

# 非对称/对称轧制 AZ31 镁合金微观组织研究

## Microstructure of AZ31 Magnesium Alloy Sheets During Asymmetric/Symmetric Rolling Procedure

张文玉<sup>1</sup>, 刘先兰<sup>1</sup>, 陈振华<sup>2</sup>, 夏伟军<sup>2</sup>

(1 湖南工学院 机械工程系, 湖南 衡阳 421002;

2 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

ZHANG Wen-yu<sup>1</sup>, LIU Xian-lan<sup>1</sup>, CHEN Zhen-hua<sup>2</sup>, XIA Wei-jun<sup>2</sup>

(1 Department of Mechanical Engineering, Hunan

Institute of Technology, Hengyang 421002, Hunan, China; 2 School of

Material Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

**摘要:** 研究了非对称轧制和对称轧制过程中, AZ31 镁合金板材微观组织的变化特征, 并结合有限元模拟对其差异进行了分析。结果表明, 非对称轧制可明显细化板材的晶粒, 可获得平均晶粒度约为  $8.9\mu\text{m}$  均匀分布的等轴晶组织, 且其 (0002) 基面晶粒取向明显减弱; 而对称轧制板材晶粒分布不均匀且有大量的孪晶存在, 平均晶粒度达  $13.2\mu\text{m}$ 。这主要是因为, 与对称轧制相比, 非对称轧制沿板材厚向引入了强烈的剪切应变所致。

**关键词:** 非对称轧制; 对称轧制; AZ31 镁合金板材; 微观组织; 有限元

中图分类号: TG146.2+2; TG339 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2008)06-0025-04

**Abstract:** The objective of this study is to investigate the evolvement of microstructure in AZ31 magnesium alloy sheets produced by asymmetric and symmetric rolling, which was analyzed by finite element method. The results indicated that the grain of AZ31 magnesium alloy sheets produced by asymmetric rolling was homogenous, which average grain size was  $8.96\mu\text{m}$ . While, the average grain size for the sheets produced by symmetric rolling was about  $13.2\mu\text{m}$ . Compared with that of the sheets produced by symmetric rolling, (0002) basal grain orientation of AZ31 magnesium alloy sheets produced by asymmetric rolling was obviously weakened. These could be owing to the intensive shear deformation induced by asymmetric rolling.

**Key words:** asymmetric rolling; symmetric rolling; AZ31 magnesium alloy sheet; microstructure; finite element method

镁合金作为最轻的金属结构材料之一, 以其众多的优点, 得到了越来越广泛的应用, 尤其是作为汽车、3C 等壳体结构件。然而, 由于镁合金多为 HCP 结构, 因此, 其室温塑性较差, 严重制约了镁合金的应用。大塑性变形技术作为一种获得超细晶材料的有效方法, 可大大提高材料的力学性能。在这些技术中, 等通道挤压(Equal Channel Angular Pressing, ECAP) 是最为有效的方法之一。对 ECAP 镁合金的研究表明, 对于各种镁合金, 通过 ECAP 可明显细化晶粒, 提高其塑性和强度, 并可获得超塑性<sup>[1-4]</sup>。然而, ECAP 工艺通常只能用于制备截面为方形或圆形的棒材, 难以制备薄板或带材。对镁合金的少量研究表明<sup>[5-7]</sup>, 采用非对称轧制(Asymmetric Rolling, AR) 或异步轧制(Differential Speed Rolling, DSR) 工艺可有效细化镁

合金板材的晶粒, 提高材料的塑性。

本工作主要对 AR 和对称轧制(Symmetric Rolling, SR) 过程中, AZ31 镁合金板材微观组织的差异进行研究, 并通过刚塑性有限元(FEM) 方法对 AR 和 SR 变形原理进行分析, 以探讨影响 AZ31 镁合金板材显微组织的根本原因。

### 1 实验

实验中 AR 实验在上下辊转速相同而辊径不同的双辊轧机上进行, 其异速比为 1.1, SR 实验在同样的上下辊径相同的轧机上进行。

实验所用 AZ31 合金名义化学成分为: Mg-3%Al-0.8%Zn-0.4%Mn(质量分数), 首先经铸造-挤压制得

厚度为 10 mm 的挤压板坯。为了比较, AR 和 SR 轧制均在相同的工艺条件下进行, 即轧辊未加热, 板材预热温度为 400 °C, 道次间保温时间为从 15 min 到 3min, 随轧制道次的增加递减, 道次压下量恒定为 10%, 轧辊表面未润滑。轧制过程中, 板材轧制方向和正法向均不变。

