

非对称轧制 AZ31 镁合金板材组织与性能

宋广胜¹, 姜敬前¹, 陈帅峰², 张士宏²

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110036)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 采用商用连铸连轧 AZ31 镁合金板材, 通过小辊径非对称轧制工艺, 研究在 150, 200, 250 °C 温度条件下多道次非对称轧制对镁合金板材组织、织构和力学性能的影响。结果表明, 不同轧制温度下, 镁合金板材的晶粒细化机理不同, 150 °C 时以孪晶细化为主, 部分晶粒发生动态再结晶, 200 和 250 °C 时板材晶粒细化机理为动态再结晶。对比分析了对称轧制和非对称轧制板材织构演化规律, 随着轧制温度的升高, 非对称轧制板材基面织构依次增强, 但明显低于对称轧制板材。

关键词: AZ31 镁合金; 非对称轧制; 晶粒细化; 织构

中图分类号: TG146.2*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3512-06

金属镁及其合金是迄今在工程中的应用的最轻结构材料^[1], 在航空航天、汽车、3C 等领域具有十分广阔的应用前景。然而, 镁合金为密排六方结构, 室温状态下可启动的独立滑移系较少, 故塑性较差。传统轧制板材具有强烈的基面织构和各向异性^[2-4], 导致镁合金成形困难。目前镁合金产品主要以铸件为主, 但镁合金铸件往往存在缩松、气孔和成分偏析等缺陷, 使镁合金产品力学性能较差, 综合使用性能达不到要求, 从而限制了镁合金产品的使用。

镁合金的变形机理与织构和晶粒尺寸密切相关, 通过调控镁合金织构可以有效地提高镁合金材料的室温成形能力^[5,6], 不同晶粒尺寸也会影响镁合金孪晶和滑移系的启动^[7,8], 所以控制镁合金板材的织构和晶粒尺寸对于提高镁合金的加工性能至关重要。通常, 普通热轧或热挤压生产的镁合金板材具有较强的基面织构, 即晶粒 C 轴平行于板材的法线方向, 这会显著增加镁合金的各向异性和拉压非对称性^[9]。为了获得晶粒细化和织构弱化的镁合金板材, 提出了不同镁合金热加工工艺。采用等径角挤压 (equal channel angular pressing, ECAP) 法可以明显细化镁合金的晶粒^[10]和弱化基面织构, 从而使非基面滑移、晶界滑移在室温下也可以发生, 大大提高了镁合金的力学性能和成形性能^[11], 但 ECAP 技术无法生产大尺寸的镁合金板材。利用非对称轧制 (Asymmetry Rolling, ASR) 技术,

在切应力的作用下, 也可实现晶粒细化和基面织构弱化, 镁合金板材性能得到改善。目前研究主要集中在非对称异步轧制技术^[12,13], 关于同速异径非对称轧制的报道较少。

本研究分别采用同速同径的普通对称轧制 (Symmetry Rolling, SR) 和同速异径的非对称轧制技术, 研究不同轧制温度和轧制方式对镁合金板材组织和力学性能的影响, 研究不同轧制温度下, 板材晶粒细化机理, 对比分析其力学性能和织构分布随轧制温度的变化规律。

1 实验

实验材料为 3 mm 厚商用 AZ31 镁合金连铸连轧板材。为了对比轧制温度对板材组织和力学性能的影响, 分别在温度 150, 200, 250 °C 下进行非对称轧制, 实验中发现 150 °C 下采用对称轧制难以轧成薄板, 故对称轧制温度则分别选取 200 和 250 °C。板材在轧前经 400 °C/1 h 退火处理。对称轧制时上下轧辊直径均为 80 mm, 非对称轧制时上辊直径为 60 mm, 下辊直径为 80 mm, 无论是对称轧制还是非对称轧制, 下辊为主动辊, 上辊为从动辊, 保证了上下辊的线速度相同。轧辊为空心轧辊, 轧辊两端外联油路系统, 通过控制油路系统内油温而保证了轧辊的加热温度。

轧辊加热到设定温度后, 采用 7 道次轧制, 各道

收稿日期: 2016-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (5077521, 51174189)

