

特殊成形工艺下 AZ31 镁合金的组织及变形机制 *

王丽娜¹⁾ 杨平¹⁾ 夏伟军²⁾ 陈振华²⁾
陈鼎²⁾ 李萧¹⁾ 孟利¹⁾

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083

2) 湖南大学材料学院, 长沙 410082

摘要 通过组织观察以及宏观和微观结构测定、分析了异步轧制及等径角轧制的 AZ31 镁合金形变机制, 确定了在这两种工艺下 {0001} 基面组织的改善效果. 结果表明: 异步轧制产生的平行于轧面的剪切力促进了与普通轧制状态下相反的基面滑移, 使基面组织连续地弱化为倾转的基面组织; 而等径角轧制通过产生与轧向成 122.5° 的剪切力, 使基面取向的晶粒产生拉伸孪晶, 形成与基面组织共存的柱面组织. 因此这两种特殊工艺都可能改善镁合金的塑性. 还分析了形变量和退火对组织的影响.

关键词 异步轧制, 等径角轧制, 组织, 孪晶, AZ31 镁合金

中图分类号 TG146.2, TG111.7 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2009)01-0058-05

TEXTURES AND DEFORMATION MECHANISMS OF AZ31 MAGNESIUM ALLOYS UNDER SPECIAL PROCESSING TECHNOLOGIES

WANG Lina¹⁾, YANG Ping¹⁾, XIA Weijun²⁾, CHEN Zhenhua²⁾, CHEN Ding²⁾, LI Xiao¹⁾, MENG Li¹⁾

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) School of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082

Correspondent: YANG Ping, professor, Tel: (010)82376968, E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50571009) and State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials of University of Science and Technology Beijing (No.2007AMM006)

Manuscript received 2008-04-17, in revised form 2008-07-23

ABSTRACT The modifications of basal texture in AZ31 magnesium alloys processed by asymmetrical rolling and equal channel angular rolling (ECAR) are investigated. Deformation mechanisms are determined by microstructure observation and macro- and micro-texture measurements. Results show that during asymmetrical rolling the basal texture is gradually rotated around TD (transverse direction) by basal slip activated by shear strain on the rolling plane, whereas the prism texture is induced by tension twinning activated by shearing parallel to the plane separating the two channels during ECAR. So both the special processing techniques may improve the plasticity of magnesium alloy. The effects of rolling reduction and annealing on textures are also studied and discussed.

KEY WORDS asymmetrical rolling, equal channel angular rolling, texture, twinning, AZ31 magnesium alloy

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, 但镁合金无论是热变形还是冷

变形都产生强的基面组织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. 为改善镁合金板材拉伸方向的塑性, 人们采用了多种特殊的成形方法, 比如等径角挤压^[1-4]、异步轧制^[5-8]、等径角轧制^[9-11]等, 使强基面组织变为倾转的基面组织, 再通过退火处理一方面消除加工硬化, 另一方面可在一定程度上进一步减弱基面组织. 相比之下, 异步轧制和等径角轧制更适合大尺寸板材的生产. 文献 [5—

* 国家自然科学基金项目 50571009 和北京科技大学新金属材料国家重点实验室项目 2007AMM006 资助

收到初稿日期: 2008-04-17, 收到修改稿日期: 2008-07-23

作者简介: 王丽娜, 女, 1982 年生, 硕士生

11] 报道了这两种特殊成形工艺下镁合金的组织、性能及组织的变化,证实了其塑性可在一定程度上提高.由于形变前合金的组织、织构、形变量、形变温度及(异步轧制时的)异速比都显著影响最终的组织性能,本工作在文献[5, 9—11]的基础上进一步分析小形变量下采用这两种特殊成形工艺时镁合金的组织及宏观织构特点,并通过电子背散射衍射(EBSD)取向成像进一步确定其变形机制.

1 实验方法

本工作选用了商用 AZ31 镁合金.其名义成分(质量分数)为: Al 3%, Zn 1%, Mg 余量.

