

文章编号: 1004 - 0609(2005) 09 - 1369 - 07

等径角轧制 AZ31 镁合金板材的组织与性能^①

程永奇, 陈振华, 夏伟军, 傅定发
(湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 采用等径角轧制工艺制备了 AZ31 镁合金板材。结果表明: 经等径角轧制后的板材, 晶粒取向由等径角轧制前的(0002) 基面取向演化为基面与非基面共存的取向。与等径角轧制前的板材相比, 板材晶粒尺寸略有长大并有孪晶出现, 但强度却明显提高, 而断裂延伸率变化不大, 尤其是 1 个道次轧制的板材其抗拉强度由等径角轧制前的 240 MPa 增大到 275 MPa, 屈服强度由 193.8 MPa 增大到 239.2 MPa; 随着等径角轧制道次的增加, 板材的强度逐渐降低, 至第 4 个道次其抗拉强度仅为 250 MPa, 屈服强度为 207.3 MPa。

关键词: AZ31 镁合金板材; 等径角轧制; 晶粒取向; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG 146.22

文献标识码: A

Microstructures and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheet processed by equal channel angular rolling

CHENG Yong-qi, CHEN Zhen-hua, XIA Wei-jun, FU Ding-fa

(College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: AZ31 magnesium alloy sheet were prepared by equal channel angular rolling (ECAR). It is found that the orientation of the sheet processed by ECAR is changed and the crystal orientation evolves from (0002) basal plane orientation to coexistence of basal plane and non-basal plane. Compared with as-received sheet, the grain size increases slightly and twins are presented. The strength of the sheets after ECAR is improved evidently, and the elongation to failure is varied lightly, especially processed by 1 pass whose ultimate tensile strength increases from 240 to 275 MPa and the yield strength increases from 193.8 to 239.2 MPa. And the strength decreases gradually with the increasing pass numbers. The ultimate tensile strength of 4 passed sheet is 250 MPa and the yield strength is 207.3 MPa.

Key words: AZ31 magnesium alloy sheet; equal channel angular rolling; crystal orientation; microstructures; mechanical properties

在常规轧制过程中, 镁合金板材内通常形成强烈的(0001) $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 基面织构^[1-4], 而减少基面织构可提高镁合金板材的低温(低于 175 °C) 冲压性能^[5]。尽管采用异步轧制工艺制备 AZ31 镁合金板材可使基面织构有所减弱, 但亦仅使 c 轴向搓轧方

向偏转了大约 5°, 板材的性能提高不大^[6]。因此, 要有效地改善、提高镁合金板材的性能, 需要从根本上改变镁合金板材的组织类型。

大量的实验研究表明^[7-10], 经等径角挤压后的镁合金可得到非基面织构, 具有极细的晶粒组织并

① 基金项目: 湖南省重点资助项目(03JKY1016)

收稿日期: 2005 - 03 - 07; 修订日期: 2005 - 06 - 23

作者简介: 程永奇(1980 -), 男, 博士研究生。

通讯作者: 陈振华, 教授; 电话: 0731-8821648; 传真: 0731-8821648; E-mail: chenchenhua45@hotmail.com

表现优异的力学性能,如高的强度、反常的 Hall-Petch 关系、大幅度提高的塑性以及具有低温超塑性和高应变速率超塑性等特征,其变形机理也发生了改变,一些高温变形机理,如非基面滑移、晶界滑移、动态回复等,在室温下亦可发生^[11]。因此,如果等径角挤压能够制备镁合金板材,则可大大提高板材的成形性能与使用性能。但是,等径角挤压由于受设备结构等的限制,不能用于制备板材且难以实现连续生产。而在挤压生产中,为了解决连续性的问题,开发了 Conform 挤压、轧挤法等连续生产工艺。结合两者的优点,为了能够制备板材,获得与等径角挤压镁合金材料类似的优良性能,提出了等径角轧制 (equal channel angular rolling, ECAR) 工艺。最初, Saito 等^[12, 13] 在研究铝板的冲压性能时,提出了一种连续剪切变形工艺,称为 Conshearing 工艺,采用该工艺可实现带材的连续的剪切变形,并通过多次轧制可产生很大的剪切应变,获得细微的晶粒组织和剪切变形组织,可大大提高铝板的冲压性能。Lee 等^[14-16] 也提出了与之类似的工艺,称为连续限制板带剪切 (continuous confined strip shearing, C2S2) 工艺,他们采用该工艺对 1005 铝合金带材的研究表明,该工艺可有效细化晶粒,提高带材的 r 值。本文作者采用所提出的等径角轧制工艺,对制备 AZ31 镁合金板材进行了初步探索,并对等径角轧制工艺制备的 AZ31 镁合金板材的晶体取向、组织与力学性能进行了实验研究。