作者简介: 宋广胜, 男, 1971 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110036, 电话: 024-89724198, E-mail: songgs17@163.com

次轧制后板材厚度分别为 2.6、2.2、1.9、1.6、1.4、1.2 和 1.1 mm, 则对应的道次变形量依次为 13.3%、15.4%、13.6%、15.8%、12.5%、14.3%、8.3%, 道次间板材保温 5 min。对原始板材和不同轧制温度下的 1.1 mm 厚轧制板材观测其 RD×ND (rolling direction, RD; normal, direction, ND) 面的微观组织。

在原始和 1.1 mm 厚的轧制板材上切取拉伸试样, 试样经过 250 °C/1 h 退火处理后, 在材料力学性能试验机上进行室温单向拉伸力学性能测试, 变形方向都为 RD。采用 XRD 技术测定板材的{0002}极图来定性分析其结构特征。

2 结果与讨论

2.1 组织与组织演化

图 1 为原始连铸连轧 AZ31 镁合金板材在经过 400 °C/1 h 退火处理前后的组织和织构。从图 1a 中可以看出, 退火前的板材组织中含有大量的孪晶带, 孪晶带大多相互平行, 部分孪晶带相互交叉, 而且很多孪晶带内部充满了细小的再结晶晶粒。原始板材为内含大量孪晶带的大晶粒和再结晶细小晶粒的混合组织, 组织均匀度较差。图 1b 显示板材经过退火处理后, 孪晶带已完全消失, 板材组织完全由大小不等的再结晶晶粒组成。退火前的组织中含有大量孪晶带有利于退火过程中再结晶的发生, 因为孪晶界为大角度晶界, 晶界处畸变能高, 有利于再结晶过程中的晶粒形核和长大。

图 1c 中的原始板材{0002}极图显示, 与多数的镁合金轧制板材内强烈基面织构不同, 该板材呈现相对较弱的基面织构, 许多晶粒的 C 轴与 ND 的夹角超过 30°, 一些晶粒对应的夹角甚至超过 60°, 这与板材组织中含有大量孪晶带有关, 因为与滑移系启动不同, 孪晶的启动会明显改变晶粒取向, 从而可能削弱轧制板材的基面织构。图 1d 显示, 发生静态再结晶后, 板材仍保持弱化的基面织构特征, 即多数晶粒的 C 轴与

ND 夹角超过 30°。

图 2 为上述不同轧制工艺下镁合金板材的微观组织, 图中红线表示组织中的剪切变形带的位置和方向。由图 2a 显示 150 °C 非对称轧制条件下, 微观组织中存在较多的剪切带, 剪切带内的晶粒尺寸很小, 剪切带之外的大晶粒内存在大量的孪晶带。镁合金在低于 200 °C 下轧制, 由于柱面和锥面滑移系等非基面滑移系难以大量启动, {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶会大量启动以满足 Mises 准则^[14]。

孪晶启动形成晶粒内孪晶带将分割晶粒, 成为细化晶粒的主要机制。轧制过程孪晶细化晶粒的机制如图 3 所示, 在低温下轧制, 临界剪切应力 (critical resolved shear stress, CRSS) 较低的 {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶启动, 则在板材微观组织内出现贯穿单个晶粒的孪晶带, 孪晶启动通常遵循 Schmid 定律, 即 Schmid 因子最大的单一孪晶变体首先启动而形成晶粒内平行孪晶带, 随着变形的进行, 晶粒内的应力不断增大, Schmid 因子值小的孪晶变体将启动, 所形成的孪晶带将与先启动的孪晶带相交, 形成交叉孪晶带从而将原晶粒基体分割成多个细小的晶粒, 孪晶带内存在较高的孪晶界面能, 为轧制过程中动态再结晶提供了条件, 结晶组织通常以珍珠链式分布在孪晶带内^[15, 16]。

