

异速比对异步轧制 AZ31 镁合金板材组织和织构的影响

李 振 蔡庆伍 江海涛 孟 强

北京科技大学高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083

摘 要 采用不同异速比对 AZ31 镁合金板材进行异步轧制, 并将轧后样品进行显微组织和 X 射线衍射分析, 研究异速比对镁合金板材组织和织构转变的影响. 结果表明: 异速比的变化对晶粒形貌影响较大但晶粒细化效果不明显; 当异速比为 2.800 时, 板材内出现了长条晶粒; 快速辊侧 {0002} 基面织构强度高于慢速辊侧, 且板材两侧表面 {0002} 晶面的偏转方向相反; 异速比对基面织构的强度影响显著, 随着异速比的增大, 基面织构的强度先增加后下降. 这种特殊的织构变化与异步轧制过程中沿厚度方向引入的剪切变形有关.

关键词 镁合金; 异步轧制; 组织; 织构

分类号 TG146.2 TG339

Effects of differential speed ratio on the microstructure and texture of AZ31 magnesium alloy sheets processed by differential speed rolling

LI Zhen, CAI Qingwu, JIANG Haitao, MENG Qiang

National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

ABSTRACT The effects of differential speed ratio on the microstructure and the texture of AZ31 magnesium alloy sheets processed by differential speed rolling (DSR) were investigated by optical microscopy and X-ray diffraction analysis. The results show that differential speed ratio has a significant effect on the grain morphology but a little influence on the grain size. As the differential speed ratio increases to 2.800, lots of long strip grains are found. The intensity of {0002} basal textures is much higher on the side of fast rolling than on the side of slow rolling and the distributions of {0002} orientations are different between the two surfaces of the sheet. Differential speed ratio has also a great influence on the strength of basal textures and when the differential speed ratio increases, the intensity of {0002} basal textures increases firstly and then reduces. This special texture change could be attributed to shear deformation introduced throughout the thickness during the differential speed rolling process.

KEY WORDS magnesium alloys; differential speed rolling; microstructure; texture

变形镁合金因其高的组织均匀性和细小的晶粒而具有优于铸造镁合金的性能. 但是, 镁合金无论是热变形还是冷变形都产生强的基面织构和对应的强各向异性, 这使得镁合金轧板和挤压板的拉伸方向是硬取向, 一般只有约 15% 的延伸率, 导致镁合金的室温成形性较差, 所以在加工过程中如何控制织构的强度和取向具有重要意义. 已有研究表明, 采用异步轧制 (differential speed rolling, DSR) 可减

弱镁合金板材的基面织构, 提高其性能^[1-2]. 目前关于异步轧制工艺参数包括轧制温度、变形量和轧制道次等对镁合金板材组织和织构的影响已有研究^[3-6], 但关于异速比对异步轧制镁合金组织及织构的影响, 文献报道较少. 因此, 本文以热挤压镁合金板材为原料, 对其进行不同异速比的异步轧制, 研究其组织和织构的演变, 以期工业化生产提供理论基础.

收稿日期: 2009-08-18

基金项目: 北京市高成长企业自主创新科技专项基金资助项目

作者简介: 李 振 (1984-), 男, 硕士研究生; 蔡庆伍 (1955-), 男, 教授, 博士生导师, E-mail: caiqw@nrcar.ustb.edu.cn

1 实验

1.1 实验材料

实验所用的材料采用厚度为 2.55 mm 的 AZ31 镁合金热挤压板材, 具体化学成分如表 1 所示. AZ31 属于 Mg-Al-Zn 系合金, 是目前工业界使用

较广泛的变形镁合金牌号. 除了 A 和 Zn 在 AZ31 中加入了 Mn, 它的作用是改善合金的耐蚀性能, 且由于成分配方中所用的元素均为工业中常见元素, 故该合金的成本较低. 与铸态镁合金板材相比, 热挤压板材晶粒更加细小因而具有更好的可加工性.

