

# AZ31B 镁合金板材波-平与平-平轧制微观取向研究

刘江林<sup>1,2,3</sup>, 郑仁辉<sup>1,2</sup>, 赵林超<sup>1,2</sup>, 李志鹏<sup>1,2</sup>, 杨磊<sup>1,2</sup>, 梁建国<sup>1,2,3</sup>

(1. 太原理工大学 机械与运载工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学 先进金属复合材料成形技术与装备教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

(3. 太原理工大学 金属成形技术与重型装备全国重点实验室, 山西 太原 030024)

**摘要:** 为探究纵波轧制 (longitudinal wave rolling, LR) 对 AZ31B 镁合金微观取向的影响, 对 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min 和 450 °C/20 min 热处理后, 利用振幅 0.35 mm, 周期 4 mm 的纵波波纹轧辊和平轧辊进行了波-平和平-平二道次轧制。借助 EBSD 分析了轧制后板材波谷、波腰及波峰处的晶粒度及取向。结果表明: 板材热处理后, 基面织构强度和平均晶粒尺寸均降低, 其中 450 °C/20 min 热处理后基面织构强度下降显著, 但其平均晶粒尺寸增加; 400 °C/20 min+LR 后板材的平均晶粒尺寸显著降低, 波峰和波谷处的基面织构强度较热处理试样增强, 波腰基面织构强度几乎不变, 然而因波峰和波谷大量晶粒分别沿 RD 的相反方向发生了偏转, 故整体宏观织构强度显著降低; 二道次轧制后, 400 °C/20 min+纵波-平辊轧制 (longitudinal wave rolling+flat rolling, LFR) 后波峰和波谷处的基面织构强度较 400 °C/20 min+LR 后对应位置显著降低, 而波腰强度显著增强, 同时各处平均晶粒尺寸进一步降低。400 °C/20 min+平辊-平辊轧制 (flat rolling+flat rolling, FFR) 后相比 400 °C/20 min+LFR, 其基面织构强度弱于波腰而强于波峰和波谷处。故 400 °C 下 LFR 后板材与 FFR 后板材的整体基面织构强度接近。450 °C/20 min+FFR 后板材相比 400 °C/20 min+FFR 后板材, 其基面织构强度显著降低, {0001}<11 $\bar{2}$ 0>类型织构占比更低, 同时平均晶粒尺寸增大。

**关键词:** AZ31B 镁合金; 板材; 纵波-平辊轧制; 微观取向

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2493-10

镁合金由于具有高比强度/刚度及易回收等显著优势而具有广阔的应用前景, 在航空航天、交通运输和 3C 电子等国防及民生领域都有着广泛的应用<sup>[1-2]</sup>。然而, 密排六方 (hcp) 晶体结构的镁合金在塑性变形过程中可开动的滑移系少, 且以基面滑移为主, 故在传统轧制等形变过程中容易形成典型的强基面织构<sup>[3-4]</sup>, 表现出很强的各向异性, 影响镁合金板材的二次成形性<sup>[5]</sup>, 限制了其应用范围。因此, 探索新型轧制工艺调整其微观取向以提高轧制镁合金板材的室温塑性和成形性能, 对于拓展镁合金塑性加工材的应用具有重要意义。

近年来, 诸多学者的研究表明, 在塑性变形过程中改变加工方法或应变状态会对镁合金的显微组织和织构演变产生显著影响。其中, 刘华强等<sup>[6]</sup>研究了不同轧制工艺对 AZ31 镁合金薄板室温成形性的影响, 结果发现镁合金板材的综合力学性能不仅与晶粒尺寸有关, 还与晶粒取向有关, 基面织构的减弱可以显著提高板材的胀

形性能。Luo 等<sup>[7]</sup>研究了 AZ31 镁合金板材的异步轧制工艺, 发现在剪切力作用下基面极轴由 ND 向 RD 方向倾斜, 基面织构强度显著降低, 再结晶比例升高, 晶粒细化且取向更加随机, 提高了板材成形性。Chino 等<sup>[8]</sup>研究了 AZ31 镁合金薄板的交叉轧制工艺, 控制上下轧辊交叉角度为 15°, 发现晶粒得到一定程度的细化基础上基面织构强度和各向异性降低, 低温 (433~493 K) 下成形性提高。Hassani 等<sup>[9]</sup>研究了 AZ31 镁合金板材的等径角轧制工艺, 发现经过 4 次等径角轧制后, 动态再结晶 (DRX) 较为充分, 晶粒的 *c* 轴产生偏转, 基面织构强度显著降低, 板材成形性得到显著提高。Jia 等<sup>[10]</sup>研究了预轧制对镁合金板材边部裂纹产生的微观机制, 发现预轧制可以激活非基面滑移和主导的连续动态再结晶 (CDRX) 的活性来减弱边缘材料的基面织构, 进一步降低边缘裂纹的数量/深度。Lu 等采用锻-弯重复变形法制备 AZ31 镁合金板材, 并从有限元法 (FEM)、电子

收稿日期: 2024-02-26

基金项目: 国家自然科学基金 (52075359, 52075361); 国家重点研发计划 (2018YFA0707300); 山西省科技重大专项 (20201102003, 20181102011); 校地合作产业科技引导专项 (2022XDHZ08); 重点实验室开放基金 (2022GXYSOF 12); 中国博士后科学基金 (2020M670710)

作者简介: 刘江林, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 太原理工大学机械与运载工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: liujianglin@tyut.edu.cn

背散射衍射法 (EBSD) 和 Zwick/roll 硬度计研究了该工艺对不同道次的等效应变、流动速率、显微组织和硬度的影响。发现有效应变和流动速度随孔道次的增大而增大, 因过渡路径的存在, 使得各位置剪切变形充分, 均匀性得到提高。

为了弱化轧制镁合金板材基面织构, 提高其二次成形性, 团队提出了利用纵波波纹辊+平辊的联合轧制方法<sup>[1]</sup>。AZ31B 镁合金板材在一道次波纹辊压下和二道次平辊挤出的反复作用下, 改变了传统镁合金板材轧制变形区的应力状态和金属流动规律, 进而获得弱化的基面织构, 提升其后续的成形性。本工作选取 AZ31B 镁合金板材, 对样品进行纵波-平辊轧制 (longitudinal wave rolling+flat rolling, LFR) 和平辊-平辊轧制 (flat rolling+flat rolling, FFR), 对比研究该轧制方式下波峰、波谷、波腰等不同特征位置处微观取向的演变过程, 并通过 FEM 分析轧制变形区金属的变形行为及流动规律, 为微观取向变化提供宏观物理量的解释。