1 实验

1.1 实验材料

实验用 AZ31 镁合金板材,其名义成分为: Mg-3% Al-0.8% Zn-0.4% Mn (质量分数),经铸造-挤压-轧制的工艺路线,首先制得板厚为 2.1 mm 的板材,最后一道次的轧制压下量约 5%,然后进行等径角轧制,等径角轧制板材尺寸规格为 55 mm × 500 mm。

1.2 实验装置

实验中所用等径角轧制装置如图 1 所示。等径角轧制模具安装于普通双辊轧机上,在等径角轧制过程中,板材首先通过轧辊产生一定的轧制变形,然后利用两轧辊与板材表面的摩擦力来提供足够的挤压力使板材通过等径角模具转角,以此来实现板材的连续剪切变形。

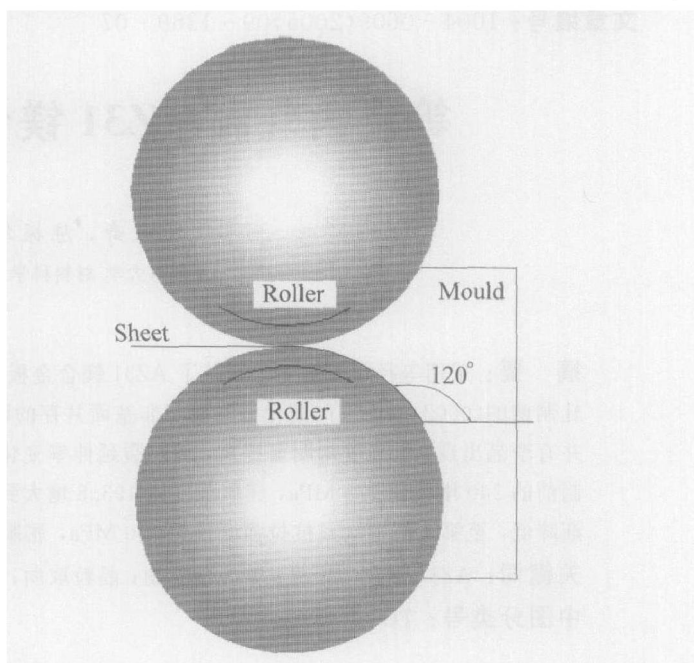


图 1 等径角轧制装置示意图

Fig. 1 Schematic of ECAR device

等径角轧制模具参数列于表 1。由等径角轧制上模与轧辊表面构成的通道为板材的进口,出口由等径角轧制上模和下模所构成,两通道的高度相等均为 2 mm。在等径角轧制过程中,为了能够产生足够的挤压力使板材通过等径角轧制模具转角,同时实现多道次轧制,每道次板材通过轧辊时均进行一定的压下变形,压下量约为 5%,而板材在通过等径角模具转角前后板厚则不发生变化。等径角轧制时,轧辊与等径角模具通道表面均用肥皂润滑。

表 1 等径角轧制模具参数

Oblique angle of channel, $\phi/^\circ$	Curvature angle, $\psi/^\circ$	Oblique radius of channel, r/mm	Curvature radius of corner, R/mm
120	59	4	6

1.3 等径角轧制板材的制备

为了研究等径角轧制对 AZ31 镁合金板材组织与性能的影响,将厚度为 2.1 mm 的 AZ31 镁合金轧制板材经等径角轧制模具分别进行 1、2、3、4 个道次的轧制。等径角轧制过程中,每道次轧制前板材在电阻炉中加热,温度为 420 °C,保温时间 20 min。每道次板材的轧制正方向与轧制面正法向均不变。

1.4 组织、结构与力学性能分析

在 Y-500 型 X 射线衍射仪上,对板材平行于

轧制面的晶体学取向进行分析。为了消除在等径角轧制过程中, 板材表面不均匀变形区对 X 射线分析的影响, 首先将分析试样从单侧减薄至板材厚度的一半左右, 再对该侧进行晶体取向分析。在 XJL-03 型金相显微镜上对制得的 AZ31 镁合金板材进行组织观测, 浸蚀剂配方为: 5 g 苦味酸+ 5 g 冰醋酸+ 10 mL 蒸馏水+ 80 mL 无水乙醇。在 DK77160D 型电火花线切割机上制得拉伸试样, 拉伸试样标距部分尺寸为 10 mm(长) × 5 mm(宽), 在 WDW-E200 微机控制电子万能实验机上, 对板材力学性能进行测定, 试样拉伸方向平行于轧制方向, 并对等径角轧制前和经 1、2 道次等径角轧制的板材拉伸断口进行断口扫描。为了保证测试数据的准确性与可靠性, 对每个条件下的拉伸试样至少重复 3 次实验, 实验结果取平均值。