在镁合金压缩、挤压和轧制等塑性变形后的微观组织中经常出现剪切带^[17-20], 在低温变形条件下出现剪切带的数量要多于高温变形, 剪切带的出现是由于变形不均匀引起的, 变形过程中局部变形剧烈而产生切应变较大的区域, 在该区域内将启动大量的孪晶或发生充分的动态再结晶, 从而使该区域的晶粒得到明显的细化。镁合金剪切带的形成与成形工艺、坯料的晶粒尺寸和组织等有关^[19], 在剧烈的塑性变形中出现剪切带的数量将更多^[17]。

图 2a 显示在 150 °C 下非对称轧制板材组织中出现较多与轧向成一定角度的剪切带, 在该剪切带内, 大量的拉伸孪晶启动以协调剪切带内剧烈的剪切变形,

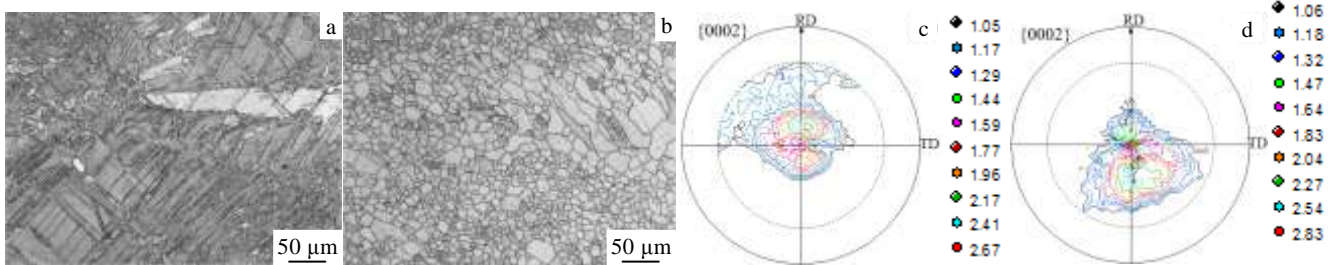


图 1 AZ31 镁合金连铸连轧板材组织与织构

Fig.1 Microstructure (a, b) and texture (c, d) of twin cast rolled AZ31 magnesium alloy sheet: optical micrographs before (a) and after (b) annealing; basal pole figures before (c) and after (d) annealing

