

# AZ31 镁合金压缩过程中织构对微观变形机制的影响

宋广胜<sup>1</sup>, 陈强强<sup>1</sup>, 徐勇<sup>2</sup>, 张士宏<sup>2</sup>

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110037)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:**以 AZ31 镁合金热轧板材为研究对象, 利用电子背散射衍射(EBSD)技术, 研究了与板材法向(ND)分别成 0°, 30°, 60°和 90°的试样在室温压缩过程中织构对滑移和孪晶启动的影响。结果表明, 0°试样有很高的屈服强度但无明显的屈服平台。拉伸孪晶的临界剪切应力(CRSS)比基面滑移的大。随着角度的增加, 试样产生的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶越来越多。0°试样由于很难发生拉伸孪晶, 变形主要由滑移来完成, 小角度晶界增加明显。柱面滑移的作用使得 60°试样的小角度晶界明显高于 30°试样的小角度晶界。

**关键词:** AZ31 镁合金; 压缩; 滑移; 孪晶; 小角度晶界

**中图分类号:** TG146.2+2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2016)12-3186-06

室温下, 镁合金塑性变形过程中难以启动足够数量的独立滑移系, 是其有限的塑性和低成形性的主要原因<sup>[1-5]</sup>。镁合金变形过程中, 其塑性应变主要由滑移和 $\{10\bar{1}2\}<10\bar{1}1>$ 拉伸孪晶来协调, 在垂直于晶粒 C 轴压应力作用下, 变形后的织构将呈现一定的特点, 即大多数晶粒 C 轴偏向于压缩方向<sup>[6-8]</sup>。镁合金轧制板材具有典型的基面织构, 即多数晶粒的 C 轴与 ND 平行, 在垂直于板材法线的压应力作用下, 将产生拉伸孪晶(Tension Twinning, TT)。相反, 当晶粒沿板材法向受压时, 将不会产生拉伸孪晶且基面滑移也很难发生<sup>[9-11]</sup>。

变形过程中, 织构对镁合金的显微组织及力学性能有重要影响。Mabuchi<sup>[12]</sup>在室温下对常规挤压和等径角挤压工艺制得的晶粒度相同的 AZ91 镁合金进行拉伸实验, 发现两者沿挤压方向的屈服强度有明显差异; Kaiser<sup>[13]</sup>发现 AZ31 镁合金轧制板材沿轧制方向的屈服强度低于横向的屈服强度, 但提高轧制温度时各向异性将会减弱。为了探究镁合金压缩过程中不同初始织构对滑移和孪晶 2 种微观变形模式的影响, 设计了与板材法向成不同角度的多角度压缩实验。初始轧制板材具有强烈的基面织构, 从板材上切取立方体压缩试样, 它们的压缩轴分别与 ND 成 0°, 30°, 60°和 90°。利用电子背散射衍射技术研究试样变形前后的晶粒取向及织构变

化, 从而探究压缩过程中初始织构对微观变形机制和宏观力学性能的影响。

## 1 实验

本研究所用材料为商用 AZ31 镁合金热轧板材, 厚度为 7 mm。由于原始板材厚度的限制, 多角度压缩的 0°, 30°, 60°和 90°试样尺寸(单位: mm)不尽相同, 其尺寸及取样方式如图 1 所示。试样在室温下进行压缩试验, 压缩轴分别与 ND 成 0°, 30°, 60°和 90°, 即与截取试样的角度相同, 每个试样的压缩变形量为 10%, 变形速度为 1 mm/min。压缩变形在 SANS-CMT-5105 微机控制电子万能试验机上进行。在压缩变形前后, 采用 EBSD 技术对试样的压缩面进行晶粒取向测定, EBSD 实验中, 放大倍数设为 300 倍, 步长为 1.5 μm。

EBSD 制样时, 试样首先进行研磨和机械抛光, 然后进行电解抛光, 电解液为 10%的高氯酸+90%乙醇, 电解温度为-30 °C, 电解电压为 15 V, 稳定电流强度约 0.01 A, 电解时间 150 s, 电解后的试样放入丙酮中进行超声波清洗 2 min, 最后冷风吹干, 防止氧化。EBSD 实验在装有 EBSD 系统的钨灯丝扫描电镜(TESCAN5136XM)上进行, 所测得数据采用 HKL Channel5.0 软件进行处理。