首先,将铸锭挤压成 120 mm 宽, 10 mm 厚的长板坯,再用常规的轧制方法在 300—450 °C 将样品单向轧制成 1.4—1.8 mm 厚的薄板,道次压下量为 20%;然后,对所得薄板进行普通轧制、异步轧制和等径角轧制.普通轧制变形量为 10%;异步轧制过程中,镁合金除受到轧向的拉应力和板法向的压应力之外,由于上、下辊速的差异在板材表面还产生水平的剪切力,异步轧制所用装置的异速比为 1.05,道次压下量为 10%,同时研究了异步轧制时不同压下量(5%, 10% 和 20%)的影响;等径角轧制所用模具通道夹角为 115°,通道内侧倒角半径为 2 mm,板坯预热温度为 400 °C.有关后 2 种成形方法的详细介绍见文献[5, 9—11].

使用 Siemens D-5000 X 射线衍射仪测定宏观织构,样品尺寸为 24 mm×14 mm;使用 Zeiss Supra 55 场发射扫描电镜上配备的 HKL-EBSD 系统进行取向成像,确

定微观织构;EBSD 分析样品采用电解抛光方法制备,使用商用 AC-II 电解液,电压为 20 V,电解时间为 60 s.

2 实验结果

2.1 组织形貌

图 1 给出了普通轧制、异步轧制和等径角轧制后 AZ31 镁合金样品侧面的组织.由图 1a, b 可见,普通轧制和异步轧制样品内部拉伸孪晶较少,主要是细小的压缩孪晶(有关拉伸孪晶与压缩孪晶的区别见文献[12, 13]).相同压下量(10%)下,异步轧制样品中压缩孪晶数量比普通轧制时要少,原因应是同时存在的平行于表面的剪切力使一部分基面取向的晶粒转为非基面取向,减小了发生压缩孪晶的取向因子,从而减弱了压缩孪晶产生的倾向^[13].等径角轧制的样品内可看到粗大透镜状的拉伸孪晶(见图 1c 中箭头所指处).小形变量下异步轧制的退火组织中的小晶粒(见图 1e 中箭头所指处)与形变组织中的孪晶对应,少量压缩孪晶的再结晶只能使局部区域的晶粒细化;而等径角轧制的退火组织中同样出现对应孪晶的细小再结晶晶粒(见图 1f).

2.2 宏观织构

图 2 为 3 种成形工艺下样品的宏观织构(因 X 射线法只测到倾斜角 $\alpha \leq 70^\circ$ 以内的数据,而单一极图上又看不到 $\alpha \geq 70^\circ$ 的数据,故同时给出 {0001} 和 {10 $\bar{1}$ 0} 极图),其中异步轧制样品上测出的是表面织构(其它样品表面织构与中心织构差别不大),此处剪切力最大.作为对比,图中还给出普通轧制样品中的织构(图 2a, b).可以