### 1 实验

试验材料为商用轧制态 AZ31B 镁合金, 各元素含量如表 1 所示, 初始尺寸为 100 mm×80 mm×3 mm。波纹辊辊形为正弦曲线, 振幅为 0.35 mm, 周期为 4 mm, 上下轧辊正弦曲线相差半个周期, 上、下辊形的峰与谷相对, 轧辊直径为 150 mm。一道次轧制后获得的波纹形板材尺寸示意如图 1 所示, 图中标注了 EBSD 取样位置。上、下轧辊皆为波纹辊的轧制工艺以下简称纵波轧制 (longitudinal wave rolling, LR), 上下皆为平辊的轧制工艺以下简称平

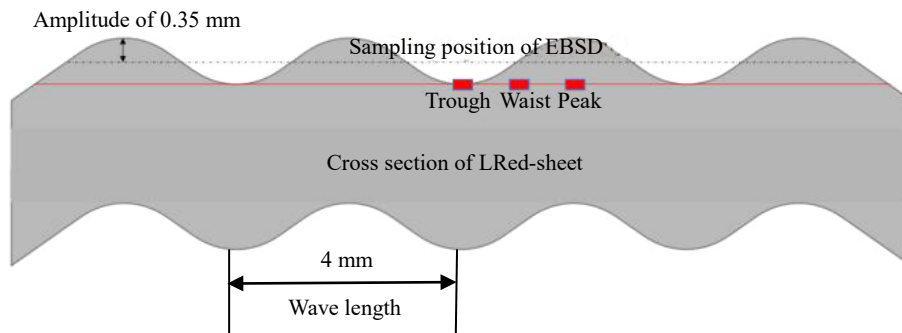


图 1 波纹和 LR 后 EBSD 观测点的示意图

Fig.1 Schematic diagram of corrugation and sampling position of EBSD after LR

表 1 AZ31B 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ31B magnesium alloy (wt%)

Al	Mn	Zn	Ca	Si	Cu	Ni	Fe	Mg
3.000	0.200	1.000	0.040	0.080	0.010	0.001	0.003	Bal.

轧 (flat rolling, FR), 平辊与波纹辊直径相同。

实验总共设计 7 组, 具体工艺分组如表 2 所示。道次间进行 20 min 热处理, 轧制速度皆为 1.75 rad/s, 道次压下率设定约为 20%, 第 1 道次从 3 mm 轧制到 2.4 mm, 第 2 道次从 2.4 mm 轧制到 1.92 mm。

在轧制后板材上切取 5 mm (RD)×10 mm (TD) 大小的试样, 试样所选位置为板材宽度方向中部位置, 且避开头尾非稳定变形段。通过 EBSD 测试晶粒取向, 将采集的数据利用 channel 5 进行处理和绘制。

### 2 结果与分析

AZ31B 镁合金原始板材和热处理后的组织及晶粒尺寸分布如图 2 所示。初始板材的晶粒尺寸相对均匀, 无晶粒异常长大现象。由于原始板材有一定的塑性畸变能, 经热处理 (400 °C/20 min 和 450 °C/20 min) 后平均晶粒尺寸由原始板材的 9.88 μm 下降到了 7.05 和 7.37 μm (如图 2 所示), 且 10 μm 以下的小尺寸晶粒占比提高显著, 但由于热处理时间较短, 再结晶晶粒来不及长大, 仅出现局部取向趋于一致, 所以热处理后板材的平均晶粒尺寸显著下降<sup>[12-13]</sup>。图 3 为原始和热处理后板材的 {0001} 极图, 图示显示原始板材具有很强的基面织构, 最大极

表 2 各实验分组

Table 2 All experimental groups

Group	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Process	400 °C/ 20 min	450 °C/ 20 min	400 °C/ 20 min+LR	400 °C/ 20 min+LR	400 °C/ 20 min+LFR	450 °C/ 20 min+LFR	400 °C/ 20 min+FFR	450 °C/ 20 min+FFR	

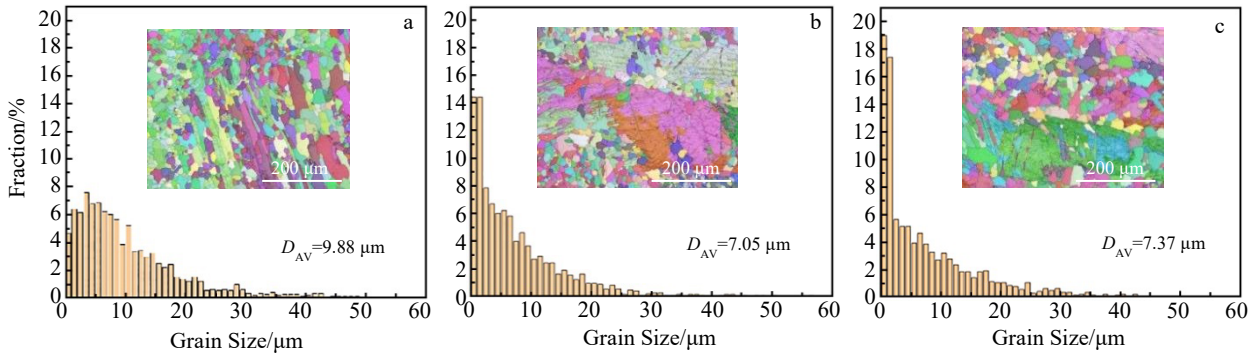


图 2 AZ31B 镁合金板材的显微组织及晶粒尺寸分布

Fig.2 Microstructures and grain size distributions of AZ31B magnesium alloy sheet: (a) original sheet, (b) 400 °C/20 min, and (c) 450 °C/20 min

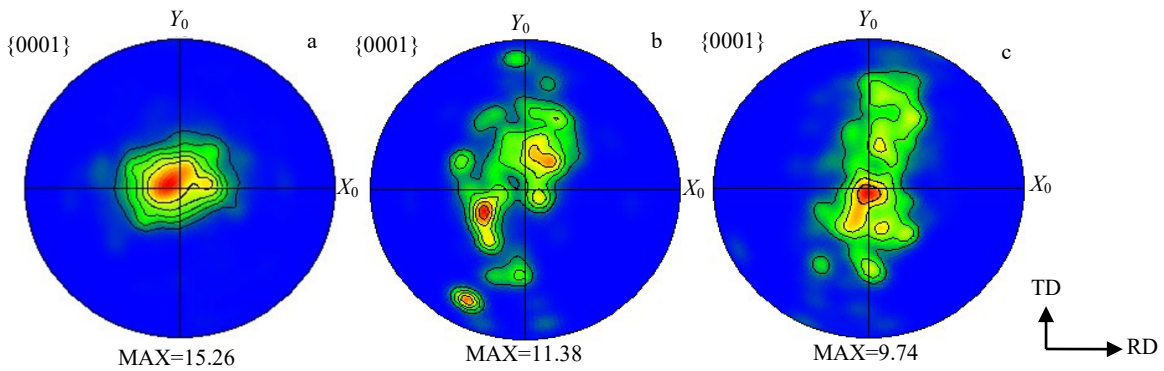


图 3 AZ31B 镁合金板材{0001}极图

Fig.3 {0001} polar diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet: (a) original, (b) 400 °C/20 min, and (c) 450 °C/20 min