2 结果与讨论

2.1 变形特征

从板材等径角轧制过程中变形几何特征可知, 在不考虑板材与通道之间的间隙且在厚度方向板材能够充满整个通道的情况下, 可认为板材在通过等径角模具转角时发生的剪切应变与等径角挤压时的变形一样, 因此对等径角轧制板材的剪切应变变量 γ 可采用 Iwahashi 等^[17] 给出的公式来计算:

$$\gamma = 2 \cot \left[\frac{\phi}{2} + \frac{\phi}{2} \right] + \phi \cos \left[\frac{\phi}{2} + \frac{\phi}{2} \right]$$

式中 ϕ 为两通道夹角; ϕ 为通道外侧圆弧角。

根据该公式计算可得每道次的剪切应变变量约为 0.6。但是在本实验中, 等径角轧制的模具间隙为固定值 2 mm, 而随着轧制道次的增加, 板材厚度减小, 板材与模具之间的间隙增加, 那么从几何角度可推知在模具转角处板材的变形将由剪切变形转变为弯曲+ 剪切变形。而实验中也未观测到板材厚度增大的现象, 即没有类似于等径角挤压过程由于发生压缩变形而使材料在通过模具转角后截面积变化的情况。所以, 这说明上述推理是合理的, 即随着间隙的增大, 每道次板材的剪切应变变量逐渐减小。Utsunomiya 等^[13] 的研究亦证明模具与板材间的间隙增加, 剪切应变变量减小。

在等径角轧制过程中, AZ31 镁合金板材在通过等径角轧制模具转角后, 由于发生了剪切变形, 晶粒将发生转动, 原有的晶粒取向被改变。图 2 所示为等径角轧制前和经 1、2、3、4 个道次等径角轧制后, 平行于轧制面板材的 X 射线衍射谱。

从图 2 可以看出, 在等径角轧制前, 板材具有很强的(0002)基面取向。经等径角轧制后, (10 $\bar{1}$ 0)棱柱面、(10 $\bar{1}$ 1)和(10 $\bar{1}$ 2)锥面与(0002)基面的比强度均有明显增加, 这表明板材的晶粒取向发生了改变, 从等径角轧制前强烈的(0002)基面取向演变为基面与非基面共存的取向。随着轧制道次的增加, 晶粒进一步发生转动, 但其 X 射线衍射峰图谱基本上与第 1 道次的类似, 衍射峰仍以(0002)面的最强, 两个角锥面与(0002)基面衍射峰的相对强度有所增加, (10 $\bar{1}$ 0)棱柱面与基面衍射峰的相对强度则略有降低, 其它各衍射峰的相对强度也有一定的变化。

从 X 射线衍射分析可知, 经等径角轧制后, 随着轧制道次的增加, 虽然板材的晶粒取向发生了改变, 但仍以(0002)基面的衍射峰最强, 这主要与一个道次等径角轧制产生的剪切应变变量以及在每道次轧制时约 5% 的压下量有关。在每道次发生剪切变形时, 使板材的晶粒取向发生改变, 但是剪切变形前的约 5% 轧制压下量使得板材又趋于形成基面取向, 从而在 1 个道次以后每道次剪切应变变量不大的情况下(第 1 道次的最大值为 0.6), 使两者对晶粒取向的影响几乎抵消, 但仍保留了第 1 个道次的等径角轧制晶粒取向。

2.2 显微组织

等径角轧制前和经不同道次等径角轧制后的 AZ31 镁合金板材显微组织如图 3 所示。从图 3 可以看出, 在等径角轧制前, 板材组织多为等轴状, 除部分较大粗晶外, 多为由动态再结晶而产生的细晶; 经等径角轧制后, 晶粒有所长大, 且多为粗晶, 1 个道次轧制后, 板材中还存在大量的孪晶, 随着轧制道次的增加, 孪晶数量逐渐减少。这是因为, 在等径角轧制过程, 每道次轧制前板材在 420 °C 下保温 20 min, 发生了静态再结晶, 且晶粒已经长大。因根据林^[18] 的研究, 在 200 °C 下, 经 30 min 的退火即可发生完全再结晶, 且随着温度的升高, 发生完全再结晶的时间会更短。而在等径角轧制过程中, 每道次轧制压下量约为 5%, 不足以使其发生动态再结晶。又由于轧辊及等径角模具均为冷态, 所以当板材在轧制变形后, 通过模具转角前, 板材温度已经很低, 在该实验中的剪切应变变量(约 0.6)下, 板材难以发生动态再结晶, 所以其晶粒未能得到细化。