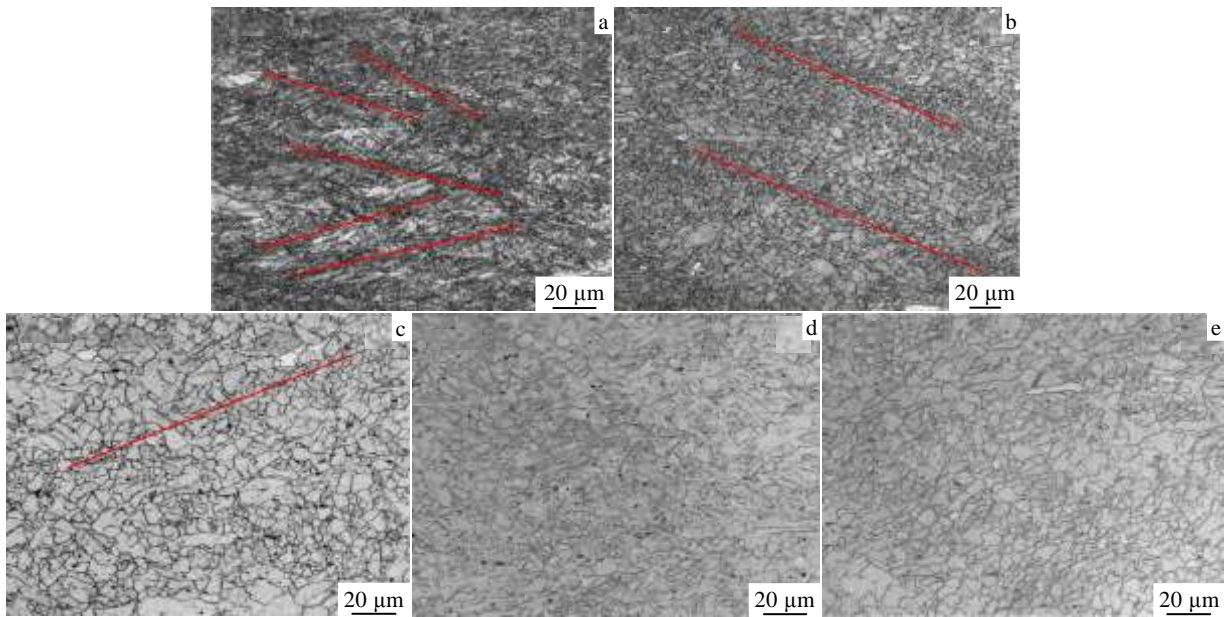


图 2 轧制板材微观组织

Fig.2 Microstructures of the rolled AZ31 magnesium alloy sheets: (a) 150 °C/ASR, (b) 200 °C/ASR, (c) 250 °C/ASR, (d) 200 °C/SR, and (e) 250 °C/SR

从而使剪切带内的晶粒尺寸明显小于其它区域。

图 2b 显示在 200 °C 下非对称轧制板材组织中的晶粒内已基本无孪晶带，表明晶粒的细化是由动态再结晶实现的，一些区域的晶粒尺寸较大，并且存在较多的非等轴晶，表明再结晶不充分。组织中存在少量的剪切带，与图 2a 中的剪切带形成机制不同，该剪切带的形成是由于局部剧烈切应变导致动态再结晶充分，从而使晶粒细化更充分而形成的。在一定变形条件下，剪切带的形成往往是孪晶和动态再结晶同时作用的结果^[19,21]。

图 2c 显示，相比于 150 和 200 °C 的非对称轧制，在 250 °C 下非对称轧制的晶粒尺寸明显长大，且晶粒尺寸分布较均匀，这是轧制温度的升高而使动态再结晶更充分的结果，微观组织中存在少量的剪切带，与

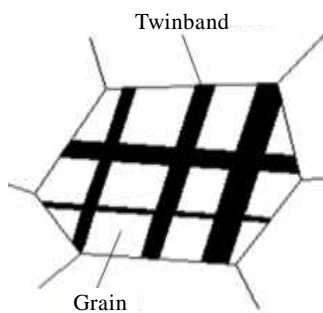


图 3 孪晶细化晶粒过程示意图

Fig.3 Schematic illustration of grains refined by twinning

图 2b 中的剪切带形成机理相同都是局部切应变较大而引起更充分的动态再结晶的结果。图 2d 和 2e 则显示了对称轧制镁合金板材的微观组织，图中显示相比于同温度下的非对称轧制，对称轧制板材组织中已无明显剪切带，200 °C 对称轧制板材晶粒尺寸分布均匀，而 250 °C 对称轧制板材内一些晶粒长大明显，晶粒尺寸分布不均匀。

图 4 显示了上述不同轧制工艺条件下镁合金板材基面极图。可以看出，对于镁合金非对称轧制，随着轧制温度的升高，板材的基面织构强度也升高，这是因为随着变形温度的升高，更多非基面滑移系启动而能更好的协调变形，从而有利于基面织构的形成。对比图中非对称和对称轧制的极图可以看出，在相同变形温度下，非对称轧制板材的基面织构强度都弱于对称轧制的织构强度，表明非对称轧制在一定程度上削弱了织构强度。

与图 1d 所示的原始板材基面极图进行对比，图 4a 中的极图保留了原始板材的部分织构特征，即两者在靠近圆心部位的极密度分布相似，具体为极密度最大处朝 RD 而偏离 ND，部分晶粒的 C 轴朝 TD 而偏离 ND 超过 30°角。图 2a 显示在 150 °C 下非对称轧制过程中大量拉伸孪晶启动，使晶粒 C 轴发生约 86°的偏转，使图 1d 中远离 ND 的晶粒 C 轴向 ND 偏转，从而形成图 4a 所示的极图。