表 1 AZ31 镁合金挤压板材合金成分 (质量分数)
Table 1 Composition of AZ31 magnesium alloy extrusion sheets

Al	Zn	Fe	Cu	Mn	Ni	Si	Mg
2.80~3.10	1.04~1.17	≤ 0.0025	≤ 0.0017	0.2210~0.3210	≤ 0.01	≤ 0.016	余量

1.2 实验过程

从挤压板材上截取 150 mm × 60 mm 的板材作为轧前试样, 将该试样在 400 °C 下保温 1 h 以便提高其可轧制性能. 实验方式采用单道次轧制, 变形温度为 300 °C, 变形量为 20%, 异速比分别为 1.125, 1.300, 1.700, 2.000, 2.400 和 2.800. 轧后试样直接放入水中淬火, 以保存其轧制状态下的组织. 轧制过程中通过改变上下工作辊的直径来实现异步轧制异速比的改变, 上工作辊为小辊, 下工作辊为大辊. 轧材和轧辊表面均无润滑, 轧制方向平行于板材挤压方向.

电压 40 kV, 电流 100 mA. 结合透射法和反极图法测量 (0002) 晶面的晶粒取向密度, 并通过计算机自动分析得到试样的极图.

采用电火花线切割设备从所有轧后板材中部截取用于金相观察和进行 X 射线衍射的试样. 将金相试样沿轧制方向上的断面磨光, 然后采用硝酸 + 甲醇溶液电解抛光, 采用苦味酸 + 冰醋酸溶液侵蚀, 在 Carl Zeiss 光学金相显微镜下进行组织观察. X 射线衍射的试样经 2000 号砂纸磨平后, 在 Dmax4000 X 射线衍射仪上进行织构的测量, 采用 Cu K α 射线, 管

2 结果和讨论

2.1 显微组织

图 1 为异步轧制之前原始挤压板材的显微组织和 (0002) 晶面极图. 可以看出, 挤压板材组织极不均匀, 是由很细的再结晶晶粒和沿挤压方向拉长的粗大晶粒组成的混合组织, 晶粒尺寸为 6 ~ 200 μ m 不等, 形成原因可能是挤压态的变形组织在退火过程中发生了部分再结晶, 如图 1(a) 所示; 由图 1(b) 可以清楚地看到, 挤压后的 AZ31 镁合金板材中呈现很强的基面织构组分, 其基面平行于板面, 大部分晶粒的 (0002) 晶面平行于挤压方向, 晶粒取向分布极值点向轧向的相反方向偏转了大约 15°, 与其他金属类似, 镁合金在挤压变形过程中形成了典型的纤维织构.

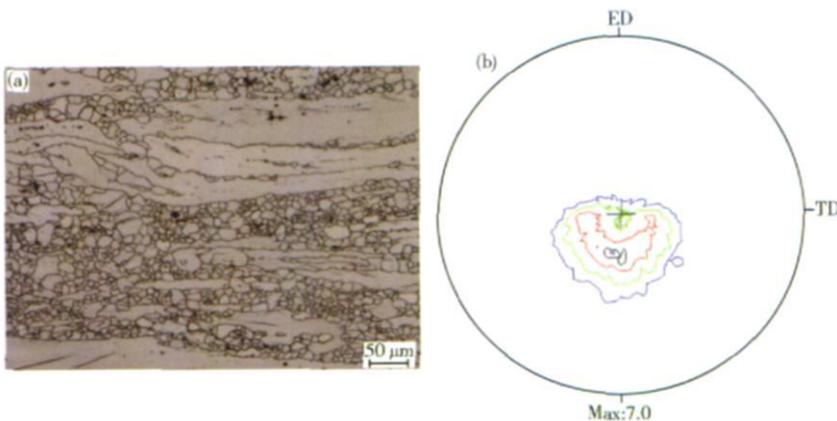


图 1 AZ31 镁合金挤压板材的组织 (a) 和基面极图 (b)
Fig 1 Microstructure (a) and (0002) pole figure (b) of an AZ31 magnesium alloy hot extruded plate