密度达到了 15.26。通过 400 °C/20 min 和 450 °C/20 min 热处理后, {0001}极图的最大极密度分别降至 11.38 和 9.74, 基面织构减弱, 晶粒取向更加发散, 且随着热处理的温度上升, 基面织构强度的弱化效果更显著<sup>[14-15]</sup>。

为了对织构进行定量分析, 图 4a~4c 展示了 AZ31 镁合金  $\varphi_2=0^\circ$  和  $\varphi_2=30^\circ$  的取向分布函数 (ODF) 图。由图 4a 可知, 原始板材中存在明显的基面织构, 织构类型主要为 {0001}<11 $\bar{2}$ 0> 和部分 {0001}<10 $\bar{1}$ 0>, 同时极密度分布范围十分集中, 大量晶粒 c 轴平行于 ND 方向。由图 4b 可知, 经过 400 °C/20 min 热处理后, 大量取向为 ND//<0001> 的晶粒发生了偏转, 最大极密度分别从 10.80 和 10.20 降低到了 6.98 和 9.73, {0001}<11 $\bar{2}$ 0> 织构类型几乎消失。观察图 4c 可以发现, 晶粒取向相比原始板材和 400 °C/20 min 变得更加发散, 同时其最大极密度也显著降低, 分别降低到 6.67 和 6.98, 其主要织构类型变为 {0001}<11 $\bar{2}$ 0>。

LR 后的板材横截面示意如图 1 所示, 切除凸起部分后分别对波谷、波腰、波峰位置处进行 EBSD 测量, 处理得到试样的 {0001}极图, 如图 5 所示。比较发现, 波谷位置处的极密度加强点向 RD 方向发生偏转, 波峰位

置处的极密度加强点则向 RD 反方向发生偏转, 这是由于在 LR 过程存在类似异步轧制的“搓轧区”<sup>[16]</sup>, 贴合波谷一侧的轧辊的线速度低于波峰一侧轧辊表面的线速度, 使得上下表面中性点位置在 RD 方向相互错开。“搓轧区”分析如图 6 所示, 选取波腰, 1/4 波腰, 和波谷位置进行仿真分析, FSZ、BSZ 分别表示轧制过程中的前滑区和后滑区。通过选取板材上下表面摩擦力零点的方法确定轧制过程中的中性点, 从而确定上下表面的 FSZ 和 BSZ 范围。从图中可以看出波谷一侧的“搓轧”区位置的板材, 表面所受摩擦力方向与 RD 方向一致, 故而使得图 5 中波谷位置处晶粒 c 轴向 RD 方向发生偏转, 同理, 由图 6 可以看出, 由于“搓轧区”的存在, 波峰一侧的“搓轧区”位置处的板材, 表面所受摩擦力方向与 RD 方向相反, 因此使得图 5 中波峰位置处晶粒 c 轴向 RD 反方向发生偏转。而波腰位置处晶粒 c 轴沿 RD 方向没有偏转, 却沿 TD 方向发生偏转, 这是由于波腰位置处辊径比为 1, 上下表面摩擦力大小方向几乎完全一致, 不存在“搓轧区”。由于金属从波谷流向波峰, 在 TD 方向上, 金属表面存在方向相反的金属流动和摩擦力, 因此产生的剪切力使得晶粒 c 轴向 TD 方向发生

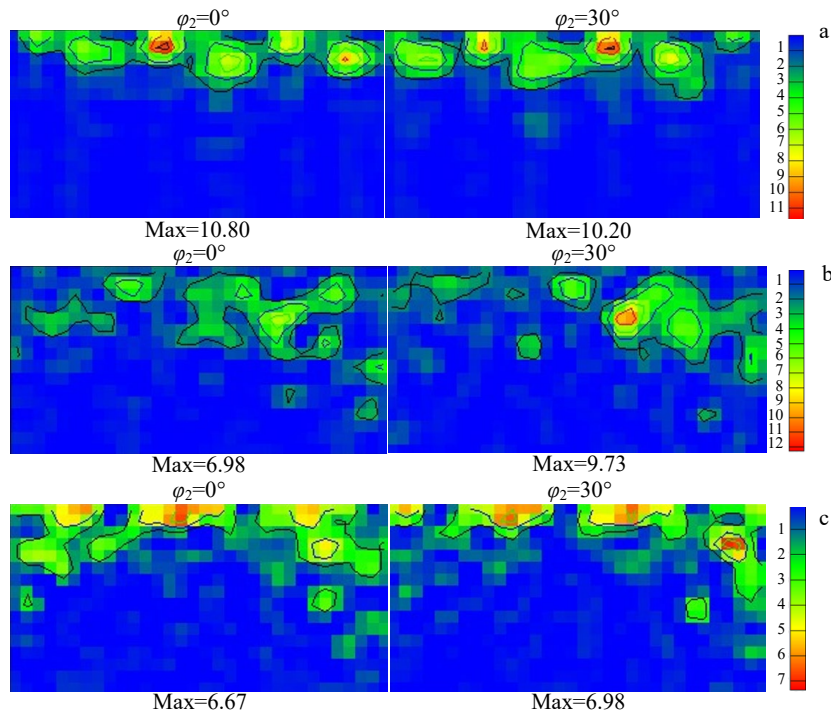


图 4 AZ31B 镁合金板材 ODF 图

Fig.4 ODF diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet: (a) original, (b) 400 °C/20 min, and (c) 450 °C/20 min

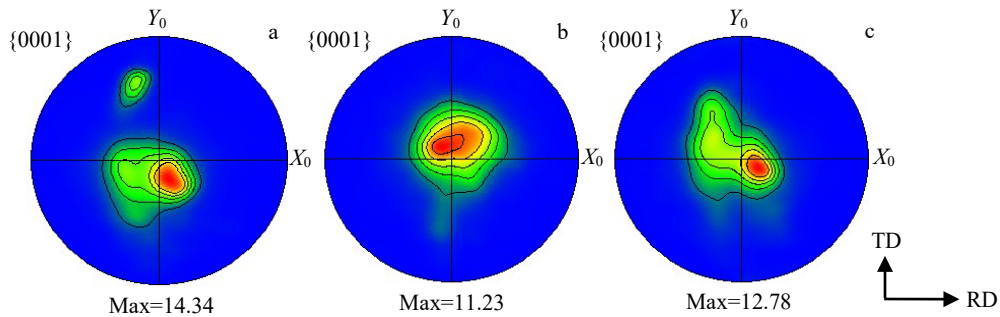


图 5 AZ31B 镁合金板 400 °C/20 min+LR 后不同区域的{0001}极图

Fig.5 {0001} polar diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet after 400 °C/20 min+LR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