收稿日期: 2015-12-05

基金项目: 国家自然科学基金项目(5077521, 51174189); 辽宁省教育厅项目(L2011024)

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 110037, 电话: 024-89724198, E-mail: songgs17@163.com

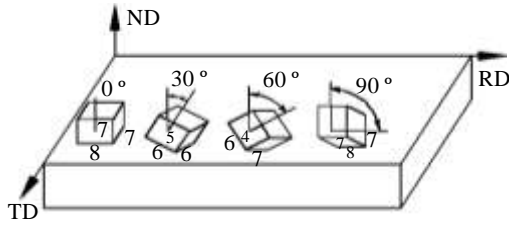


图 1 镁合金试样取样方式及尺寸  
Fig.1 Sampling method and size of the Mg alloy sample

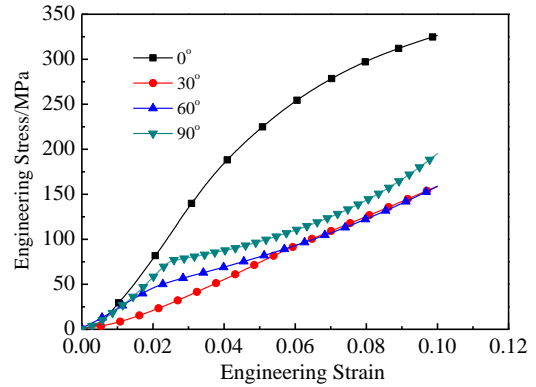


图 2 多角度压缩试样的应力-应变曲线  
Fig.2 Stress-strain curves of multi-angles compression specimens

## 2 结果与讨论

### 2.1 应力-应变曲线

图 2 为与板材 ND 成不同角度的试样室温压缩应力-应变曲线。每个试样的最大变形量都为 10%。可以看出，0°试样的屈服强度明显大于其余试样且无屈服平台。30°、60°和 90°试样的屈服强度较小，应力-应变曲线比较平缓。另外，90°试样的屈服应力(Yield Stress, YS)高于 30°和 60°试样的 YS，并且有明显的屈服平台。

上述应力-应变曲线的差别，主要是因为不同角度压缩时滑移和孪晶的启动难易程度不同及参与变形的比例不同造成的。室温下，0°试样压缩时，压缩轴与 ND 平行，不利于拉伸孪晶和基面滑移系的启动，造成其 YS 很高，且此时柱面滑移控制着屈服应力的<sup>[14]</sup>大小，而柱面滑移的 CRSS 相对于基面滑移和拉伸孪晶很高。30°和 60°试样压缩时，(0001)基面滑移比较容易激活且能够发生{10 $\bar{1}2$ }拉伸孪晶，屈服应力较小。90°试样的压缩轴与大部分晶粒的 C 轴垂直，{10 $\bar{1}2$ }拉伸孪晶大量产生，此时拉伸孪晶控制着 YS 的大小，应力-应变曲线为典型的滑移+孪晶 S 型压缩变形曲线。由于 90°试样的 YS 高于 30°和 60°的 YS，结合上面的分析可知拉伸孪晶的 CRSS 比基面滑移的 CRSS 大。

### 2.2 孪晶和滑移特征

采用 EBSD 技术所测得晶粒取向图可以用来判定滑移和孪晶在变形中的启动变化情况。根据在取向图中的晶粒内是否存在  $86.3^\circ \langle 12\bar{1}0 \rangle$  的特征取向差关系，可以识别出{10 $\bar{1}2$ }<10 $\bar{1}1$ >拉伸孪晶。然而，随着应变的增加，开始产生的孪晶带会不断扩展，当变形量达到一定值时，孪晶界将扩展至整个晶粒，从取向图中可能看不出明显的孪晶<sup>[7,15]</sup>。但可以通过变形前后的晶粒取向变化关系来判断晶粒是否发生了拉伸孪晶，例如轧制板材具有强烈的基面织构，即多数晶粒的 C 轴都与 ND 平行，若发生拉伸孪晶，晶粒将发生 86.3°的偏转而使取向产生明显改变。在这里，统计的拉伸孪晶界比例只是一个统计值而非绝对值，定性反映拉伸孪晶产生的多少。