图 2 为双辊驱动, 轧制温度 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 变形量 20%, 不同异速比下的异步轧制 AZ31 镁合金板材金相组织照片。

从图 2 可以看出, AZ31 镁合金经过不同异速比轧制后, 样品的晶粒大小不均匀, 晶粒内部都出现了大量的变形孪晶, 孪晶方向与轧制方向 (水平方向为轧向) 呈 45° 。其原因是镁合金具有密排六方 (hcp) 结构, 滑移系较少, 且层错能低, 滑移变形较困难, 低的层错能降低了孪晶界的界面能, 促使在位错开动前金属所受应力已达到孪生变形所需应力, 发生孪生^[7]。孪生有两个主要作用: 一方面, 孪生应变一定程度上满足塑性应变; 另一方面, 孪

生导致新的取向, 使得滑移在新取向的晶粒中发生。根据孪晶生长的动力学理论和孪晶中的位错生长机制可知, 变形镁合金中存在 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶与 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。这两类孪晶在金相显微镜中的形貌存在很大差异: $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶形貌是呈宽的透镜状, 晶界容易迁移; 压缩孪晶的两侧界面平直且平行, 宽度很窄, 说明压缩孪晶晶界不易扩展。因此, 图 2 的微观组织表明: 随着异速比的增加, 异步轧制板材中均出现压缩孪晶和拉伸孪晶且两类孪晶的数量比例无规律可循, 证明异速比的变化对镁合金板材的孪生模式影响较小^[8-9]。

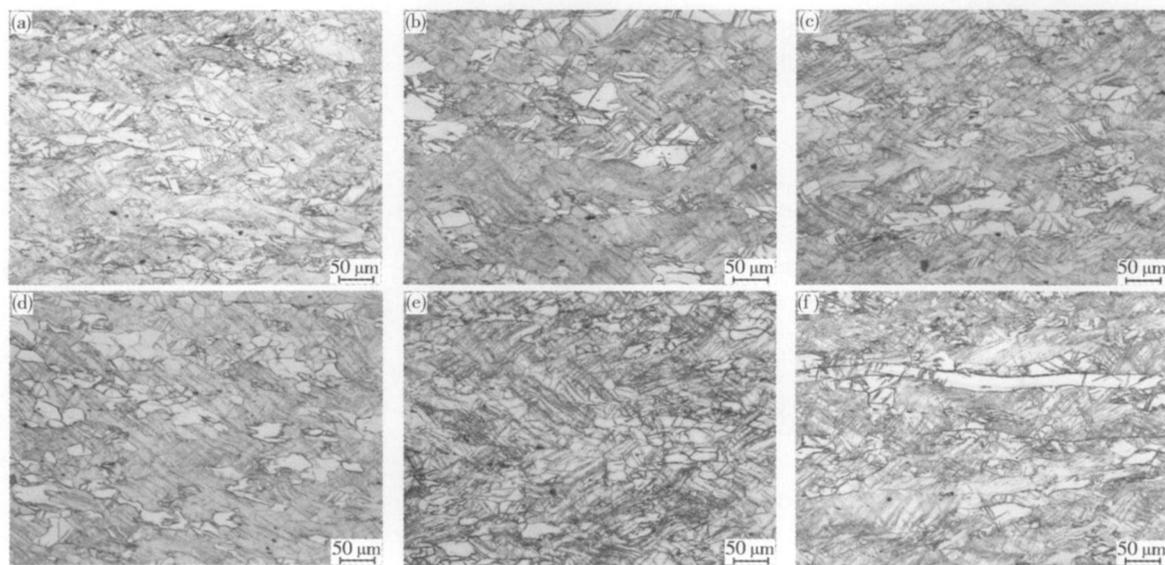


图 2 不同异速比下的 AZ31 镁合金轧制组织 (a) 1.125 (b) 1.300 (c) 1.700 (d) 2.000 (e) 2.400 (f) 2.800

