 王德庆. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 表面弥散铜基导电材料的制备[J]. 功能材料, 2002, (4): 33- 36.

[7] 兰岚. 电触头材料制备工艺[J]. 电工材料, 2002, (3): 24- 30.

[8] 周荣, 樊毅, 张金生. B<sub>4</sub>C 对铁-铜基摩擦材料组织和性能的影响[J]. 湖南冶金, 1996, (3): 9- 11.

[9] 曹仲文, 张继红. 碳化硼的粒度与纯度对其制品的影响[J]. 机械工程师, 1997, (4): 36- 37.

[10] LEE JOO WAN, LEE HU-CHAL. Effect of tellurium addition on the internal oxidation of Ag-Sn alloys[J]. Scprisa Material, 2000, (42): 169.

[11] 吴桢干, 顾明元, 张国定. 碳化硼的氧化特性研究[J]. 材料工程, 1997, (2): 30- 32.

收稿日期: 2004-10-08; 修订日期: 2005-03-28  
作者简介: 钱宝光(1967- ), 女, 博士研究生, 主要从事材料的制备与性能方面的研究, 联系地址: 济南大学西校区材料学院(250022)。

[4] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-application-potential [J]. Materials Science and Engineering, 2001, 302A: 37 - 45.

[5] 余琨, 黎文献, 王日初, 等. 变形镁合金的研究、开发及应用[J]. 中国有色金属学报, 2002, (2): 277- 290.

[6] 潘洪平, 丁志勇, 谢水生. 镁合金加工技术的研究现状与应用[J]. 轻合金加工技术, 2002, 30(7): 7- 10.

[7] DECKER R F. The resistance in magnesium [J]. Advanced Materials Processing, 1998, (9): 31- 35.

[8] 蒋鹏, 贺小毛, 吴瑛, 等. 复合塑性成形新技术及其应用[J]. 锻压技术, 2000, (1): 38- 41.

[9] 胡建国. 复合成形技术[J]. 锻压机械, 2002, (5): 39- 41.

[10] 赵浩峰, 池成忠. 镁合金及其复合材料[M]. 北京: 中国科学技术出版社, 2002.

[11] 中国机械工程学会锻压学会. 锻压手册(1): 锻造 [M]. 第 2 版. 北京: 机械工业出版社, 2002.

[12] CAHN R W. 材料科学与技术丛书(15): 金属与合金工艺[M]. 雷廷权, 等译. 北京: 科学出版社, 1999.

基金项目: 山西省青年科学基金资助项目(20041024); 山西省自然科学基金资助项目(20031045)  
收稿日期: 2004-12-09; 修订日期: 2005-04-05  
作者简介: 张宝红(1971- ), 男, 副教授, 博士生, 从事金属精密塑性成形及改性方面的研究, 联系地址: 中北大学材料科学与工程系(030051)。