在板材通过等径角模具转角发生剪切变形时温度较低, 此时对于镁合金这种密排六方结构的金属

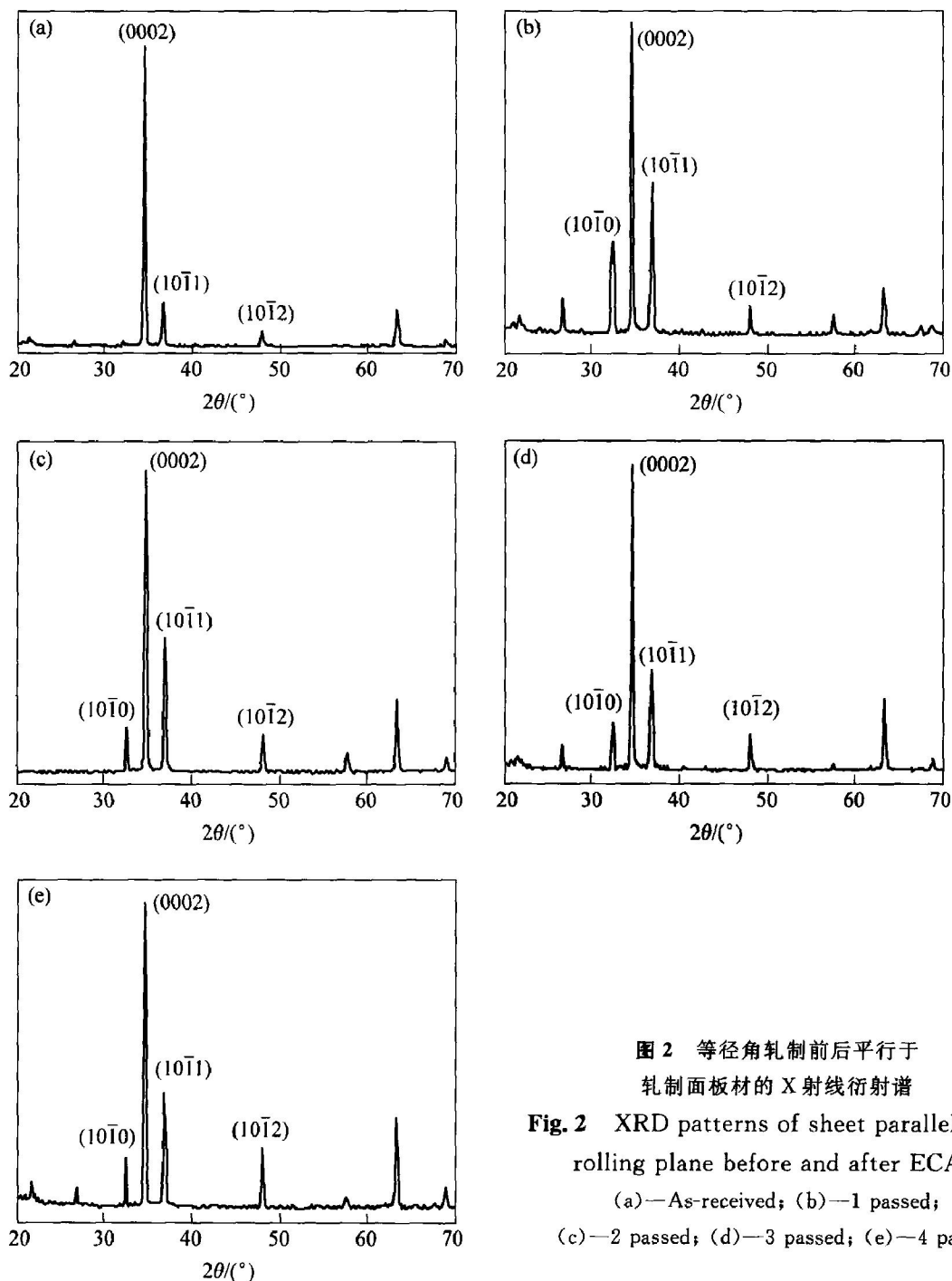


图 2 等径角轧制前后平行于
轧制面板材的 X 射线衍射谱

Fig. 2 XRD patterns of sheet paralleling on
rolling plane before and after ECAR

(a)—As-received; (b)—1 passed;
(c)—2 passed; (d)—3 passed; (e)—4 passed

就极易发生孪生变形,从而导致大量的孪晶出现。而在每道次之间的退火过程中,又由于发生了静态再结晶,前一道次等径角轧制所产生的孪晶就消失了。而随着轧制道次的增加,剪切应变量减小,所以孪晶数量逐渐减少。