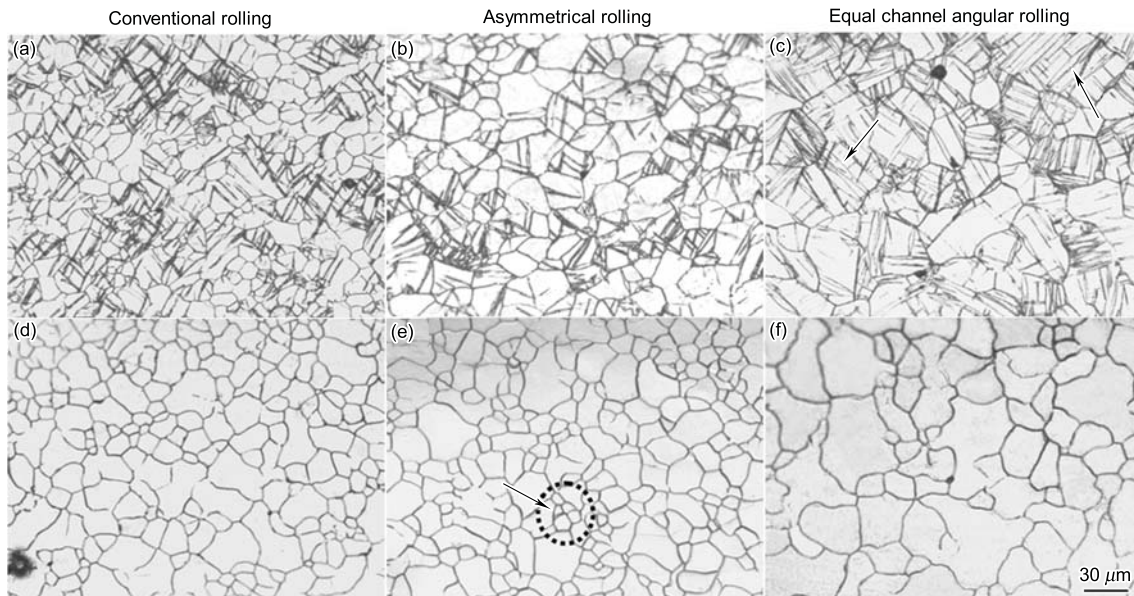


图 1 不同轧制工艺下 AZ31 镁合金样品的组织形貌

Fig.1 Microstructures of AZ31 magnesium alloy samples under different rolling techniques

- (a), (b) 10% reduction per pass, mainly compression twins
 (c) lens-like tension twins as shown as arrows and compression twins, about 0.6 true strain per pass
 (d) annealing 1 h at 300 °C
 (e) annealing 1 h at 450 °C, small grains formed from deformation twins shown by arrow
 (f) annealing 1 h at 300 °C