图 4b 和 4d 显示在轧制温度为 200 °C 条件下，无

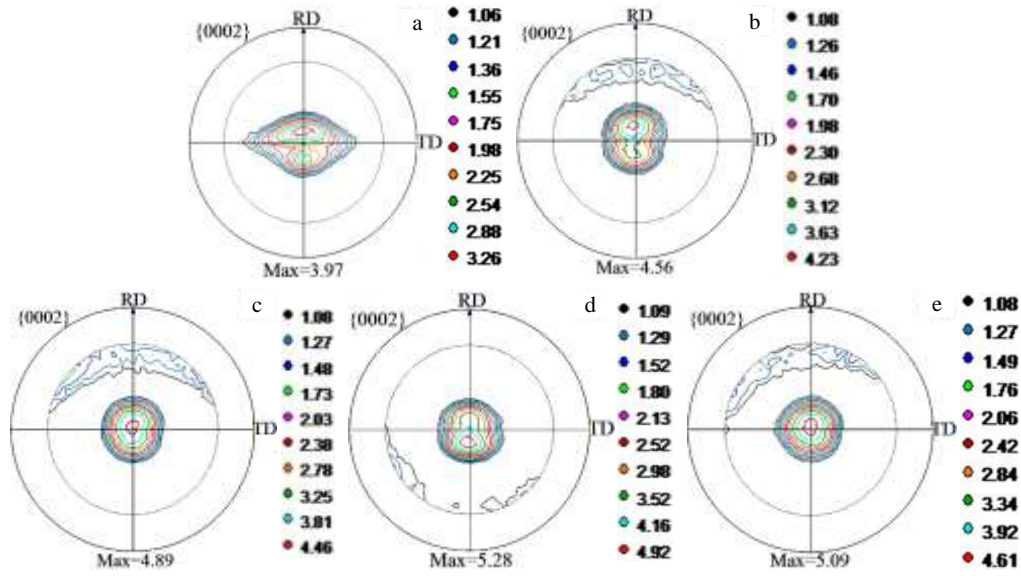


图 4 轧制板材基面极图

Fig.4 Basal pole figures of the rolled sheets: (a) 150 °C/ASR, (b) 200 °C/ASR, (c) 250 °C/ASR, (d) 200 °C/SR, and (e) 250 °C/SR

论是对称还是非对称轧制，板材的极图中极密度最大值处都朝 RD 偏离 ND 一定角度，即板材中多数晶粒的 C 轴偏离 ND。由图 2b 和图 2d 表明，在该温度下轧制并无孪晶启动，意味着基面结构的形成是由滑移系启动实现的，但在该温度下 CRSS 值较高的锥面滑移系等还不能大量启动，而没有最终形成强烈的基面结构。而图 4c 和 4e 则显示，在 250 °C 轧制，极图中极密度最大处都位于圆心，表明板材中多数晶粒的 C 轴与 ND 平行，这意味着该温度下轧制过程中非基面滑移系已经大量启动，能够更好地协调变形，从而最终形成强烈基面结构。

图 4b~4e 中的基面极图显示，板材中部分晶粒的 C 轴与 ND 的夹角超过了 60°，而集中分布在 70° 角的内圆附近。由图 1d 可以看出，原始板材具有弱的基面结构，即晶粒取向较分散，部分晶粒可能处于 C 轴与板材轧面平行的硬取向，则在轧制过程中 <a> 位错的基面和柱面滑移系不能充分启动，并且图 2 显示在 200 和 250 °C 下轧制无孪晶启动，导致该部分晶粒间不能很好地协调变形而没有形成基面结构。

2.2 力学性能

上述镁合金板材的室温拉伸应力应变曲线如图 5 所示，其对应的具体力学性能参数如表 1 所示。可以看出原始镁合金板材经过轧制，力学性能都有明显改善。其中，对于 150 °C 下的非对称轧制，由于孪晶细化晶粒的作用，如图 2 所示，其晶粒尺寸最小，故呈现最高的强度值和较高的延伸率。如图 2 所示，随着非对称轧制温度的升高，动态再结晶更充分而使晶粒