2.3 力学性能

图 4 所示为实验中一组典型的等径角轧制前和经不同道次等径角轧制后 AZ31 镁合金板材单向拉伸名义应力—应变曲线。从图 4 可看出,经 1 个道次等径角轧制后,板材的强度增加,其曲线特征与

1 个道次等径角挤压的 AZ31 镁合金的拉伸曲线类似^[19],随着轧制道次的增加,拉伸曲线与等径角轧制前的趋于一致,从图中可看出 3、4 道次的拉伸曲线几乎与等径角轧制前的相重合。

实验中等径角轧制前、后 AZ31 镁合金板材的平均强度和断裂延伸率如图 5 所示。从图 5 可看出,经等径角轧制后,随着轧制道次的增加,板材的抗拉强度和屈服强度均有所降低,但仍高于未经等径角轧制的板材,而板材的断裂延伸率与轧制前相比则有所降低,尤其是 1 个道次轧制后,由轧制前的 25% 降至 20%,但随之,延伸率则又有提高,

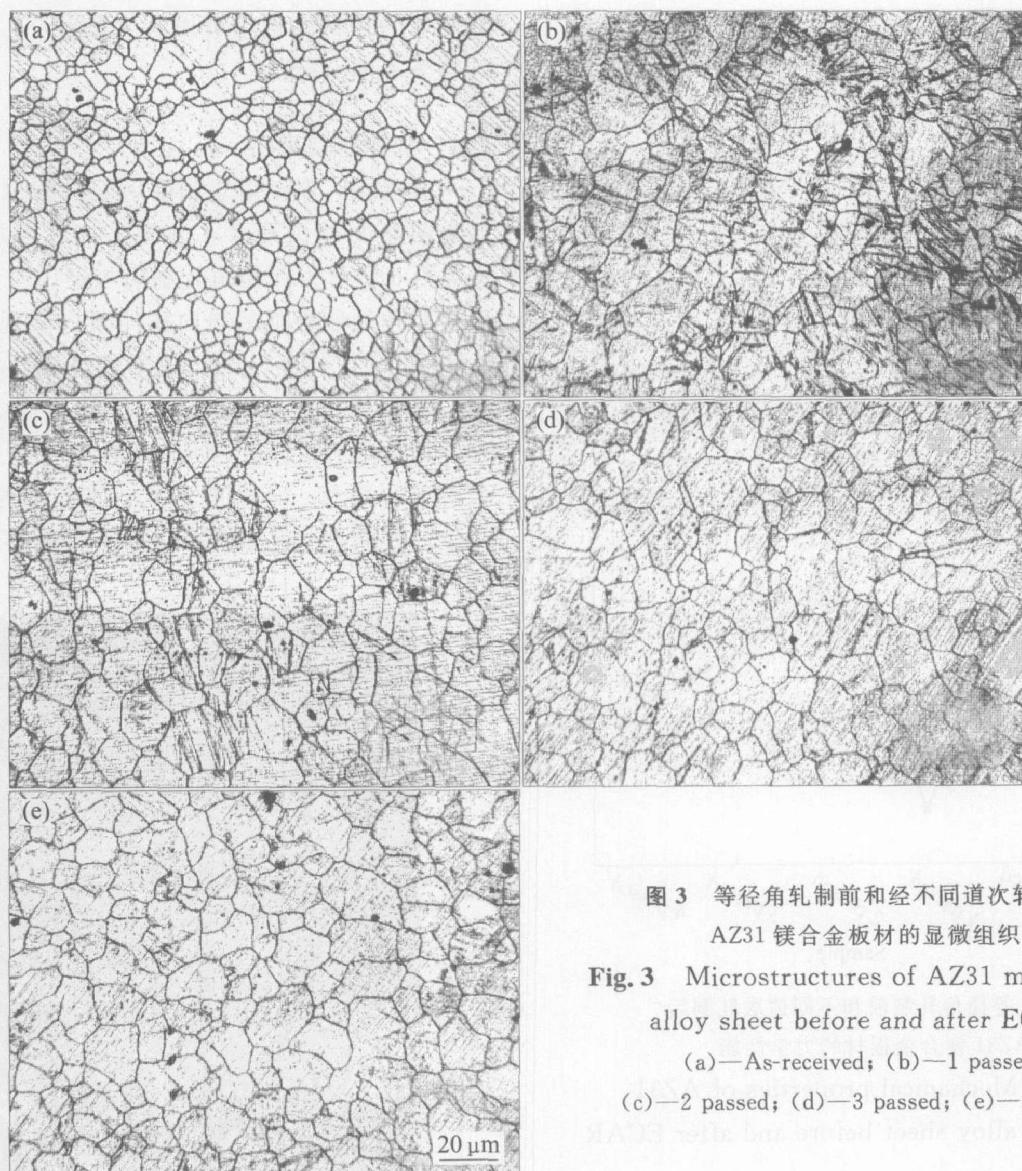


图 3 等径角轧制前和经不同道次轧制后 AZ31 镁合金板材的显微组织

Fig. 3 Microstructures of AZ31 magnesium alloy sheet before and after ECAR

(a)—As-received; (b)—1 passed;
(c)—2 passed; (d)—3 passed; (e)—4 passed

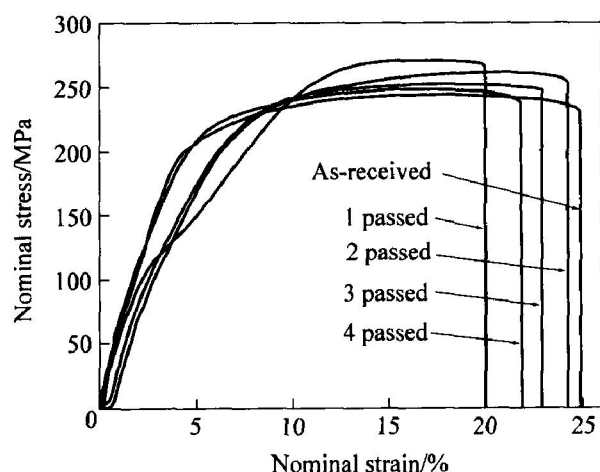


图 4 等径角轧制前和经不同道次轧制后 AZ31 镁合金板材拉伸名义应力—应变曲线