Fig 2 Microstructures of AZ31 magnesium alloy after hot rolling Differential speed ratio (a) 1.125 (b) 1.300 (c) 1.700 (d) 2.000 (e) 2.400 (f) 2.800

同时, 由图 2 还可以得出, 随着异速比的增大, 晶粒沿着轧制方向被压扁拉长, 晶粒细化效果不明显。当异速比为 2.800 时, 试样内存在一些长条晶粒, 如图 2(f) 所示。这说明异速比的变化对晶粒形貌影响较大, 而对晶粒大小影响较小。关于镁合金在热轧过程中长条晶粒的形成有两种看法: 一是认为原来是等轴晶, 高温下有合适的晶粒取向和足够的独立滑移系 (如 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 滑移系) 的开动, 最终形成长条状, 就像立方系金属晶粒的变形一样; 二是认为它有原始等轴状粗大晶粒经高温条件下水平方向的不断剪切摩擦作用形成, 大晶粒消失的慢而部分保留下来。杨平^[10]对含有这种晶粒的区域进行电子背散射衍射分析, 结果显示大的长条状形变晶粒内亚晶界较少而晶粒内部菊池带质量较高, 没有大量位错滑移造成的不同方向的亚晶界, 说明滑移主

要发生在晶界附近, 大的形变长条晶粒应是逐渐被剪切而演变成的。

另外, 观察六种异速比下金相组织, 没有发现大量的动态再结晶晶粒。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, 主要涉及位错滑移、孪生和动态再结晶等因素。虽然 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。由于实验条件下轧辊未预热, 实际轧制温度可能低于 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$, 因此当道次压下量为 20% 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。

2.2 织构

图 3 为异速比为 1.125、1.300、1.700、2.000、

2.400 和 2.800, 快 (下表面)、慢 (上表面) 速辊侧 (0002) 晶面织构极图.

由图 3 可以看出, 在六种异速比实验条件下, 异步轧制 AZ31 镁合金板材上下表面均表现为基面织构特征, 但其晶粒取向有所差别. 与原始挤压板材相比, 轧制板材下表面即快速辊侧 (0002) 晶面密度极值点围绕板材横向 (TD) 由法向 (ND) 向轧向 (RD) 偏转角度有所改变, 轴偏转角度由轧制之前的 15° 减小到 5~8°, 即基面轴由法向 (ND) 向轧

向 (RD) 偏转了 5~8°. 上表面即慢速辊侧基面轴垂直于轧面, (0002) 晶面平行于轧面, 表现为典型的镁合金热轧基面织构特征, 且随着异速比的增大, 基面轴偏转角度变化不明显. 另外, 板材上下表面的基面取向分布也有所不同, 下表面 (0002) 晶面取向沿轧向分布, 而上表面基面取向分布则与轧向相反. 特别是当异速比为 2.000 时, 下表面即快速辊侧基面取向强度分布偏向横向, 原因可能与轧制过程中柱面滑移的激活有关.