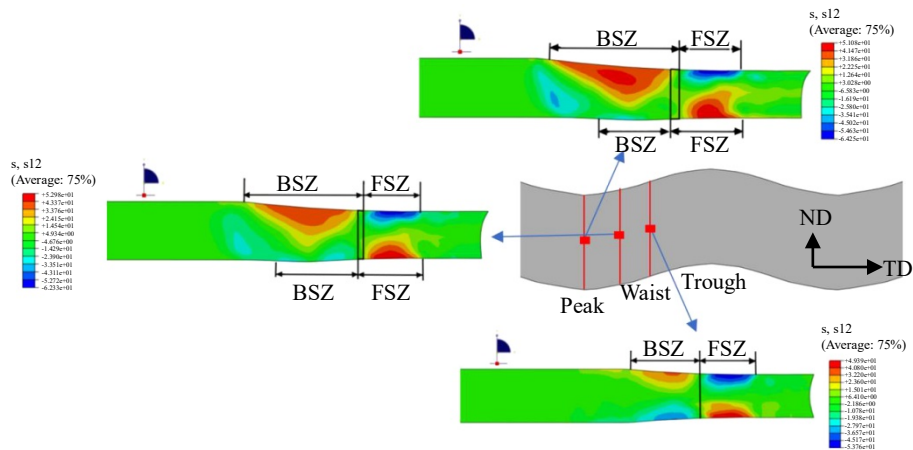


图 6 LR 后板材 RD-ND 面剪切应力分布图

Fig.6 Schematic diagram of shear stress distribution in RD-ND plane of LR rolled sheet

偏转。对比 400 °C/20 min 的 {0001} 极图可以看出, 波腰位置处织构强度几乎不变, 而波谷、波峰位置处的基面织构强度增加显著, 但是由于偏转方向不同, 故而在宏观织构强度上表现为织构强度降低, 可见纵波轧制工艺降低基面织构强度的方式主要是通过调控晶粒偏转方向, 并使其不同位置的晶粒偏转方向不同, 从而降低板材整体的基面织构强度。由图 7 可以看出, 波峰、波谷位置处的平均晶粒尺寸相对于波腰位置处更小, 造成该现象的原因与其轧制过程的变形行为及变形量有关。波谷位置处首先受到压下变形, 金属由波谷流向波峰, 因而金属在波谷波峰位置处有着明显的挤压和填充的变形

行为。且在压弯过程中波谷与波峰位置处在弯折处的上下表面, 分别受到压应力与拉应力, 累计变形量高于波腰位置, 从而引起更高的形变能量, 最终导致波谷、波峰位置处的平均晶粒尺寸更小<sup>[9]</sup>。

图 8a~8c 描述了 400 °C/20 min+LR 后不同位置的  $\varphi_2=0^\circ$  和  $\varphi_2=30^\circ$  条件下的 ODF 图, 与图 6 的极图相对应以定量分析具体取向类型。从图 8a 可以看出, 400 °C/20 min+LR 后板材存在明显的基面织构, 其主要织构类型仍为 {0001} <10 $\bar{1}$ 0>, 同时其最大极密度也明显大于波腰和波峰位置。由图 8c 可见, 波峰位置处极密度加强点与波谷位置相比沿  $\varphi_1$  方向有 20° 左右的偏移, 同时分布

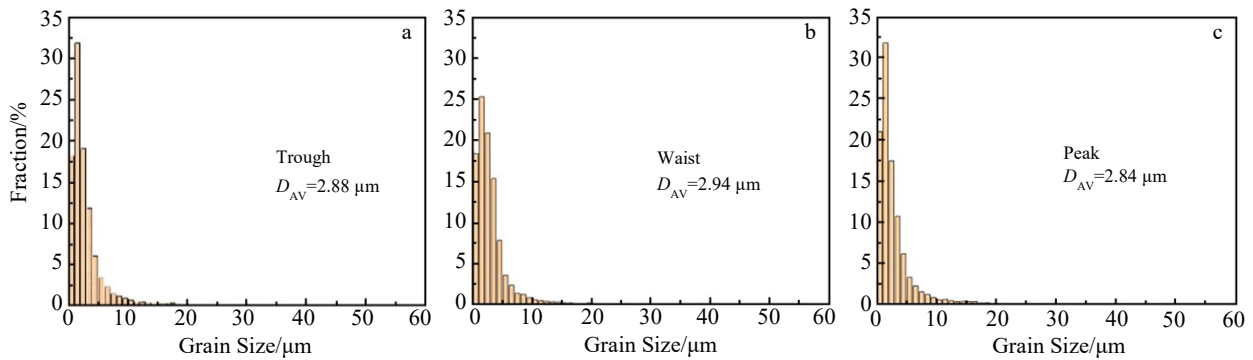


图 7 AZ31B 镁合金板 400 °C/20 min+LR 后不同区域的晶粒尺寸分布

Fig.7 Grain size distributions of different regions in AZ31B magnesium alloy after 400 °C/20 min+LR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