Fig. 4 Tensile nominal stress—strain curves of AZ31 magnesium alloy sheet before and after ECAR

而后随着轧制道次的增加, 又略有降低。

经等径角轧制后 AZ31 镁合金板材的力学性能之所以呈现图 4、5 所示的特征, 这是由于对于给定的金属材料, 其力学性能受晶粒取向与织构、晶粒度、二次相的分布、孪晶的数量与形貌、加工工艺、热处理状态、变形温度、变形速度以及杂质、孔洞等因素的综合影响。对于镁合金, 在室温下其塑性变形主要以 $\{0001\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移和 $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$ 锥面孪生为主。根据单晶体滑移理论, 当滑移面处于软取向时其分切应力较大, 滑移系容易启动, 而处于硬取向时则难以启动, 产生几何强化。那么, 在等径角轧制前具有基面取向的 AZ31 镁合金板材由于其变形抗力大, 应该具有高的强度, 而等径角轧制后具有非基面取向的板材其强度应该较低, 但是从图 5 可知并非如此。且根据 Hall-Petch 公式,

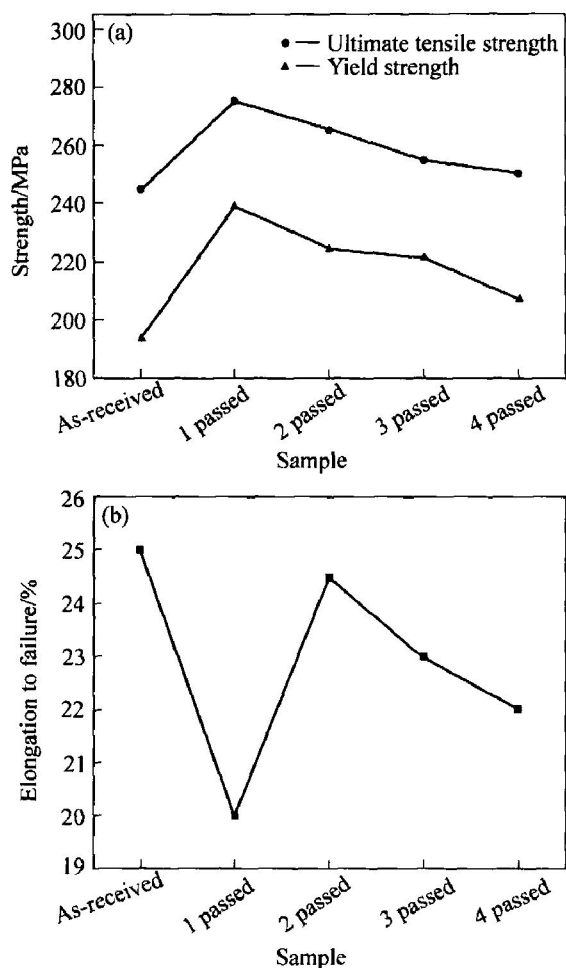


图 5 等径角轧制前和不同道次轧制后 AZ31 镁合金板材的力学性能

Fig. 5 Mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheet before and after ECAR