按上述条件完成轧制实验后, 沿板材轧制面取样, 进行金相组织分析, 其浸蚀剂配方如下: 5g 苦味酸+ 5g 冰醋酸+ 10mL 蒸馏水+ 80mL 无水乙醇。分别对垂直与板法向和轧向截面的晶粒取向在 Y-500 型 X 射线衍射仪上进行分析。

为了便于理解 AR 和 SR 变形机理, 采用刚塑性有限元软件 Deform2D 对 AR 和 SR 变形特征进行分析。由于板材的宽厚比很大, 因此不考虑板材宽度方向应变, 将其轧制变形视为平面应变, 仅考虑板材沿轧向在厚度方向的变形。有限元模拟板材网格划分采用四节点等参单元, 在板材厚度方向均匀划分为 5 格, 按上述实验条件进行有限元模拟。

## 2 结果与讨论

### 2.1 有限元分析

图 1 给出了 AR 和 SR 轧制过程中, 有限元模拟 AZ31 镁合金板材流变网格。从图 1 可以看出, AR 板材快速辊侧的板材表面附近承受了较大的剪切变形, 而 SR 板材上下表面的变形基本呈对称分布。在本实验条件下, AR 过程中, 上下辊的异速比为 1.1, 每道次压下量约为 10%, 接近于全搓轧状态, 因此, 沿厚向, AR 板材剪切变形分布比较均匀。根据 S. H. Lee 等研究<sup>[8]</sup>, 增大异速比或增大板材表面与轧辊之间的摩擦系数则可使 AR 板材厚度上的变形分布趋于更加均匀。

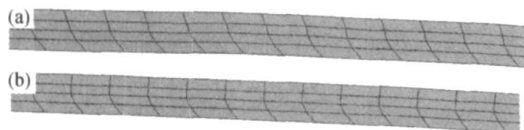


图 1 AR(a) 和 SR(b) 板材的变形分布

Fig. 1 Deformation distributing of sheet AR (a) and SR (b)

在 AR 和 SR 变形区各取一单元体, 其应力状态如图 2 所示。从图 2 可以看出, AR 上下表面的切应力方向相反, 而 SR 上下表面切应力方向相同, 这是因为 SR 上下表面的摩擦力方向相同, 而 AR 上下表面的摩擦力方向恰恰相反所引起的。由此亦可得出上下表面的合力方向, 如  $f_1, f_2, f'_1$  及  $f'_2$  所示。

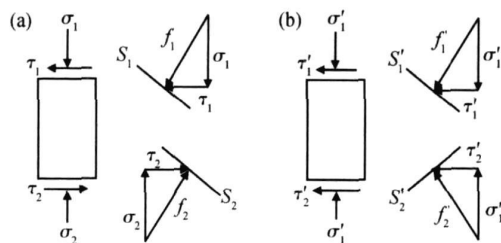


图 2 单元体受力及其对织构的影响

(a) 非对称轧制; (b) 对称轧制

Fig. 2 Forced state of the cell and its effects on texture

(a) AR; (b) SR

### 2.2 金相组织

图 3 分别给出了 AR 和 SR 制备的 AZ31 镁合金板材的金相组织。从图中可以看出, 在其它条件相同的情况下, 这两种工艺制备的板材的金相组织存在明显的差异, 对于 AR 板材, 其晶粒较细小, 且分布均匀, 平均晶粒度约为 8.9  $\mu\text{m}$ ; 而 SR 板材的晶粒组织中则存在大量的孪晶, 且分布不均匀, 其平均晶粒度达 13.2  $\mu\text{m}$ 。这主要是由于 SR 和 AR 过程中, 镁合金的变形机理以及这两种轧制方式变形机理差异所决定的。