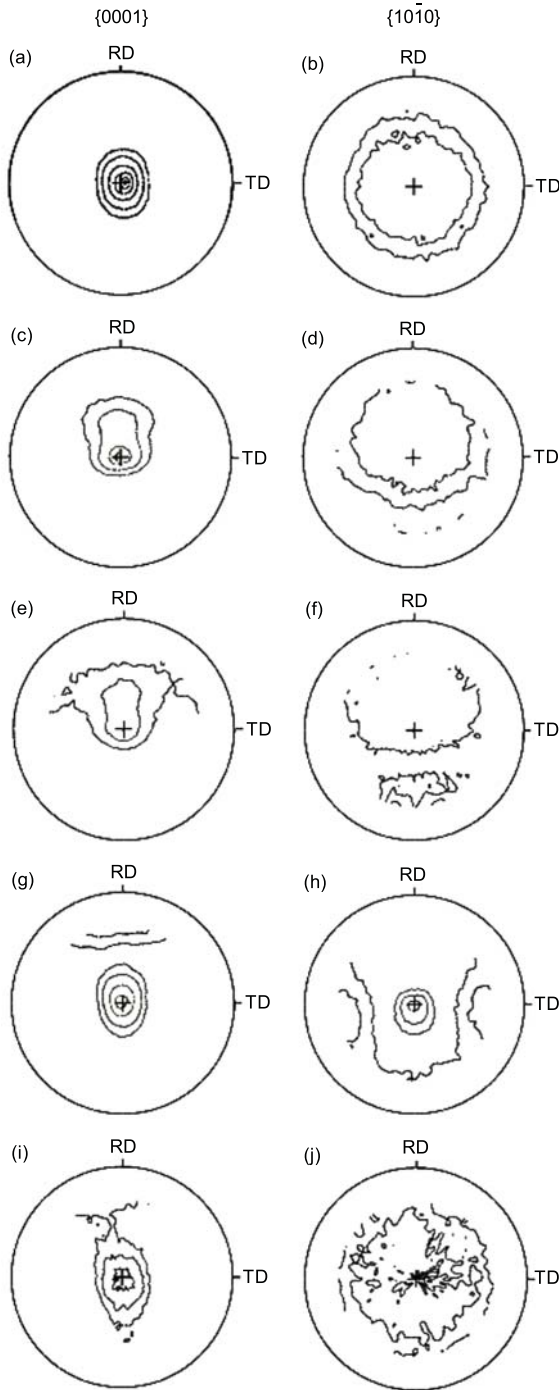


图 2 不同轧制工艺下样品中的结构

Fig.2 Textures of samples during different rolling technologies

- (a), (b) conventional rolling, 10% reduction per pass, max. intensity 10/2
 (c), (d) asymmetrical rolling, 10% reduction per pass, max. intensity 6/2
 (e), (f) annealing after asymmetrical rolling, max. intensity 2/2
 (g), (h) equal channel angular rolling, about 0.60 true strain, max. intensity 6/4
 (i), (j) annealing after equal channel angular rolling, max. intensity 4/2

看出,普通轧制后得到的是较强的基面结构,对应的变形机制为基面滑移和少量 $\{10\bar{1}1\}$ 孪生(产生压缩孪晶).异步轧制后表面明显出现基面结构绕侧向 TD 的倾转,但并没有明显的柱面取向出现(图 2c, d).可见异步轧制通过平行于表面的切应力对样品产生了搓轧作用,使大量晶粒偏离基面一定角度,弱化了基面结构.而异步轧制退火后出现结构弱化,但结构类型不变(图 2e, f).等径角轧制在极图的轧向位置明显产生柱面取向(图 2g, h).等径角轧制明显减弱了基面取向的强度,出现了大角度的晶粒转动,基面结构与柱面结构共存,应是拉伸孪晶造成.随后的退火弱化了结构(图 2i, j).

图 3 为 400 °C 异步轧制时形变量对宏观结构的影响(道次压下量分别为 5%, 10% 和 20%).可见形变量加大使基面结构变强,而产生倾转基面结构的效果变差.其原因应是,压下量的加大主要提高了垂直向下的压应力,而平行于表面的水平剪切力增加不大,故向下的压力抵消了水平切应力的作用,因而起不到弱化基面结构的作用.

2.3 微区取向分析

普通轧制样品中存在较强的 $\{0001\}$ 基面结构,很少有柱面取向晶粒.图 4a 为对应样品的 EBSD 取向成像(图中,灰色区域为 $\{0001\}$ // 轧面取向,蓝色代表 $\{10\bar{1}0\}$ // 轧面取向,红色代表 $\{11\bar{2}0\}$ // 轧面取向,角度偏差为 15°;粗黑线代表 15° 以上取向差的晶界,细黑线代表 10° 以上晶界,红色线代表 5° 以上晶界,蓝色线代表 3° 以上晶界,紫色线代表 86° $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 拉伸孪晶界,绿色线代表 56° $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 压缩孪晶界,粗红线代表 37° $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 双孪晶界).晶界图中除大角度晶界外还分布着很多亚晶界,从取向差分布图中可见,样品取向差偏离随机分布,在 0—10° 之内有明显峰值(图 4c),这说明小角度晶界的出现(基面滑移)使得取向差改变.从取向图中看出,孪晶与基体为 37° $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 关系,其出现与压缩孪晶有关^[12,13].所以,普通轧制的 AZ31 板材的主要变形机制为基面滑移和压缩孪晶.而异步轧制与普通轧制相似,主要变形机制也为基面滑移和压缩孪晶,故此不再赘述.