图 3 分别为 0°、30°、60°和 90°试样在室温下压缩 10%后的晶粒取向图。从图中可以看出，随着角度的增加，拉伸孪晶所占比例逐渐增加。0°和 30°试样变形后孪晶产生的很少，0°试样几乎没有。而 60°和 90°试样的孪晶较多，因为随着角度的增加，拉伸孪晶的 Schmid 因子(Schmid Factor, SF)越来越大，晶粒取向越来越有利于拉伸孪晶的产生，所以产生了很多的拉伸孪晶，图 2 所示的 90°试样的应力-应变曲线出现的明显屈服平台正是因为发生了大量拉伸孪晶的缘故。根据取向差统计

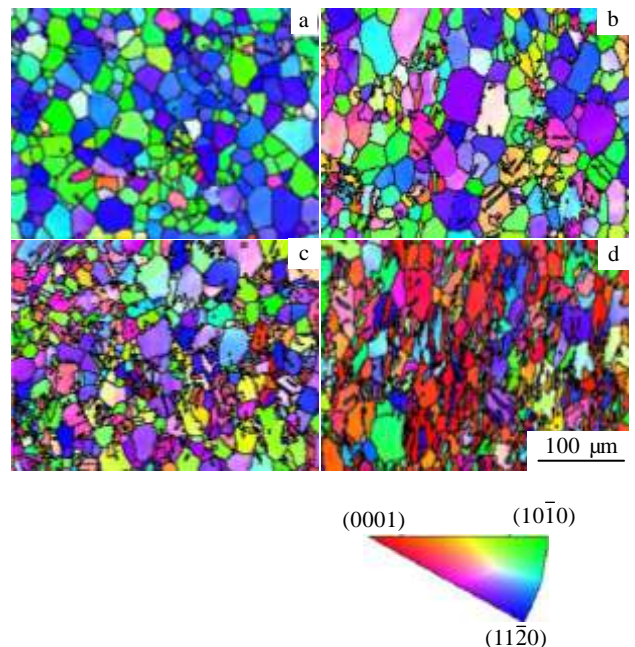


图 3 不同角度试样室温压缩  $\epsilon=0.1$  时的晶粒取向图  
Fig.3 Grain orientation micrographs of the samples after room temperature compression to  $\epsilon=0.1$  at different angles: (a) 0°; (b) 30°; (c) 60°; and (d) 90°

计算结果表明, 0°, 30°, 60°和 90°试样的拉伸孪晶晶界所占比例分别为 2.05%, 11%, 12.7%和 20.5%。可以看出, 其比例是逐渐增加的。

通常, 金属的微观塑性变形模式主要是指滑移和孪晶。孪晶一般不产生明显的小角度晶界, 而滑移会产生明显的小角度晶界<sup>[16]</sup>。小角度晶界一般是由位错滑移产生的<sup>[17]</sup>, 而且滑移量越多, 小角度晶界越多。图 4 为不同角度的试样压缩后的取向差角和旋转轴分布图。从图中可以看出, 随着角度的增大, 80°~90°的大角度晶界比例逐渐增加, 并且取向差旋转轴大部分集中在  $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$  附近, 与拉伸孪晶的取向差  $86.3^\circ \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$  相符, 这说明由于发生  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$  拉伸孪晶使得大角度晶界增加, 这与图 3 所示拉伸孪晶的变化情况相同。图 4a 表明 0°试样压缩后小角度晶界增加明显, 而大角度晶界比例很小, 这主要是因为压缩轴沿 ND 方向, 不利于  $\{10\bar{1}2\}$  拉伸孪晶的产生,

变形主要由滑移完成, 所以造成小角度晶界增加明显。而 30°, 60°和 90°试样的小角度晶界比例小于 0°试样, 这是因为拉伸孪晶参与变形的比例有所增加。另外, 在图 4b, 4c 和 4d 中的取向差角为 55°~60°时有一峰值, 并且取向差旋转轴都集中在  $\langle 01\bar{1}0 \rangle$  附近, 这种取向符合  $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$  拉伸孪晶的 6 个变体间的  $60^\circ \langle 10\bar{1}0 \rangle$  取向差关系<sup>[15,18]</sup>, 说明该角度的峰值是拉伸孪晶变体间相遇的结果。