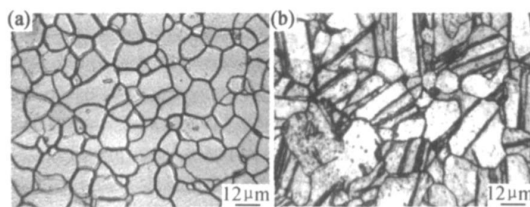


图 3 AZ31 镁合金板材金相组织 (a) AR; (b) SR

Fig. 3 Microstructure of AZ31 Mg alloy sheets (a) AR; (b) SR

在镁合金热轧变形过程中, 影响其金相组织变化的因素非常复杂, 主要涉及到位错滑移、孪生和动态再结晶等因素。由于 AZ31 镁合金的层错能较低, 热轧时不易发生动态回复而易发生动态再结晶。但与静态再结晶相比, 动态再结晶需要更大的临界变形程度才能发生。因此, 当道次压下量为 10% 时, 变形时储能较低而使动态再结晶发生得不够完全, 金相组织中只有少量细小的动态再结晶新晶粒。此外, 由于镁合金滑移系数较少, 塑性变形过程中孪生在一个相当宽的温度范围内发挥着非常重要的作用。特别是挤压时镁合金内形成了强烈的 (0001) 基面织构, 轧制过程中基面滑移变得非常困难, 而棱柱面滑移与锥面滑移的临界剪切应力又较高, 不易启动, 要继续进行塑性变形就必须依靠锥面孪生来起协调变形的作用。孪晶本身对塑性变形的贡献不大, 但能够改变晶粒取向, 使不利于

滑移和孪生方向的晶粒重排,从而使晶粒取得有利的位置,以便进一步滑移和孪生。当孪晶达到一定比例时,初生孪晶内部的二次滑移和孪晶可以产生较大的应变,使得滑移—孪晶和孪晶—孪晶的交互作用从能量上变得可行<sup>[9]</sup>。因此,SR 过程中会出现比较多的孪晶。而 AR 时板材的应力应变与金属流动特点与 SR 时的明显不同。与 SR 相比,AR 使板材的厚度方向承受了一种剪切变形,如图 1 和图 2 所示。纯剪切也是使金属发生塑性变形的一种应力状态。在相同的道次压下量下,即几何变形相同时,AR 中的搓轧区激发更多的滑移系参与滑移和交滑移,引起的实际变形程度较 SR 的高<sup>[10]</sup>。由于金属动态再结晶与变形量有很大关系,一般来说随着变形量的增大,变形所产生的储存能也相应增大,使得动态再结晶的再结晶晶核率较晶粒长大率增大为快,故再结晶晶粒尺寸会变均匀,晶粒尺寸也不断得到细化<sup>[11]</sup>。

2 3 晶粒取向

表 1 和表 2 分别给出了 AR 和 SR 制备的 AZ31 镁合金板材分别沿轧制面和横截面晶粒取向 X-ray 衍射分析结果。从表中可以看出,无论是 AR 还是 SR 板材都具有较强的(0002) 基面晶粒取向,但相对来说 AR 板材的基面晶粒取向稍弱。AR 板材中(10 $\bar{1}$ 3) 与 (10 $\bar{1}$ 1) 锥面强度相对(0002) 与(0004) 基面强度的百分比为 12%,而 SR 板材中(10 $\bar{1}$ 3) 与(10 $\bar{1}$ 1) 锥面强度相对(0002) 与(0004) 基面强度的百分比为 5%。由于各晶面衍射峰强度的体积分数的和应该不变<sup>[12]</sup>,在 (10 $\bar{1}$ 3) 与(10 $\bar{1}$ 1) 锥面增强的情况下,必然随着别的晶面衍射峰强度的相对减弱。而 AR 中未出现其它比较明显的晶粒取向,故只可能是(0002) 基面晶粒取向减弱。由此可以得出 AR 能够弱化镁合金轧制板材中的基面晶粒取向,这对提高镁合金的塑性是有很有利的。同时也可以得出 AR 板材(10 $\bar{1}$ 3) 锥面强度相对(0002) 与(0004) 基面强度的百分数为 8%,而(10 $\bar{1}$ 1) 锥面强度相对于(0002) 与(0004) 基面强度的百分比为 4%, (10 $\bar{1}$ 3) 取向强于(10 $\bar{1}$ 1) 取向,这是因为(10 $\bar{1}$ 3) 锥面与基面的夹角比(10 $\bar{1}$ 1) 锥面与基面的夹角要小,即 (10 $\bar{1}$ 3) 锥面法线与轧制压力方向的夹角也比较小,故 (10 $\bar{1}$ 3) 锥面更容易转向与轧制压力垂直的方向,其衍射峰强度就会相应增大。从表 2 可看出,SR 板材横断面上最强的衍射峰是(10 $\bar{1}$ 1) 棱柱面,而 SR 板材横断面上最强的衍射峰则是(10 $\bar{1}$ 1) 锥面。这是因为轧制时基面有平行于轧板表面的倾向,导致(10 $\bar{1}$ 1) 棱柱面平行于横断面,而 AR 使部分基面发生一定角度的偏移,故使得与棱柱面夹角最小的(10 $\bar{1}$ 1) 锥面转到与横断面平行的方向,这也从另一方面证实了 AR 能够弱化镁