等径角轧制样品内分布着大量的拉伸孪晶,形成较多的柱面取向,且几乎所有柱面取向都为孪晶取向,见图 5a(图中各种色彩的界定同图 4a).其中,满足紫色 86° $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 的拉伸孪晶关系的孪晶量占 23.2%;灰色基面取向晶粒(指 $\{0001\}$ // 轧面)占 31.8%;蓝色柱面取向晶粒(指 $\{10\bar{1}0\}$ // 轧面)占 17.3%,主要在基面取向晶粒内形成;红色 $\{11\bar{2}0\}$ // 轧面的晶粒占 12.3%,主要在倾转的基面取向晶粒内形成.与普通轧制和异步轧制相比,等径角轧制柱面取向增多,基面取向减少,两者所占数量分数基本相当.柱面取向主要位于极图的轧向位置,而不是均匀分布在周边.从取向差分布图也可知存在大量拉伸孪晶(图 5c).可见,等径角轧制时拉伸孪晶起很大的作用,这是进行该轧制时特殊的应变状态引起的.虽然异步轧制和等径

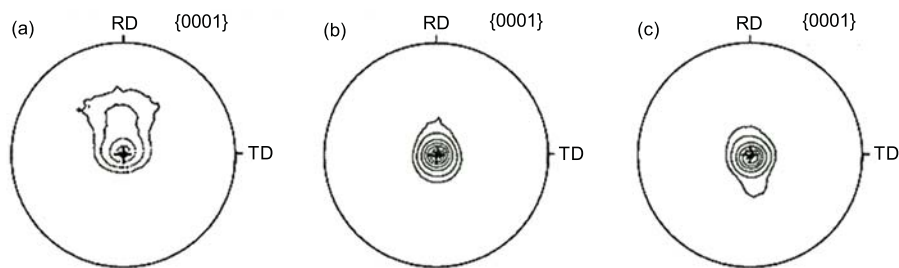


图 3 异步轧制时形变量对宏观织构的影响

Fig.3 Influence of strain on macro-texture of {0001} basal texture under asymmetrical rolling at 400 °C

- (a) rolling reduction per pass: 5%, max. intensity 6
- (b) rolling reduction per pass: 10%, max. intensity 16
- (c) rolling reduction per pass: 20%, max. intensity 14

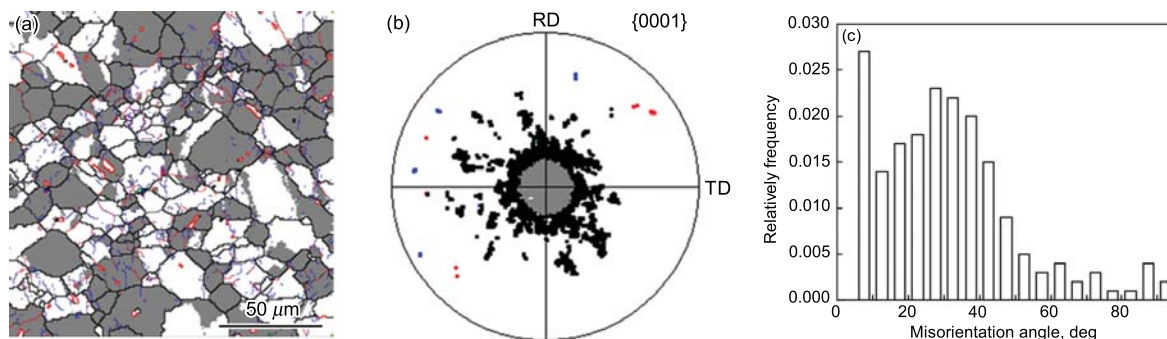


图 4 普通轧制样品的取向成像分析

Fig.4 Orientation imaging analysis of sample under conventional rolling (10% reduction per pass)

- (a) orientation map (grey color—basal oriented grains; blue color— $\{10\bar{1}0\}$ //rolling plane, red color— $\{11\bar{2}0\}$ //rolling plane; black thick line— $>15^\circ$ misorientation, black thin line— $>10^\circ$ misorientation; red line— $>5^\circ$ misorientation, blue line— $>3^\circ$ misorientation, purple line— $86^\circ\langle 11\bar{2}0\rangle$ tension twins, green lines— $56^\circ\langle 11\bar{2}0\rangle$ compression twins, thick red lines— $37^\circ\langle 11\bar{2}0\rangle$ double twins)
- (b) {0001} pole figure (grey points—basal orientations, blue points— $\{10\bar{1}0\}$, red points— $\{11\bar{2}0\}$)
- (c) distribution of misorientation