对比图 4b, 4c 和 4d 还可以看出, 60°和 90°试样产生的小角度晶界多于 30°试样。由上面分析可知, 小角度晶界是由位错滑移造成的, 则 3 幅图中小角度晶界的差异也是由 3 个试样的滑移机制差异造成的。

图 5 为不同加载情况下计算的基面和柱面滑移的 SF 的示意图。因为锥面  $\langle a \rangle$  滑移和  $\langle c+a \rangle$  滑移的 CRSS 很大, 在室温下发生的很少, 所以这里 30°, 60°和 90°试样只考虑发生的基面和柱面滑移。

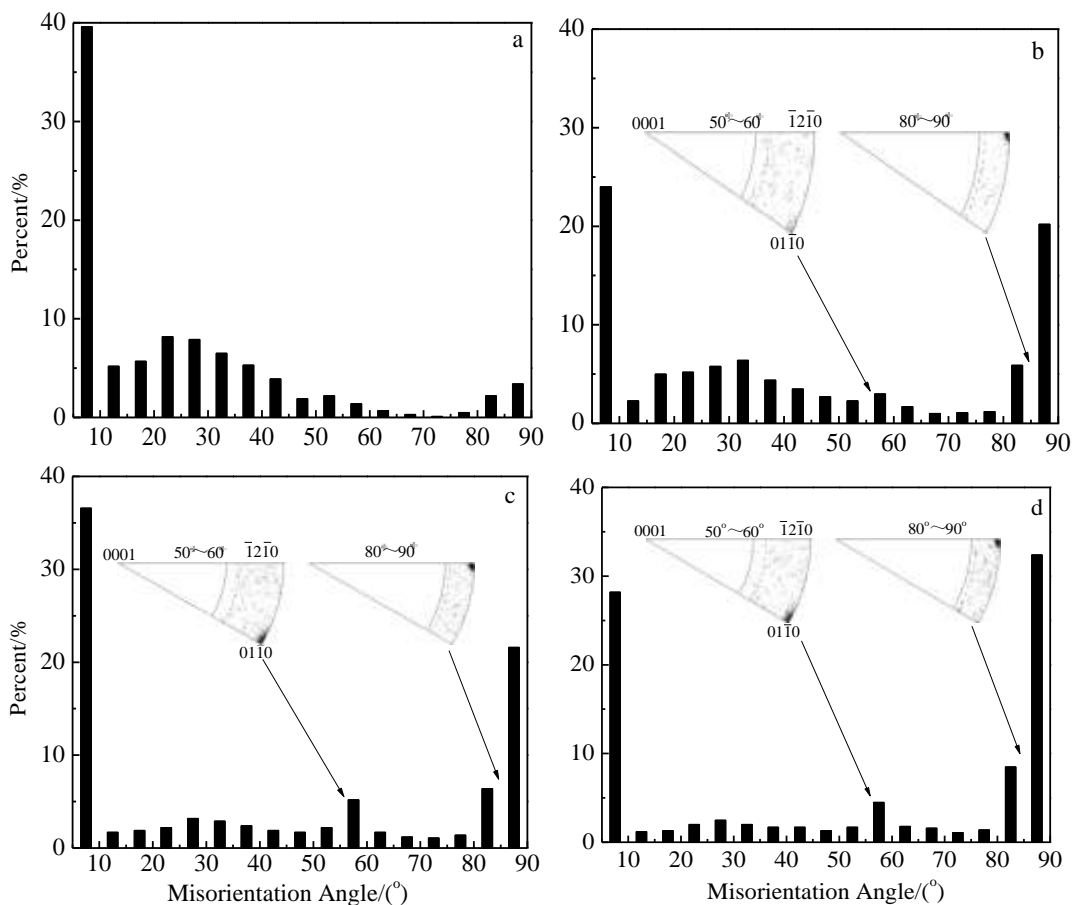


图 4 不同角度试样压缩后的取向差角和旋转轴分布

Fig.4 Distributions of misorientation angle and rotation axis of the specimen after compression at different angles: (a) 0°, (b) 30°, (c) 60° and (d) 90°