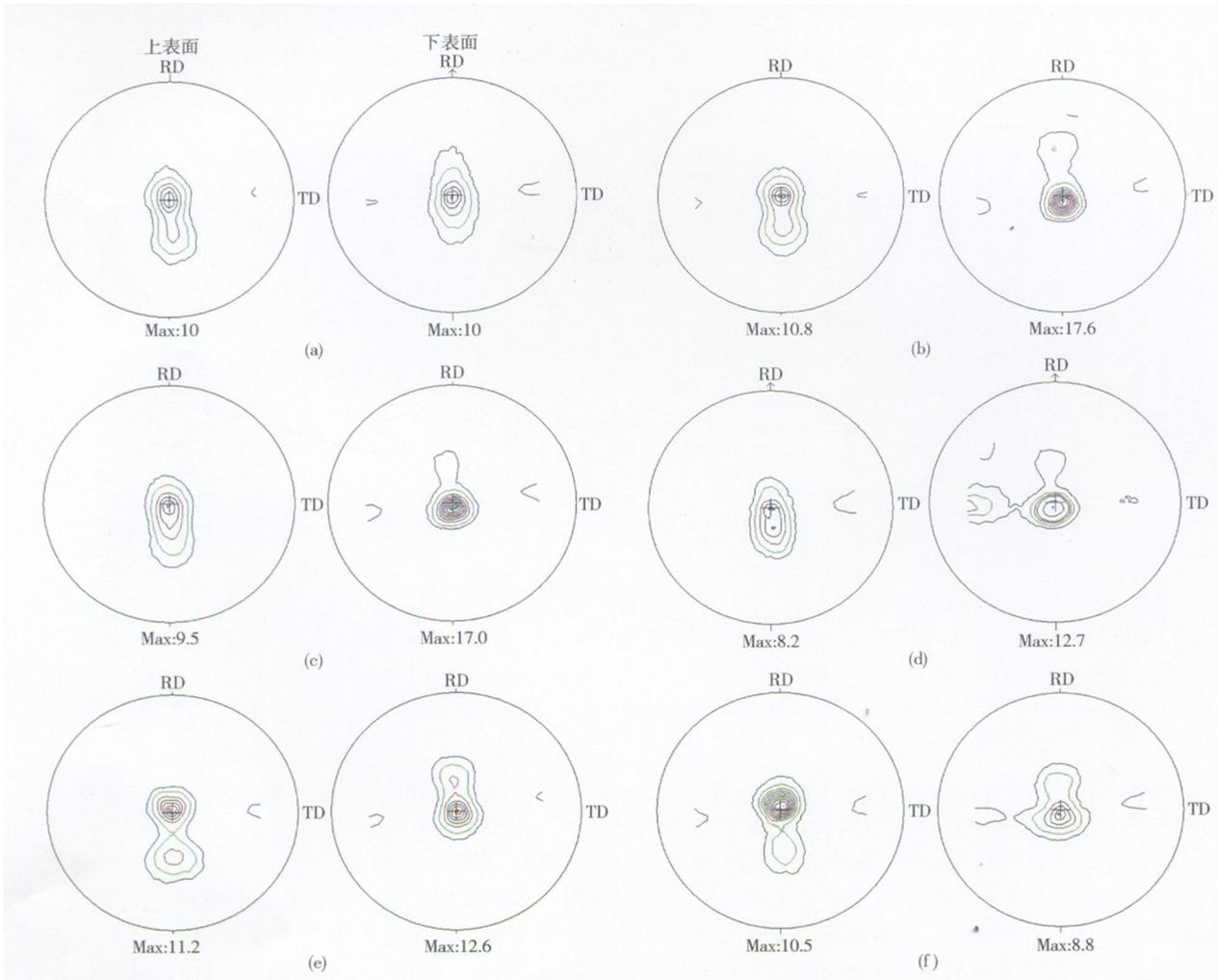


图 3 不同异速比条件下异步轧制板材的 (0002) 晶面极图. (a) 1.125 (b) 1.300 (c) 1.700 (d) 2.000 (e) 2.400 (f) 2.800

图 4 是样品在轧制过程中, 基面织构强度随异速比的变化曲线.