经等径角轧制后板材的晶粒有所长大(图 3), 其强度亦应该降低。这表明实验中经等径角轧制工艺制备的 AZ31 镁合金板材具有反常的力学性能。

从图 3 可看出, 等径角轧制后, 板材中出现大量的孪晶, 尤其是 1、2 道次轧制后的板材。而在镁合金的塑性变形过程中孪生作为一种协调变形机制具有极其重要的作用, 一方面, 孪生提供附加的独立滑移系, 形成回复区提高材料的韧性, 另一方面孪生通过阻碍位错运动来产生加工硬化, 形成应力集中区和失效区, 提高材料强度, 降低材料塑性^[20]。正是鉴于孪生在镁合金塑性变形中的复杂作用, 导致等径角轧制 AZ31 镁合金板材出现反常的力学性能(如图 5 所示), 而第 3、4 道次轧制的板材中孪晶很少, 其单向拉伸应力—应变取向几乎与等径角轧制前的重合, 亦证明了孪生在镁合金塑性变形中作用的复杂性。此外, 当材料的晶粒较大时, 在塑性变形的过程中晶粒之间的协调变形能力

降低, 从而亦会导致其断裂延伸率降低。而等径角轧制后的板材晶粒均有所长大(图 3), 所以其断裂延伸率亦略有降低。

2.4 拉伸断口分析

实验中, 等径角轧制前后板材的拉伸宏观断口均有明显的缩颈现象, 呈现出韧性断裂的形貌特征。图 6 所示为等径角轧制前与经 1 个道次和 2 道次等径角轧制板材的单向拉伸断口微观形貌。从图 6 可看出, 拉伸断口的扫描形貌呈撕裂棱与韧窝共存, 因此认为是韧性断裂。虽然镁合金的塑性较差, 但经轧制变形后, 使材料在塑性变形过程中包含有晶界滑移、转动的形式, 使合金的塑性提高, 产生韧性断裂。这亦表明在本实验条件下, 经等径

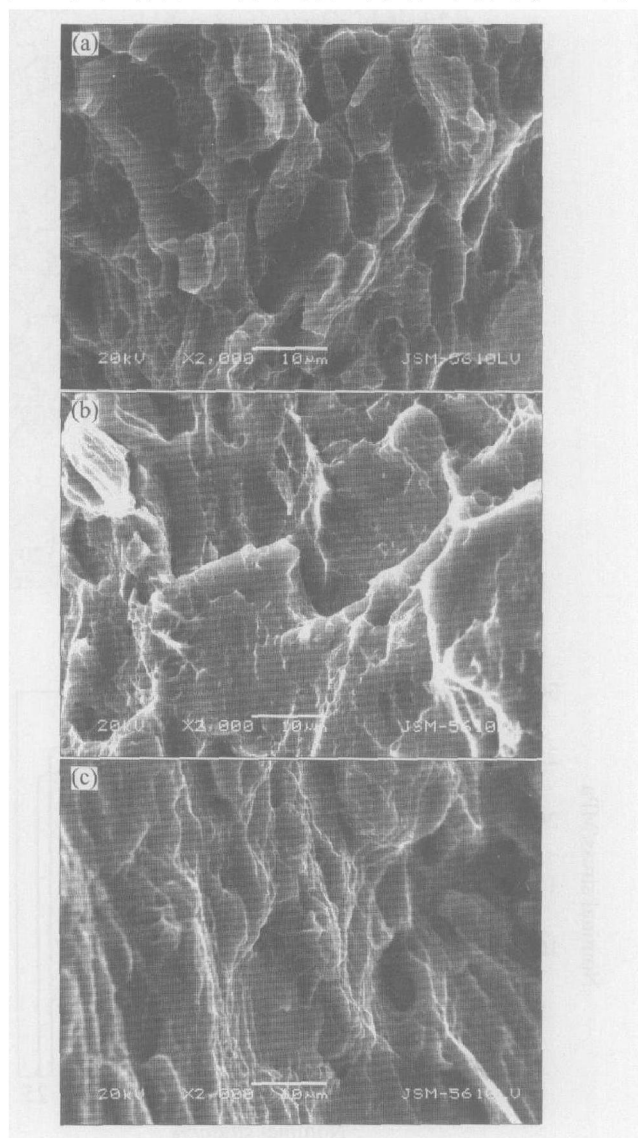


图 6 等径角轧制前后 AZ31 镁合金板材拉伸断口形貌
Fig. 6 Tensile fracture morphologies of AZ31 magnesium alloy sheet before and after ECAR
(a) —As received; (b) —1 passed; (c) —2 passed