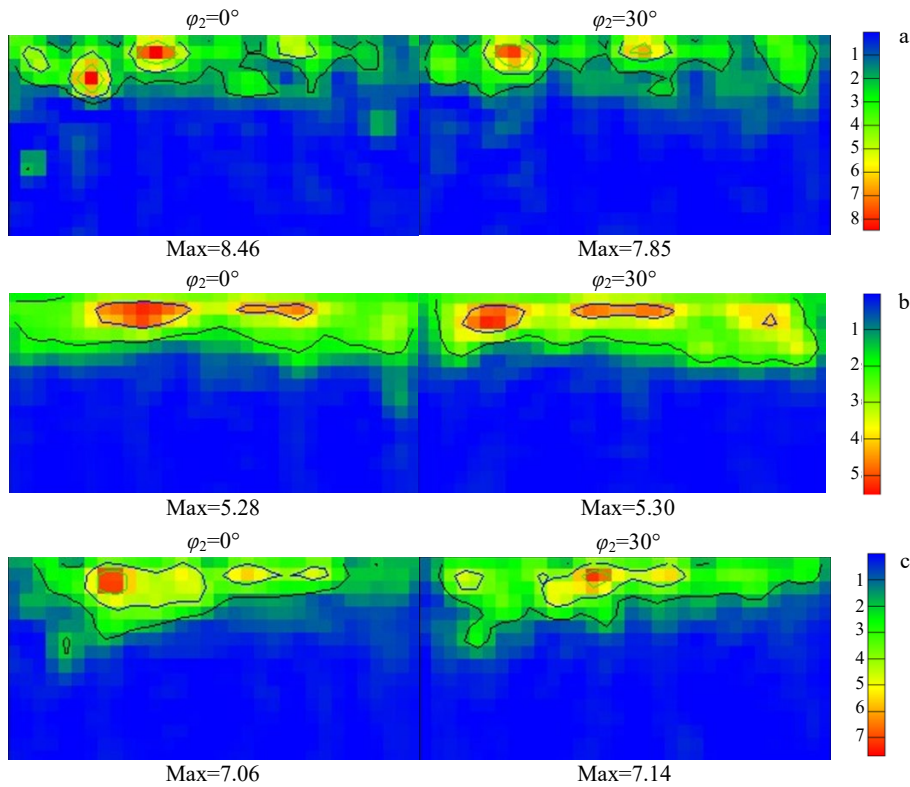


图 8 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min+LR 后 ODF 图

Fig.8 ODF diagram of rolled AZ31B magnesium alloy sheet under 400 °C/20 min+LR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

范围更加发散。因此,其主要织构类型为 $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ ,同时存在部分 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 类型织构。由图 8b 可见,波腰位置处最大极密度值最小,且分布范围十分发散且均匀, $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 和 $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 2种织构类型占比基本接近,单一类型织构占比相比波峰波谷位置处更低。

图 9 为板材经过 400 °C/20 min+LFR 后的 $\{0001\}$ 极图,其观测位置为平辊轧制后的波谷、波腰、波峰的近表层处。对比 400 °C/20 min+LR 后的 $\{0001\}$ 极图发现,波谷处的 $\{0001\}$ 峰值织构强度由 14.34 下降到 10.51,波峰处峰值织构强度从 12.78 下降到 10.95,而波腰处 $\{0001\}$ 峰值织构强度由 11.23 增加到 15.20。可以看出二道次轧制过程中,波谷位置处基面织构强度显著降低,其晶粒  $c$  轴方向沿 TD 方向发生明显偏转,这是由于二道次轧制过程中,板材沿 TD 方向的变形经历了压弯再压平的复合变形过程,波谷处晶粒受到 TD 方向的拉伸,垂直  $c$  轴的拉应力导致晶粒  $c$  轴沿 TD 方向发生

偏转,从而降低了基面织构强度。但波峰与波谷的变形行为存在一定程度的差异,如图 10 所示,板材波峰处的晶粒受到 TD 方向的压缩,因此晶粒  $c$  轴同样沿 TD 方向发生偏转,但是由于波峰同时受到厚度方向的压下变形,一定程度上减弱了基面织构弱化效果。因此,波峰处的 $\{0001\}$ 的峰值织构强度的弱化效果不如波谷。而波腰处由于没有受到拉伸和压缩,主要受到厚度方向的压下变形,因而形成了典型的强基面织构。

此外,400 °C/20 min+LFR 后,如图 11 所示,波谷至波峰,晶粒的平均尺寸较 400 °C/20 min+LR 后进一步降低,其中波谷位置处晶粒平均尺寸最小,尺寸由 2.88  $\mu\text{m}$  下降到 2.57  $\mu\text{m}$ ,降幅超过波腰、波谷处,晶粒平均尺寸由波谷至波峰逐渐增大。同时,波谷处晶粒  $c$  轴方向沿 TD 方向偏转角度最大,织构弱化效果最为明显,因此说明波谷位置在二道次轧制过程中的等效应变最大,因此平均晶粒尺寸下降最多,织构强度也最低。

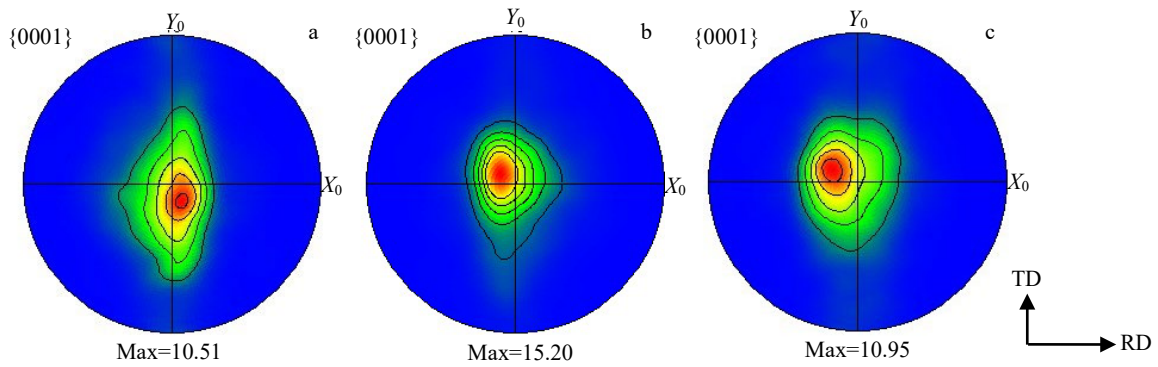


图 9 400 °C/20 min+LFR 后不同区域的 $\{0001\}$ 极图

Fig.9  $\{0001\}$  polar diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet after 400 °C/20 min+LFR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

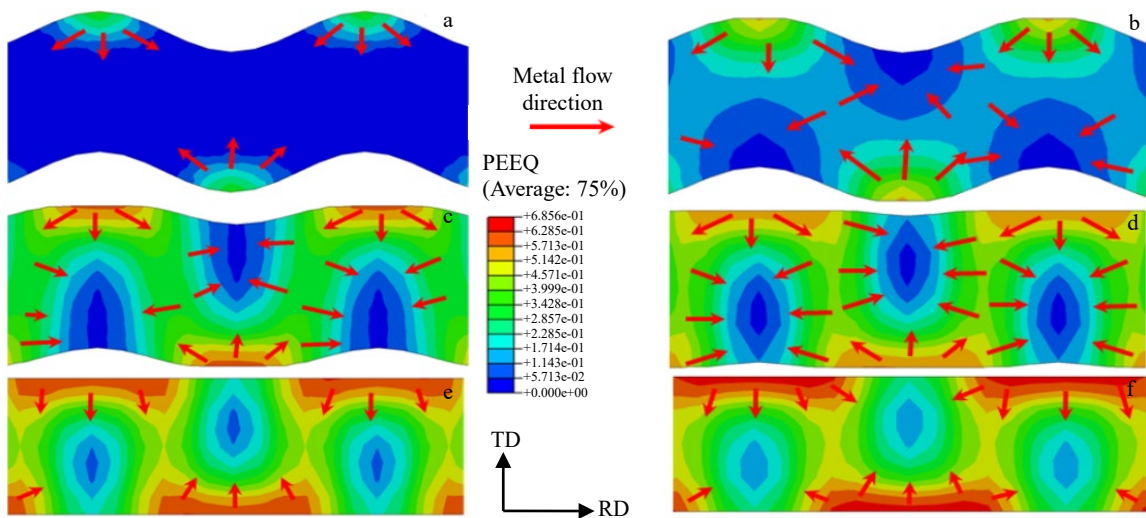


图 10 二道次轧制过程中的金属流动示意图

Fig.10 Schematic diagrams of metal flow during second pass rolling: (a-b) trough, (c-d) waist, and (e-f) peak