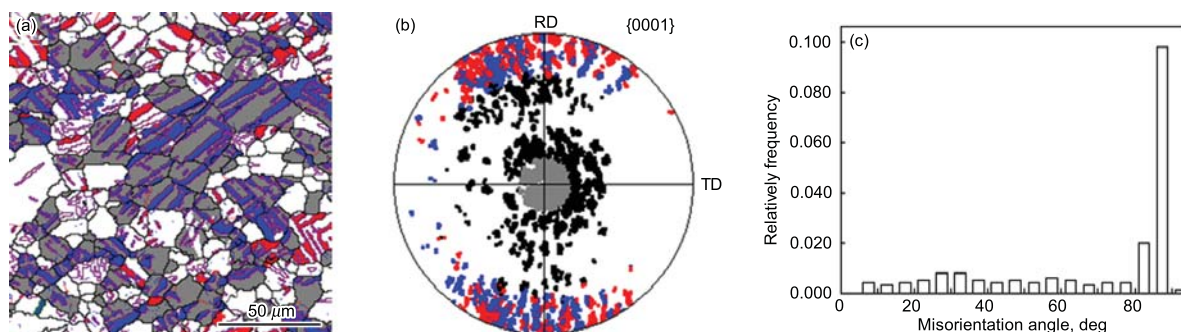


图 5 等径角轧制样品的取向成像分析

Fig.5 Orientation imaging analysis of the sample under equal channel angular rolling (true strain about 0.6)

- (a) orientation map (b) {0001} pole figure (c) distribution of misorientation

角轧制都产生剪切力，但样品内部的形变机制不同。

3 讨论

从图 2 的宏观织构测定结果可以看出：异步轧制是通过平行于轧面的剪切力产生反向基面滑移，使原基面取向连续地变为倾转的基面取向；而等径角轧制是通过与轧

向成大角度的（近似平行于两通道夹角的平分线）剪切力产生拉伸孪晶形成柱面织构，削弱基面织构。所以，两者形变时滑移和孪生的比例明显不同。

图 6 给出 3 种形变方式下的受力分析。采用润滑较好的普通轧制时，板材只受到轧向拉应力和板法向压应力

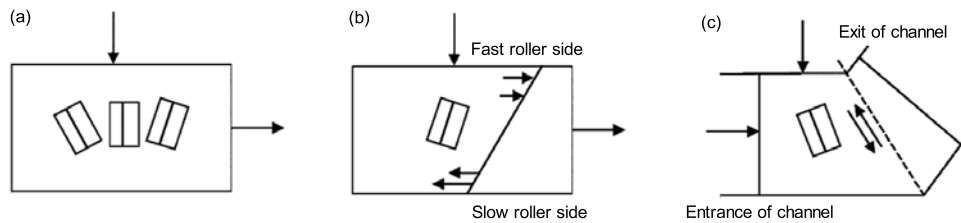


图 6 不同轧制方式时的受力分析

Fig.6 Stress analysis of samples under different rolling technologies

(a) conventional rolling (b) asymmetrical rolling (c) equal channel angular rolling

(图 6a). 初始状态为基面织构的样品在这种受力状态下发生基面滑移使多数晶粒转到基面取向附近, 同时产生较多的压缩孪晶. 但由于压缩孪晶界难以迁移, 压缩孪晶的体积量很低, 在宏观织构上反映不出来. 采用异步轧制时, 由于上、下轧辊的转速不同, 故其比普通轧制多了沿轧向的剪切力, 此剪切力沿板法向到梯度分布 (图 6b), 通常低速轧辊一侧的反向切应力最大^[6,7]. 原始近基面取向的大量晶粒在剪切力作用下被搓轧至偏转基面一定角度, 从而以连续的方式弱化基面织构; 如果压下量过大, 由压力和拉力产生的促进基面织构的基面滑移就会抵消掉促进倾转基面织构的反方向基面滑移. 采用等径角轧制时, 板材受到轧向和板法向的压应力^[12,13], 在通道拐角处还受到夹角平分线方向的切应力 (图 6c), 这个方向的应力使处于基面取向的晶粒沿 c 轴被拉伸, 将有利于拉伸孪晶的出现. 因此, 异步轧制和等径角轧制均弱化了基面织构, 都应当在一定程度上提高材料的塑性.