由图 4 可见, 当异速比为 1.125 时, 与同步轧制类似, 板材上下表面基面织构强度差别不大. 随着异速比的不断增加, 快速辊侧基面织构强度先增大然后不断减小, 而在慢速辊侧基面织构强度变化不

大, (0002) 晶面织构取向和强度沿厚向呈不对称分布. 这种织构取向和强度的不对称分布可能与异步轧制特殊的变形过程有关. Kim 等^[11]认为, 同步轧制过程中, 板材上下表面中性点 (剪切应力方向发生改变的一点) 的位置是固定不变的. 但是, 在异步轧制过程中, 作用剪切变形区上的轧制压力、摩擦力

和张力与常规轧制不同, 中性点的相对位置是变化的, 快速辊侧指向出口方向, 慢速辊侧指向入口方向. 即与同步轧制相比, 异步轧制的搓轧区与快、慢辊接触弧的摩擦阻力方向完全相反. 快速辊侧板带的摩擦力指向出口方向, 而慢速辊侧板带的摩擦力指向入口, 如图 5 所示^[6]. 因此, 在慢辊侧, 剪切应力的方向指向入口, 而在快辊侧剪切应力的方向指向出口, 这与图 2 的基面取向分布方向相同. 在轧件出口处, 慢速辊侧的板材已完全脱离轧辊而快速辊侧仍与轧辊相接触, 因此快速辊侧存在很大的剪切应力和压应力且该侧金属发生了剪切滑动. 所以, 在快速辊侧产生大角度基面滑移, 形成基面滑移织构, 晶粒 c 轴沿轧向的相反方向发生了轻微的偏转, 如图 5(b) 所示; 而在慢速辊侧表面几乎不产生剪切变形, 形成锥面滑移织构. 从而使轧制过程中金属流动产生了特殊变化, 快速辊侧基面织构强度高于慢速辊侧且晶体取向沿板厚的分布呈非对称分布. 尽管剪切应力对热轧镁合金板材织构的具体演变机理还有待进一步研究, 结合图 3 和图 4 的结果, 仍可以认为剪切力是基面织构弱化的一个重要原因.

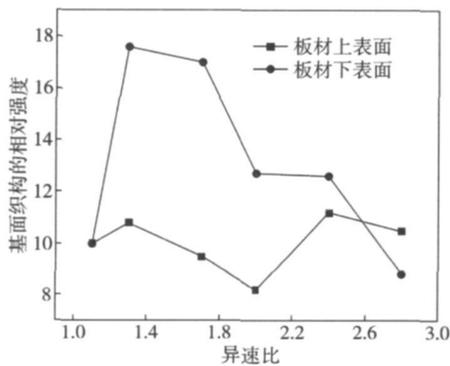


图 4 异步轧制过程中基面织构强度的变化

FIG 4 Changes in intensity of basal textures during DSR processing

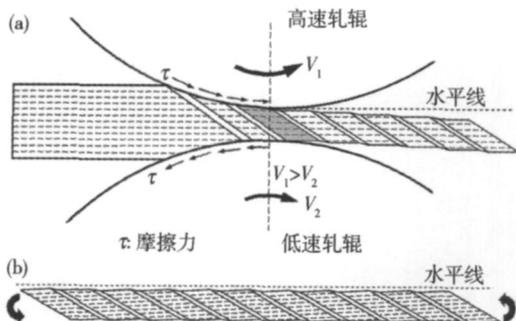


图 5 异步轧制过程中的单向切变带 (a) 和晶粒的偏转 (b)

FIG 5 Unidirectional shear bands (a) and grain rotation (b) during DSR processing

此外, 研究表明, 异速比增大, 剪切力和压应力同时增大, 但剪切力增加的速率高于压应力^[12-13]. 当异速比较小 (1.125 和 1.300) 时压应力对晶体取向转动的贡献大于剪切力, (0002) 晶面平行于轧面, 试样形成了较强的基面织构, 当异速比为 1.300 时基面织构强度最大. 随着异速比的不断增大, 大于 1.300 时, 剪切力弱化基面织构的作用逐渐增强, 促使 c 轴由法向向轧向发生了一定角度的偏转, (0002) 晶面择优取向减弱. 因此, 基面织构强度随异速比的变化表现为先增大后减小的趋势. 虽然异速比为 1.125 和 2.800 时, 基面织构强度相差不大, 但从图 3(a)、图 3(b) 可以看出两种试样的基面织构取向有所不同. 异速比为 1.125 时 (0002) 晶面平行于轧面, 而异速比为 2.800 时基面 c 轴发生了偏转. 同时, 对比图 2(a)、图 2(b) 可知, 两种异速比的金相组织差异较大, 在高异速比下 (2.800 时) 试样内出现了一些长条晶粒. 这种不同异速比下组织和织构的差异将会对后续退火组织和织构的演变产生重要影响, 关于这一问题还有待于进一步的研究.