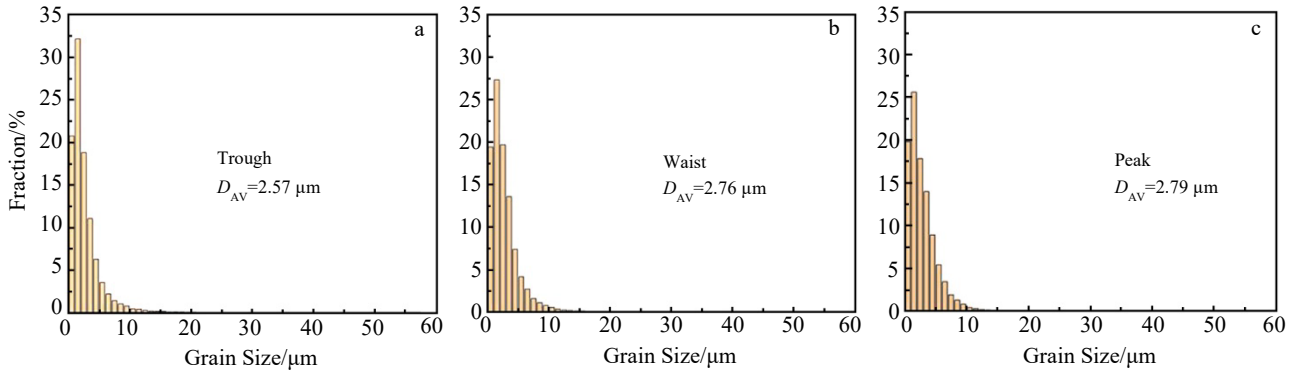


图 11 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min+LFR 后不同区域的晶粒尺寸分布图

Fig.11 Grain size distributions of AZ31B magnesium alloy in different regions after 400 °C/20 min+LFR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

图 12a~12c 描述了 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min+LFR 后不同区域的  $\varphi_2=0^\circ$  和  $\varphi_2=30^\circ$  时的 ODF 图。由图 12a 可知, 波谷处的织构类型主要是  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , 同时也有部分  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$  织构类型。对比图 9a 可以看出, 相比 400 °C/20 min+LR, 最大极密度显著降低, 且分布范围也变得更加发散。由图 12c 可知, 波峰处的织构类型是  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , 即波峰处从  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$  和  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$  2 种织构类型变为  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$  1 种织构类型, 且最大极密度分别由 7.06、7.14 降低到了 5.24 和 4.77。由图 12b 可知, 400 °C/20 min+LFR 后波腰位置处

存在明显的基面织构, 但是其极密度分布发散, 不是单一的织构类型。对比图 8b 可以看出, 波腰处最大极密度分别从 5.28、5.30 上升到了 5.94 和 5.64, 在基面织构强度加强的同时, 晶粒取向变得更加随机。

原始板材的织构类型主要为  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , 经过 400 °C/20 min+LFR 轧制过程后, 其主要织构类型变为了  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , 同时二道次轧制完成后, 不同位置处晶粒  $c$  轴方向仍然和一道次轧制后晶粒  $c$  轴的偏转方向一致。

图 13 为经过 400 °C/20 min 和 450 °C/20 min 加热

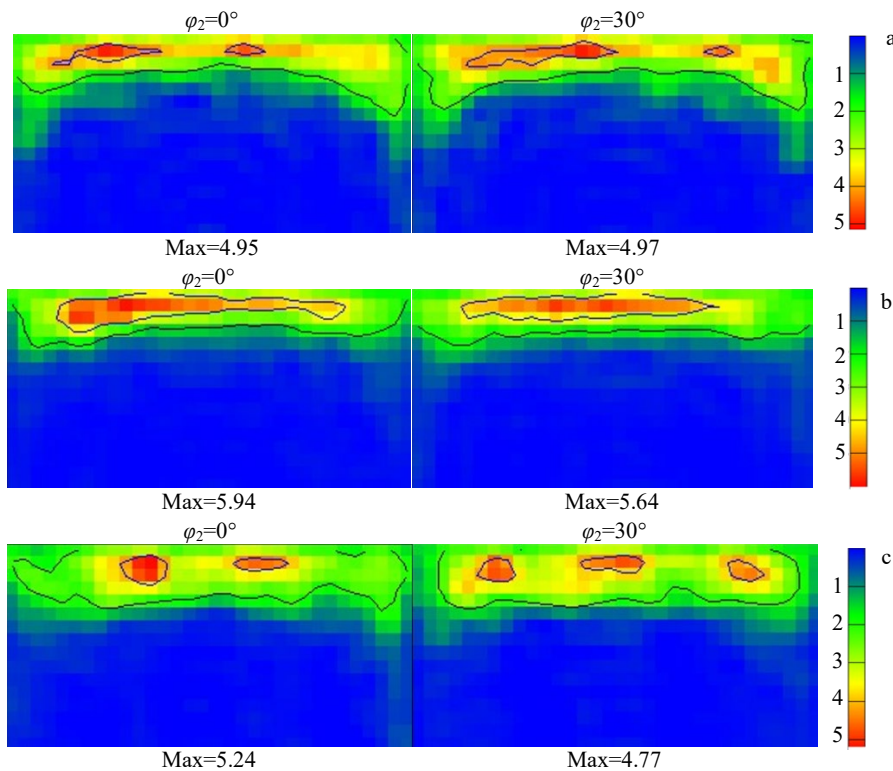


图 12 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min+LFR 后 ODF 图

Fig.12 ODF diagrams of rolled AZ31B magnesium alloy sheet under 400 °C/20 min+LFR: (a) trough, (b) waist, and (c) peak