大量研究表明, 异步轧制和等径角轧制是有效改善塑性的成形方法. 与文献 [1—4, 6—8] 相比, 本工作使用的形变量、异速比以及实际形变温度均较低, 晶粒细化和织构弱化的程度有限, 因此改善塑性的幅度也有限. 另外, 将本工作测得的等径角轧制织构与等径角挤压处理后的织构^[1,4] 相比可知, 两者产生的组织和织构明显不同, 前者是倾转的基面织构, 后者是柱面织构. 其原因可能是形变温度不同造成的, 因这两种成形方法产生的应力状态相似.

由于形变前的组织和织构、形变量、形变温度以及 (异步轧制时的) 异速比都显著影响最终的组织和性能, 因此, 要系统总结出异步轧制和等径角轧制这两种特殊成形工艺下材料的组织、织构及性能的优化尚需进一步的工作及深入分析.

4 结论

(1) 异步轧制的变形机制为基面滑移和压缩孪晶. 异步轧制通过平行于轧面的剪切力造成与普通轧制状态下相反的基面滑移, 产生连续变化的倾转基面织构, 从而弱

化基面织构; 而等径角轧制的主要变形机制为拉伸孪晶, 是由于两通道夹角平分线方向存在切应力造成的, 从而产生了柱面织构, 也弱化了基面织构.

(2) 单道次异步轧制时, 随压下量的加大, 弱化基面织构的效果变差. 其原因是, 水平切应力产生的基面滑移被增大的压下量造成的反方向的基面滑移作用抵消.

(3) 退火可小幅度弱化形变织构. 小范围的晶粒细化是因形变量较小、形变孪晶少的缘故. 退火后的细晶区通常对应原形变孪晶区发生了再结晶.

参考文献

- [1] Mukai T, Yamanoi M, Watanabe H, Higashi K. *Scr Mater*, 2001; 45: 89
- [2] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, Kojima Y. *Mater Trans*, 2003; 44: 468
- [3] Kim H K, Kim W J. *Mater Sci Eng*, 2004; A385: 300
- [4] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, Min S H, Jeong H T, Lee J D. *Acta Mater*, 2003; 51: 3293
- [5] Liu X, Chen Z H, Xia W J, Cheng Y Q, Yang Z W. *Hot Work Technol*, 2006; 35(20): 22
(刘兴, 陈振华, 夏伟军, 程永奇, 杨忠旺. 热加工工艺, 2006; 35(20): 22)
- [6] Kim S H, You B S, Yim C D, Seo Y M. *Mater Lett*, 2005; 59: 3876
- [7] Ji Y H, Park J J, Kim W J. *Mater Sci Eng*, 2007; A454-455: 570
- [8] Watanabe H, Mukai T, Ishikawa K. *J Mater Process Technol*, 2007; 182: 644
- [9] Cheng Y Q, Chen Z H, Xia W J, Fu D F. *Chin J Nonferrous Met*, 2005; 15: 1369
(程永奇, 陈振华, 夏伟军, 傅定发. 中国有色金属学报, 2005; 15: 1369)
- [10] Cheng Y Q, Chen Z H, Xia W J. *Mater Charact*, 2006; 58: 617
- [11] Cheng Y Q, Chen Z H, Xia W J, Zhou T. *J Mater Process Technol*, 2006; 184: 97
- [12] Yang P, Meng L, Xie Q G, Cui F E. *Mater Sci Forum*, 2007; 546-549: 297
- [13] Meng L, Yang P, Xie Q G, Mao W M. *Mater Trans*, 2008; 49: 710