合金轧制板材的基面晶粒取向。

表 1 AR 与 SR 板材轧制面 X 射线衍射分析结果

Table 1 Analysis results of XRD patterns of AZ31 Mg alloy sheets produced by AR and SR ( surface)

	Crystal plane <i>hkil</i>	Intensity		$I_m/I_0$
		$I_0$	$I_m$	
AR	0002	36	100	2.78
	0004	2	13	6.5
	10 $\bar{1}$ 3	16	9	0.56
	10 $\bar{1}$ 1	100	5	0.05
SR	0002	36	100	2.78
	0004	2	6	3
	10 $\bar{1}$ 3	16	3	0.19
	10 $\bar{1}$ 1	100	2	0.02

表 2 AR 与 SR 板材横截面 X 射线衍射分析结果

Table 2 Analysis results of XRD patterns of AZ31 Mg alloy sheets produced by AR and SR ( transverse)

	Crystal plane <i>hkil</i>	Intensity		$I_m/I_0$
		$I_0$	$I_m$	
AR	10 $\bar{1}$ 1	100	100	1
	10 $\bar{1}$ 0	25	83	3.32
	11 $\bar{2}$ 0	12	57	4.75
	20 $\bar{2}$ 1	8	24	3
SR	10 $\bar{1}$ 1	100	90	0.9
	10 $\bar{1}$ 0	25	100	4
	11 $\bar{2}$ 0	12	72	6
	20 $\bar{2}$ 1	8	32	4

那么,由图 2 可知,对单晶体而言,在压应力作用下,滑移面转到与外应力垂直的方向, $S_1$ ,  $S_2$ ,  $S'_1$  及  $S'_2$  代表滑移面在各应力作用下所处的方位,其法线方向与各合力方向平行。由图可知,SR 上下表面  $S'_1$  与  $S'_2$  偏转角度可以相互抵消;而 AR 上下表面  $S'_1$  与  $S'_2$  的偏转角度一致,不能抵消。因此,SR 所形成的晶粒取向其滑移面(即基面)与轧制压力方向垂直,而 AR 滑移面法线方向会偏离轧制压力方向一定的角度,故其形成的晶粒取向也会随之偏离一定的角度。随着 AR 道次的增加,会使这种作用偏离得到强化,最终可通过改变轧制过程中的基面晶粒取向来提高金属的塑性变形能力。

3 结论

(1) 本实验条件下,沿板材厚向,AR 可引入明显的剪切变形。在全搓轧状态下,其剪切应变沿厚向分

布比较均匀; 而 SR 板材厚向应变则呈对称分布。

(2) AR 可获得平均晶粒度约为  $8.9\mu\text{m}$  均匀分布的等轴晶组织; 而 SR 板材晶粒分布不均匀且有大量的孪晶存在, 平均晶粒度达  $13.2\mu\text{m}$ 。

(3) 与 SR 相比, AR 可明显削弱板材的(0002) 基面晶粒取向。

(4) AR 和 SR 板材微观组织的差异主要是由于 AR 过程中沿板材厚向引入了强烈的剪切应变所致。

#### 参考文献

- [1] MABUCHIM, IWASAKI H, YANASE K, et al. Low temperature superplasticity in an AZ91 Magnesium alloy processed by ECAE[J]. Scripta Materialia, 1997, 36(6): 681– 686.
- [2] KIM W J, HONG S I, KIM Y S, et al. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2003, 51: 3293– 3307.
- [3] HORITA Z, FURUKAWA M, NEMOTOM, et al. Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation[J]. Acta Materialia, 2000, 48(14): 3633– 3640.
- [4] YOSHIDA Y, CISAR L, KAMADO S, et al. Effect of microstructural factors on tensile properties of an ECAE-Processed AZ31 magnesium alloy[J]. Materialia Transaction, 2003, 44(4): 468– 475.
- [5] WATANABE H, MUKAI T, ISHIKAWA K. Differential speed rolling of an AZ31 magnesium alloy and the resulting mechanical properties[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39: 1477 –

1480.