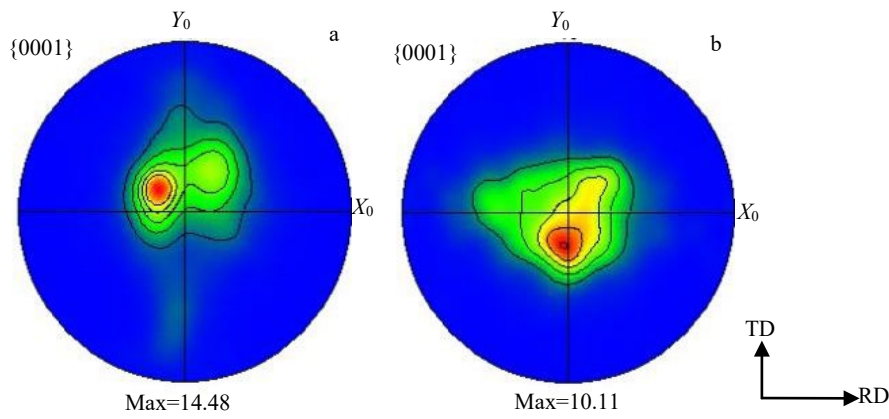


图 13 FFR 后的{0001}极图

Fig.13 {0001} polar diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet under 400 °C/20 min+FFR (a) and 450 °C/20 min+FFR (b)

FFR 后板材{0001}极图。对比图 13a 与图 9 可以看出,400 °C/20 min+FFR 后的板材出现了典型的强基面织构,其{0001}峰值织构强度为 14.48,低于加热条件为 400 °C/20 min 的轧制板材波腰处的峰值强度 15.20,而高于 400 °C/20 min+LFR 中板材波谷和波峰处的峰值强度 10.51 和 10.95。由此可知,400 °C/20 min+LFR 的波腰处相比 400 °C/20 min+FFR 并无织构减弱的效果,而波谷与波峰位置处却有着明显的织构弱化效果,其板材宏观基面织构强度十分接近。对比图 13a 与图 13b 可以看出,450 °C/20 min+FFR 后板材的{0001}极图的最大极密度明显低于 400 °C/20 min+FFR,且 450 °C/20 min+FFR 的极密度分布范围更加发散,但是同样存在明显的基面织构。

此外,由图 14 可知,450 °C/20 min+FFR 后板材的平均晶粒尺寸为 2.86 μm,大于 400 °C/20 min+FFR 后板材的平均晶粒尺寸 2.51 μm。可见轧制温度由 400 °C 提升到 450 °C,使织构强度降低的同时,使得平均晶粒尺寸增大。对比 400 °C/20 min+FFR 和 400 °C/20 min+LFR 的晶粒尺寸分布图可以看出,400 °C/20 min+LFR 后板材

各位置平均晶粒与 400 °C/20 min+FFR 的平均晶粒尺寸十分接近,而 400 °C/20 min+LFR 后波峰、波谷处基面织构强度明显低于 400 °C/20 min+FFR,更有利于板材的二次成形。

图 15 描述了不同温度条件下 FFR 后的  $\varphi_2=0^\circ$  和  $\varphi_2=30^\circ$  下的 ODF 图,与图 13 的极图相对应,由图 15a 可知,400 °C/20 min+FFR 后 ODF 图中的最大极密度分别为 4.88 和 11.00,其主要织构类型为{0001}<11 $\bar{2}$ 0>,对比 400 °C/20 min+LFR 后不同位置处的最大极密度,400 °C/20 min+FFR 后的织构类型更加单一,同时织构强度更高。因此,相比 400 °C/20 min+LFR 后板材,400 °C/20 min+FFR 后板材的宏观基面织构强度更高的同时,其织构类型也更加单一,因此其板材成形性弱于 400 °C/20 min+LFR 后的板材。由图 15b 可以看出,450 °C/20 min+FFR 后 ODF 图中的最大极密度分别为 6.80 和 5.07,其主要织构类型为{0001}<11 $\bar{2}$ 0>,对比 400 °C/20 min+FFR 后的 ODF 图可以看出,其最大极密度从 11.00 降低到 6.80,因此基面织构强度更低,同时{0001}<11 $\bar{2}$ 0>类型织构占比也更低。

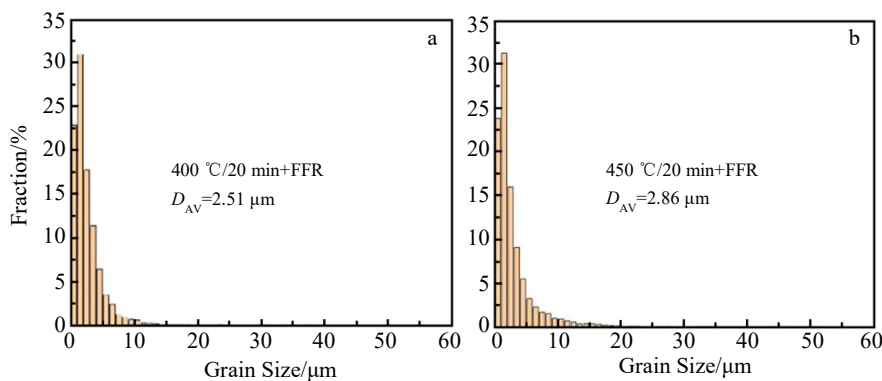


图 14 AZ31B 镁合金板材 400 °C/20 min FFR 和 450 °C/20 min FFR 后的晶粒尺寸分布

Fig.14 Grain size distributions of AZ31B magnesium alloy sheet under 400 °C/20 min+FFR and 450 °C/20 min+FFR



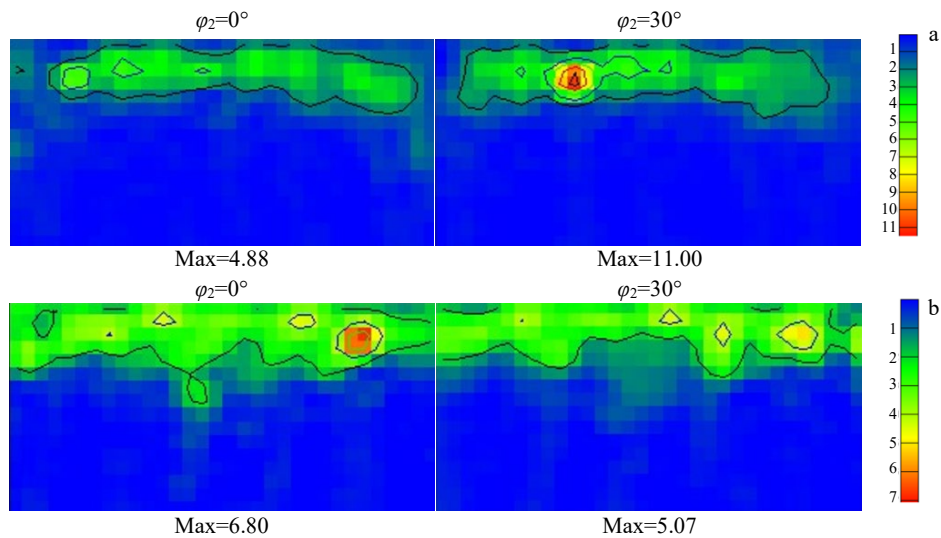


图 15 FFR 后的镁合金板材 ODF 图

Fig.15 ODF diagrams of AZ31B magnesium alloy sheet under 400 °C/20 min+FFR (a) and 450 °C/20 min+FFR (b)