从图 5c~5e 可以看出, 当加载轴的  $\theta$  确定的情况下, 无论  $\beta$  等于  $30^\circ$  还是  $60^\circ$ , 基面滑移的 SF 相等, 所以其启动变化情况应该相同, 即  $30^\circ$  和  $60^\circ$  试样压缩后产生的基面滑移量相近。所以,  $60^\circ$  试样产生的小角度晶界比  $30^\circ$  试样多, 是因为它们的柱面滑移的差别。从图 5f~5h 中柱面滑移的 SF 和加载轴与 C 轴的夹角  $\beta$  的关系可以看出, 随着  $\beta$  的增大, 柱面滑移的 SF 逐渐增大, 则其启动所需的应力越来越小, 产生的量也越来越多。正因为  $60^\circ$  试样柱面滑移的 SF 比  $30^\circ$  试样的大, 在变形过程中发生了更多的柱面滑移, 所以才产生了更多的小角度晶界(如图 4c 所示)。  $90^\circ$  试样的小角度晶界介于  $60^\circ$  和  $30^\circ$  试样之间, 这是因为  $90^\circ$  试样的加载轴与 C 轴垂直, 从图 5c~5h 可以看出, 此时基

面滑移的 SF 为 0, 不能产生, 而柱面滑移的 SF 很大, 容易产生。正是由于这一特征取向关系,  $90^\circ$  试样产生的柱面滑移比另外 2 个试样多, 而基面滑移比它们少, 所以其小角度晶界介于两者之间。

对于  $0^\circ$  试样, 图 3a 显示晶粒内几乎无孪晶产生, 而完全由滑移模式完成变形, 产生的小角度晶界比例高于其他试样。图 5c~5h 显示对于  $\beta$  为  $0^\circ$  的载荷情况, 基面和柱面滑移系都处于绝对硬取向而不能启动, 此时  $\langle c+a \rangle$  锥面滑移对变形起着重要作用<sup>[19]</sup>。相比于锥面滑移, 基面和柱面滑移启动所需的 CRSS 要小得多, 较小的 SF 也可能满足其启动条件。对于  $0^\circ$  试样, 部分晶粒的 C 轴与 ND 非严格平行, 即对应的  $\beta$  略大于  $0^\circ$ , 满足了基面和柱面滑移系启动条件。