- [6] WATANABE H, MUKAI T, ISHIKAWA K. Effect of temperature of differential speed rolling on room temperature mechanical properties and texture in an AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2007, 182: 644– 647.
- [7] JI Y H, PARK J J, KIM W J. Finite element analysis of severe deformation in Mg-3Al-1Zn sheets through differential-speed rolling with a high speed ratio[J]. Materials Science and Engineering, 2007, A454– 455: 570– 574.
- [8] LEES H, LEE D N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2001, 43: 1997– 2015.
- [9] GAO H, RAMALINGAM S C, BARBER G C, et al. Analysis of asymmetrical cold rolling with varying coefficients of friction[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 124: 178– 182.
- [10] 李尧. 异步轧制对 3004 铝合金变形织构及制耳率的影响[J]. 中国有色金属学报, 1997, 7(2): 113– 117.
- [11] 钟家湘, 郑秀华, 刘颖. 金属学教程[M]. 北京: 北京理工大学出版社, 1995.
- [12] 于九明, 于大克, 穆晓森, 等. 大延伸异步连轧实验研究[J]. 钢铁, 1999, 34(2): 29– 31.

基金项目: 湖南省自然科学基金资助项目(07JJ3092); 湖南省教育厅资助科研项目(06c031); 湖南省科技计划项目(2007FJ3095)

收稿日期: 2007-06-28; 修订日期: 2007-11-09

作者简介: 张文玉(1967—), 男, 副教授, 研究方向为材料加工, 模具设计与制造, 联系地址: 湖南衡阳湖南工学院机械系(421002)。

(上接第 24 页)

- [3] MARTINEAU P, PAILLER R, LAHAYE M, et al. SiC filament/titanium matrix composites regarded as model composites: Part 2 fibre/matrix chemical interactions at high temperatures[J]. Journal of Materials Science, 1984, 19: 2749– 2770.
- [4] NAKA M, FENG J C, SCHUSTER J C. Phase reaction and diffusion path of SiC/Ti system[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28A: 1385– 1390.
- [5] SAMBASIVAN S, PETUSKEY W T. Phase relationships in the Ti-Si-C system at high pressures[J]. J Mater Res, 1992, 7(6): 1473– 1479.
- [6] YANG Y Q, DUDEK H J, KUMPFERT J. Interface stability in SCS-6 SiC/Super  $\alpha_2$  composites[J]. Scripta Materialia, 1997, 37(4): 503– 510.
- [7] YANG Y Q, DUDEK H J, KUMPFERT J. TEM investigations of the fiber/matrix interfaces in SCS-6 SiC/Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo composites[J]. Composites Part A, 1998, 29A: 1235– 1241.
- [8] XUN Y W, TAN M J, ZHOU J T. Processing and interface sta-

bility of SiC fiber reinforced Ti-15V-3Cr matrix composites[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 102: 215– 220.

- [9] 朱艳. SiC 纤维增强 Ti 基复合材料界面反应研究[D]. 西安: 西北工业大学博士学位论文, 2003.
- [10] SARIAN S. Diffusion of Ti in TiC<sub>x</sub>[J]. Journal of Applied Physics, 1969, 40(9): 3515– 3520.
- [11] F J J VAN LOO, BASTIN G F. On the diffusion of carbon in titanium carbide[J]. Metallurgical Transaction A, 1989, 20A: 401– 411.

基金项目: 航空科学基金(04G53044); 西安石油大学科技基金研究资助项目(YS29030407)

收稿日期: 2007-10-25; 修订日期: 2008-03-11

作者简介: 吕祥鸿(1971—), 男, 讲师, 博士, 现从事金属基复合材料方面研究工作, 联系地址: 西安石油大学材料科学与工程学院(710065). E-mail: lxhong71@sina.com.cn