尺寸增大，导致图 5 中力学性能曲线对应的强度降低。

对于具有基面结构的镁合金轧制板材沿 RD 拉伸，变形过程中晶粒取向与应力方向间的关系如图 6 所示，即多数晶粒的 C 轴接近于平行 ND 而垂直应力方向，虽然此时 <a> 位错的基面和柱面滑移系都处于硬取向，但由于其 CRSS 远低于 <a+c> 位错的锥面滑移系，故基面和柱面滑移仍为主要的微观变形模式^[22]，由于柱面滑移系的 CRSS 高于基面滑移系，故此时宏观力学性能曲线所呈现的强度值主要由柱面滑移系决定。图 1d 显示原始连铸连轧板材存在相对较弱的基面结构，一些晶粒 C 轴明显偏离 ND，处于该取向的晶粒在板材沿 RD 拉伸变形过程中，基面和柱面滑移系的 Schmid 因子值要高于图 6 中所示的晶粒，故在拉伸变形过程中原始连铸连轧板材内的基面和柱面滑移系较上述轧制板材更易启动，这也是在图 5 中该板材呈

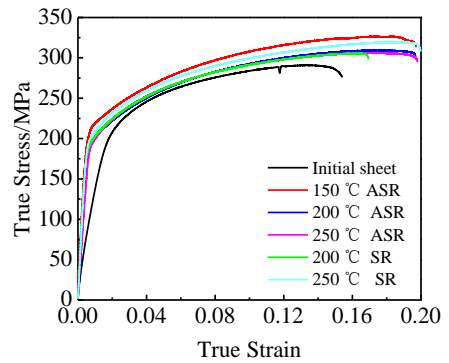


图 5 镁合金板材的拉伸应力应变曲线

Fig.5 Tensile strain-stress curves of magnesium alloy sheet

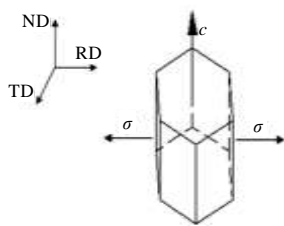


图 6 镁合金轧制板材的拉伸变形过程中晶粒取向与载荷
Fig.6 Schematic of grain orientation and loading during stretch of rolled magnesium alloy sheet

现最低强度的因素之一。虽然，原始连铸连轧板材内晶粒的取向更有利于变形，但由于其平均晶粒尺寸较大，故如图 5 所示该板材塑性较差。

对比相同轧制温度下的非对称和对称轧制，如表 1 所示，在 200 °C 下的非对称轧制板材的力学性能要好于对称轧制板材。对比图 2b 和图 2d 中的组织特征可以看出，200 °C 下非对称轧制板材存在一定数量的剪切带，而使晶粒尺寸细化程度高于同温度下的对称轧制。表 1 也显示在 250 °C 下，对称轧制板材的力学

表 1 板材力学性能参数

Table 1 Mechanical properties parameters of the sheets

Mechanical properties	Rolling techniques					
	Initial sheet	150 °C/ASR	200 °C/ASR	250 °C/ASR	200 °C/SR	250 °C/SR
Yield strength/MPa	175	220	209.6	201	202.4	209
Ultimate tensile strength/MPa	283	326	317	305	305	319
Elongation/%	14.5	18.7	19.5	19.3	16.7	19.7

性能略好于非对称轧制板材，在该温度下轧制，大量非基面滑移系启动而能协调晶粒件的变形，如图 2c 和图 2e 显示，轧制板材组织由动态再结晶晶粒组成，因而动态再结晶成为该温度下轧制过程中晶粒细化的主要机制。对比图 2c 和 2e 中的组织特征表明，对称轧制板材中晶粒尺寸略小于非对称轧制板材，导致了 250 °C 下的对称轧制板材力学性能略好于非对称轧制板材，这意味着当轧制温度达到 250 °C 时，相比于对称轧制，非对称轧制工艺并没有明显改善镁合金板材力学性能。