### 3 结 论

1) 轧制态原始板材经热处理后, 基面织构强度和平均晶粒尺寸显著降低, 并且 450 °C/20 min 热处理的基面织构强度的弱化效果要优于 400 °C/20 min。

2) 400 °C/20 min+LR 过程中板材波峰、波谷位置处晶粒的  $c$  轴方向由于“搓轧”区的存在, 沿 RD 方向发生偏转, 但是其  $\{0001\}$  极图的最大极密度相比 400 °C/20 min 热处理仍进一步增强, 因波腰上下表面沿 TD 方向的金属流动方向相反而产生贯穿厚度方向剪应力, 故  $\{0001\}$  极图的最大极密度相比 400 °C/20 min 热处理小幅降低, 波腰处晶粒  $c$  轴沿 TD 方向偏转。可见 LR 过程中, 在波峰和波谷处的基面织构强度增强和波腰位置处基面织构强度小幅降低的情况下, 由于偏转方向不同, 其宏观基面织构强度呈减弱特点。

3) 与 400 °C/20 min+LFR 后相比, 400 °C/20 min+FFR 后的板材波峰、波谷处的  $\{0001\}$  峰值织构强度显著低于 400 °C/20 min+FFR, 但在波腰处却略高。波腰在板材中占比较高, 故宏观上两种轧制条件下板材的  $\{0001\}$  极图呈现最大极密度十分接近。

4) 450 °C/20 min+FFR 后板材的  $\{0001\}$  极图的最大极密度明显低于 420 °C/20 min 加热的板材, 且 450 °C/20 min+FFR 的极密度分布范围更加发散, 但是仍存在一定的基面织构。FFR 后板材的主要织构类型均为  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , 450 °C/20 min+FFR 后板材的  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$  类型织构占比更低。

5) 原始板材的织构类型主要为  $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ , 经过 400 °C/20 min+LFR 轧制过程后, 其主要织构类型变

为了  $\{0001\}\langle 10\bar{1}0 \rangle$ , 同时 LFR 后, 波峰、波谷和波腰处晶粒  $c$  轴方向和 LR 后对应位置处晶粒  $c$  轴的偏转方向和织构类型较一致, 而 FFR 后板材的主要织构类型仍然与原始织构类型相似。

### 参考文献 References

- [1] Shi B D, Yang C, Peng Y et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(6): 1476
- [2] Wang J, Zhang X J, Lu X et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2016, 4(3): 207
- [3] Huang X, Suzuki K, Chino Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 537: 80
- [4] Zhang L, Liu C G, Wang H Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 597: 376
- [5] Catorceno L L C, de Abreu H F G, Padilha A F. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2018, 6(2): 121
- [6] Liu Huaqiang(刘华强), Tang Di(唐 荻), Hu Shuiping(胡水平) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals Society of China*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(12): 3293
- [7] Luo D, Wang H Y, Zhao L G et al. *Materials Characterization*[J]. 2017, 124: 223
- [8] Chino Y, Sassa K, Kamiya A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 441(1-2): 349
- [9] Hassani F Z, Ketabchi M, Hassani M T. *Journal of Materials Science*[J], 2011, 46: 7689
- [10] Jia W, Le Q, Tang Y et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(11): 2069
- [11] Wang Tao(王 涛), Liu Jianglin(刘江林), Qi Yanyang(齐艳阳)

- et al. Chinese patents*(中国专利), 109909303B[P]. 2019
- [12] Niu W Y, Wang D X, Wang G Q *et al. Metals*[J], 2023, 13(9): 1631
- [13] Du W Y, Li X W, Jin X C *et al. Integrated Ferroelectrics*[J], 2023, 233(1): 117
- [14] Somekawa H, Mukai T. *Scripta Materialia*[J], 2005, 53(5): 541
- [15] Xu J, Song J F, Jiang B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 706: 172
- [16] Cho J H, Kim H W, Kang S B *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(14): 5638

## Micro-orientation of AZ31B Magnesium Alloy Sheet Prepared by Longitudinal Wave Rolling and Flat Roll Rolling

Liu Jianglin<sup>1,2,3</sup>, Zheng Renhui<sup>1,2</sup>, Zhao Linchao<sup>1,2</sup>, Li Zhipeng<sup>1,2</sup>, Yang Lei<sup>1,2</sup>, Liang Jianguo<sup>1,2,3</sup>

(1. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Engineering Research Center of Advanced Metal Composite Forming Technology and Equipment, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(3. National Key Laboratory of Metal Forming Technology and Heavy Equipment, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** Longitudinal wave rolling+flat rolling (LFR) and flat rolling+flat rolling (FFR) was employed to roll AZ31B magnesium alloy sheet with the heat treatment of 400 °C/20 min and 450 °C/20 min, in order to investigate the influence of longitudinal wave rolling (LR) on the microscopic orientation of magnesium alloy. The amplitude of the corrugated roll was 0.35 mm and the period was 4 mm. The grain size and orientation at wave trough, wave waist and wave peak were analyzed by EBSD. The results show that both the basal texture strength and average grain size decrease after heat treatment. The basal texture strength decreases significantly after heat treatment of 450 °C/20 min, while the average grain size increases. After 400 °C/20 min+LFR, the average grain size of the plate decreases significantly, the basal texture strength at wave peaks and troughs increases compared with that of heat treated samples, and the basal texture strength of the wave lumbar is almost unchanged. However, due to the deflection of a large number of grains at wave peaks and troughs along the opposite direction of RD, the overall macro-texture strength decreases significantly. After the second pass, the surface basal texture strength at the peak and trough of 400 °C/20 min+LFR is significantly lower than the counterpart after 400 °C/20 min+LFR, while the wave waist strength is significantly enhanced, and the average grain size is further reduced. Compared with the case of 400 °C/20 min+FFR, the texture strength of base plane is weaker than that of wave waist but stronger than that of wave peak and trough. Therefore, the overall base texture strength of LFR and FFR plates is close to each other at 400 °C. The substrate texture strength of the plate after 450 °C/20 min+FFR is significantly lower than that after 400 °C/20 min+FFR, the texture proportion of  $\{0001\}<11\bar{2}0>$  type is lower, while the average grain size increases.

**Key words:** AZ31B magnesium alloy; sheet; longitudinal wave-flat rolling; micro-orientation

---

Corresponding author: Liu Jianglin, Ph. D., Associate Professor, College of Mechanical and Vehicle Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: liujianglin@tyut.edu.cn