3 结论

(1) 异速比对异步轧制镁合金板材的组织影响较小, 但对织构的演变影响较大.

(2) 镁合金在六种异速比条件下, 快速辊侧基面 c 轴由法向 (ND) 向轧向 (RD) 的偏转角度变化规律不明显, 而慢速辊侧基面 c 轴并没有发生偏转, 表明异速比对基面 c 轴偏转角度影响较小.

(3) 快、慢速辊侧基面取向分布方向与剪切应力方向相同, 说明沿板材厚度方向分布的剪切应力是基面取向发生转动的重要原因.

(4) 快速辊侧基面织构强度高于慢速辊侧, 且随着异速比的增加, (0002) 晶面织构强度先增加后减小.

参 考 文 献

- [1] Huang X S, Suzuki K. Mechanical Properties of Mg-Al-Zn alloy with a tilted basal texture obtained by differential speed rolling. *Mater Sci Eng A* 2008, 488(1/2): 214
- [2] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K. Differential speed rolling of an AZ₃₁ magnesium alloy and the resulting mechanical properties. *J Mater Sci* 2004, 39(4): 1477
- [3] Kim W J, Park J D, Kim W Y. Effect of differential speed rolling on microstructure and mechanical properties of an AZ₃₁ magnesium alloy. *J Alloys Compd* 2008, 460(1/2): 289
- [4] 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 Mater Process Technol*

- 2007, 182(1-3): 644
- [5] Huang X S, Suzuki K, Watazu A, et al. Effects of thickness reduction per pass on microstructure and texture of Mg₃Al₁Zn alloy sheet processed by differential speed rolling. *Scripta Mater*, 2009, 60(11): 964
- [6] Huang X S, Suzuki K, Watazu A, et al. Microstructure and texture of Mg-Al-Zn alloy processed by differential speed rolling. *J Alloys Compd*, 2008, 457(1/2): 408
- [7] Mao W M, Zhao X B. Recrystallization and Grain Growth of Metals. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1994
(毛卫民, 赵新兵. 金属的再结晶与晶粒长大. 北京: 冶金工业出版社, 1994)
- [8] Chen Z H. Wrought Magnesium Alloys. Beijing: Chemical Industry Press, 2005
(陈振华. 变形镁合金. 北京: 化学工业出版社, 2005)
- [9] Li X, Yang P, Wang L N, et al. Orientation analysis of static recrystallization at compression twins in a magnesium alloy AZ31. *Mater Sci Eng A*, 2009, 517(1/2): 160
- [10] Yang P. Electron Backscattered Diffraction Technology and Application. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007
(杨平. 电子背散射衍射技术及其应用. 北京: 冶金工业出版社, 2007)
- [11] Kim S H, You B S, Yim C D. Texture and microstructure changes in asymmetrically hot rolled AZ31 magnesium alloy sheets. *Mater Lett*, 2005, 59(29/30): 3876
- [12] Kim K H, Lee D N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled aluminum sheets. *Acta Mater*, 2001, 49(13): 2583
- [13] Li H T. Stress state and rolling force of entire cross shear cold rolling. *J Univ Sci Technol Beijing*, 1982(3): 139
(李弘禔. 全异步轧制的应力状态及轧制力. 北京科技大学学报, 1982(3): 139)