3 结 论

1) AZ31 镁合金板材非对称轧制时，随着轧制温度升高，晶粒细化机制从 150 °C 时的孪晶细化为主，转变为 250 °C 的完全动态再结晶机制。

2) 非对称轧制时，随着温度的升高，基面织构强度增加，但明显低于对称轧制板材的基面织构强度，表明非对称轧制能有效地降低镁合金板材织构强度。

3) 经过非对称轧制后，镁合金板材的力学性能得到大幅提升，而 150 °C 下非对称轧制的镁合金板材，由于其晶粒尺寸最小，而呈现最好的力学性能。

参考文献 References

[1] Tang Di(唐 荻), Wang Dan(王 丹), Jiang Haitao(江海涛) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2013, 20(2): 78
[2] Wang Zhongtang(王忠堂), Yan Cao(严 操), Song Guangsheng(宋广胜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金

属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 221
[3] Zhang H, Huang G, Wang L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 575: 408
[4] Kaiser F, Bohlen J, Letzig D et al. *Advanced Engineering Materials*[J], 2003(5): 891
[5] Park S H, Hong S G, Lee C S et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 578(9): 271
[6] Wang H, Wu P D, Gharghoury M A et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 3588
[7] Barnett M R, Keshavarz Z, Beer A G et al. *Acta Materialia*[J], 2004, 52: 5093
[8] Jain A, Duygulu O, Brown D W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 486: 545
[9] Song G S, Chen Q Q, Zhang S H et al. *Materials & Design*[J], 2015, 65: 634
[10] Luo Peng(罗 蓬), Xia Juchen(夏巨谔), Hu Qiaodan(胡侨丹) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J], 2005, 34(9): 1493
[11] Cheng Yongqi(程永奇), Chen Zhenhua(陈振华), Xia Weijun(夏伟军) et al. *Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2007, 14(4): 127
[12] Xia Weijun(夏伟军), Cai Jianguo(蔡建国), Chen Zhenhua(陈振华) et al. *The Chinese of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(7): 1247
[13] Zhang Wenyu(张文玉), Liu Xianlan(刘先兰), Chen Zhenhua(陈振华) et al. *Journal of Wuhan University of Technology*(武汉理工大学学报)[J], 2007, 29(11): 57
[14] Graff S, Brocks W, Steglich D et al. *International Journal of*

- Plasticity*[J], 2007, 23: 1957
- [15] Sanjari M, Farzadfar S A, Jung I H *et al. Materials Science and Technology*[J], 2011, 28(4): 437
- [16] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H *et al. Scripta Materialia*[J], 2012, 67: 404
- [17] Kim H L, Lee J H, Lee C S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 431
- [18] Fatemi-Varzaneh S M, Zarei-Hanzaki A, Cabrera J M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509: 3806
- [19] Zhang Z, Wang M P, N. Jiang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 512: 73
- [20] Huang X S, Suzuki K, Watazu A *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 479: 726
- [21] Kim H L, Lee J H, Lee C S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 558: 431
- [22] Zhang Shihong(张士宏), Song Guangsheng(宋广胜), Song Hongwu(宋鸿武) *et al. Journal of Mechanical Engineering (机械工程学报)*[J], 2012, 48(18): 28

Microstructure and Mechanical Properties of AZ31 Magnesium Alloy Sheet Processed by Asymmetry Rolling

Song Guangsheng¹, Jiang Jingqian¹, Chen Shuaifeng², Zhang Shihong²

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110036, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The commercial twin-roll cast AZ31 magnesium alloy sheet was used. Multi-pass asymmetry rolling (ASR) was conducted on the sheet by small diameter rollers ASR at temperatures of 150, 200 and 250 °C, and the effect of ASR on the microstructure, texture and mechanical properties of the rolled magnesium alloy sheet was investigated. The results indicate that the mechanism of grain refinement is totally different at various temperatures: the grains are segmented into sub-grains by twins at 150 °C; meanwhile, the dynamic recrystallization (DRX) is the main grain refinement mechanism at 200 and 250 °C. The texture evolution of the symmetry rolling (SR) and ASR sheet were analyzed. It predicts that the texture intensity of ASR sheet increases with rolling temperature elevating, but they are obviously lower than the texture intensity of SR sheet.

Key words: AZ31 magnesium alloy; asymmetry rolling; grain refinement; texture

Corresponding author: Song Guangsheng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110036, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: songgs17@163.com