角轧制后, AZ31 镁合金板材的断裂机理并未发生改变。

3 结论

1) 经等径角轧制后, 板材发生了剪切变形, 晶粒取向由原来的(0002)基面取向转变为基面取向与非基面取向共存。

2) 在实验条件下, 板材的晶粒与等径角轧制前相比发生了长大, 并有孪晶生成, 且随着轧制道次的增加, 孪晶数量逐渐减少。

3) 与等径角轧制前的板材相比, 等径角轧制后板材的强度明显提高, 而断裂延伸率变化不大, 尤其是 1 个道次轧制的板材, 其抗拉强度由等径角轧制前的 240 MPa 增大到 275 MPa, 屈服强度由 193.8 MPa 增大到 239.2 MPa。

4) 随着等径角轧制道次的增加, 板材的强度逐渐降低, 至第 4 个道次其抗拉强度降低至 250 MPa, 屈服强度降低至 207.3 MPa。

REFERENCES

- [1] Iwanaga K, Tashiro H, Okamoto H, et al. Improvement of formability from room temperature to warm temperature in AZ31 magnesium alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004, 155 - 156: 1313 - 1316.
- [2] Kalidindi S R. Modeling anisotropic strain hardening and deformation textures in low stacking fault energy materials[J]. International Journal of Plasticity, 2001, 17: 837 - 860.
- [3] Poss R. Sheet metal production of magnesium[J]. Materials Science Forum, 2003, 419 - 422: 327 - 336.
- [4] Perez Prado M T, Valle J A, Contreras J M, et al. Microstructural evolution during large strain hot rolling of an AM60 Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 661 - 665.
- [5] Valle J A, Prado M T, Ruano O A. Texture evolution during large strain hot rolling of the AZ61 Mg alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A355: 68 - 78.
- [6] 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.
- [7] Mabuchi M, 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.
- [8] 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.
- [9] Horita Z, Furukawa M, Nemoto M, et al. Superplastic forming at high strain rates after severe plastic deformation[J]. Acta Mater, 2000, 48(14): 3633 - 3640.
- [10] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S, et al. Effect of microstructural factors on tensile properties of an ECAE-processed AZ31 magnesium alloy[J]. Mater Trans, 2003, 44(4): 468 - 475.
- [11] Koike J. New deformation mechanisms in fine grain Mg alloys[J]. Materials Science Forum, 2003, 419 - 422: 189 - 194.
- [12] Saito Y, Utsunomiya H, Suzuki H. Improvement in the r-value of aluminum strip by a continuous shear deformation process[J]. Scripta Materialia, 2000, 42: 1139 - 1144.
- [13] Utsunomiya H, Hatsuda K, Sakai T, et al. Continuous grain refinement of aluminum strip by conshearing[J]. Mater Sci Eng A, 2004, A372: 199 - 206.
- [14] Lee J C, Seok H K, Han J H, et al. Controlling the textures of the metal strips via the continuous confined strip shearing(C2S2) process[J]. Materials Research Bulletin, 2001, 36: 997 - 1004.
- [15] Lee J C, Seok H K, Suh J Y. Microstructural evolutions of the Al strip prepared by cold rolling and continuous equal channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2002, 50: 4005 - 4019.
- [16] Han J H, Oh K H, Lee J C. Effect of accumulative strain on texture evolution in 1050 Al alloys processed by continuous confined strip shearing[J]. Mater Sci Eng A, 2004, A387 - 389: 240 - 243.
- [17] Iwahashi Y, Wang J, Horita Z, et al. Principle of equal channel angular pressing for the processing of ultrafine grained materials[J]. Scripta Materialia, 1996, 35(2): 143 - 146.
- [18] 林英男. AZ31 镁合金晶粒细化及成形性研究[D]. 台湾: 国立中央大学, 2002.
- [19] LIN Ying-nan. Research of Grain Refinement and Formability of AZ31 Magnesium Alloy[D]. Taiwan: National Central University, 2002.
- [19] Agnew S R, Horton J A, Lillo T M, et al. Enhanced ductility in strongly textured magnesium produced by equal channel angular processing[J]. Scripta Materialia, 2004, 50: 377 - 381.
- [20] Koike J, Ohyama R, Kobayashi T, et al. Grain boundary sliding in AZ31 magnesium alloys at room temperature to 523 K[J]. Materials Transactions, 2003, 44(4): 445 - 451.

(编辑 陈爱华)