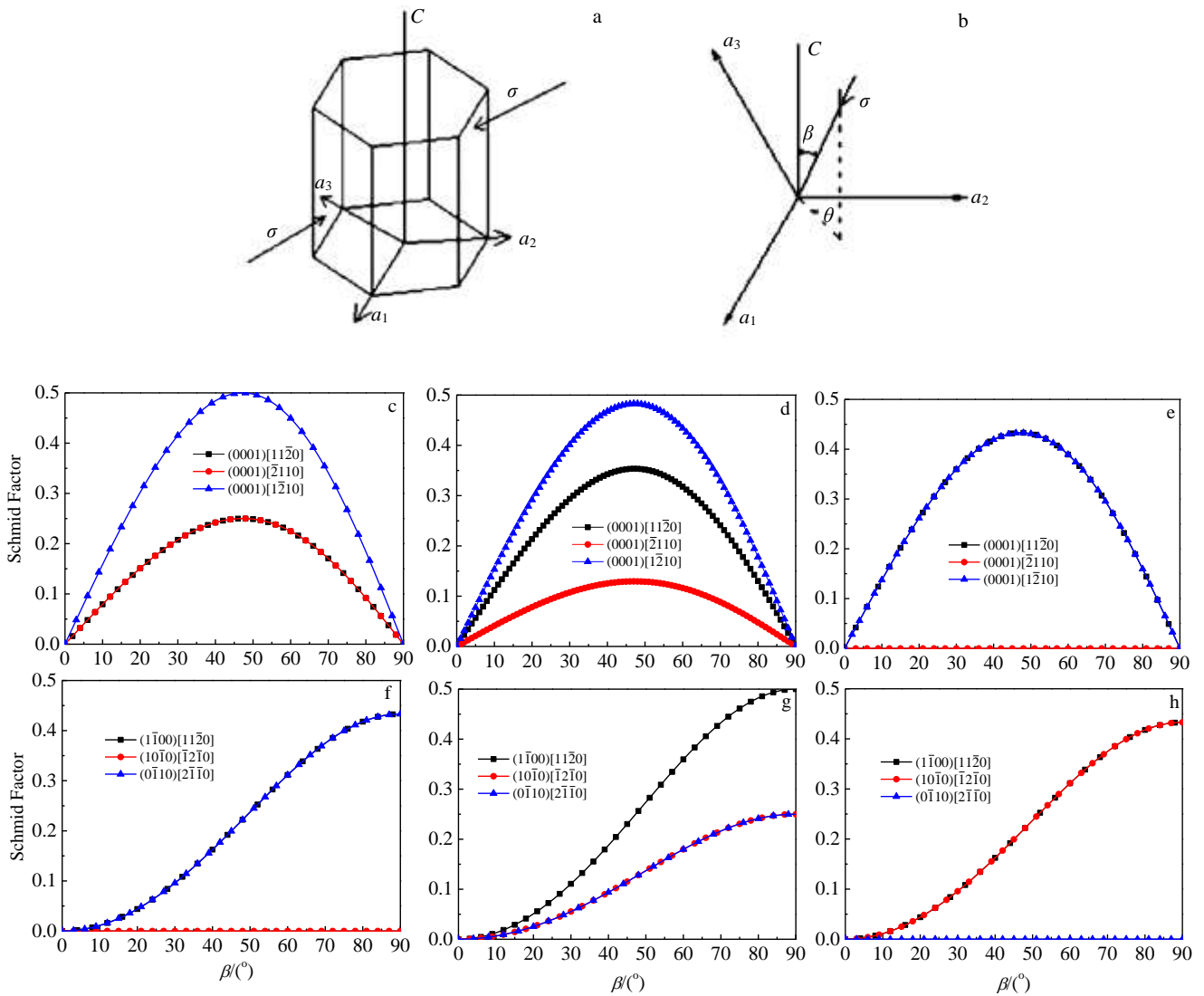


图 5 不同加载情况下基面和柱面滑移系的 SF 计算

Fig.5 SF calculation of basal and prismatic slips under different loadings: (a) schematic of relation between loading and grain orientation; (b) definition of the  $(\theta, \beta)$  coordinate; SFs of basal (c, d, e)  $\langle a \rangle$ , prismatic (f, g, h)  $\langle a \rangle$  slips; (c, f)  $\theta=0^\circ$  (d, g)  $\theta=15^\circ$  (e, h)  $\theta=30^\circ$

### 2.3 结构变化

图 6 为不同角度试样在室温下压缩 10% 后的 {0001} 和 {10 $\bar{1}0$ } 极图, 极图中心为压缩轴方向。{0001} 极图的差异主要是由于试样的初始结构和在压缩过程中孪晶变化造成的。0° 试样仍保持原始板材的基面织构, 即晶粒的 C 轴仍与压缩轴 (ND) 平行, 这说明 0° 试样没有发生明显的孪晶。30° 试样的晶粒 C 轴偏离压缩轴 30° 左右, 这是因为其变形前晶粒 C 轴与压缩轴的夹角就为 30°, 在变形过程中孪晶发生的又比较少的原因。60° 试样的 {0001} 极图出现双峰分布的特

征, 如图 6c 所示。文献[7]的研究也发现了类似变化, 他们认为高密度的峰值是由孪晶和一些滑移引起的晶粒旋转造成的, 而较小密度的峰值是未发生孪晶的初始织构。在本研究中, 由上面的分析可以看出, 在 60° 试样变形过程中, {10 $\bar{1}0$ } 柱面滑移起着重要作用, 所以可以推测, {10 $\bar{1}0$ } 柱面滑移对极密度双峰分布产生了重要影响。由于大量 {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶的产生, 90° 试样中有大量晶粒发生 86.3° 的偏转, 使得 {0001} 极图中心出现一明显峰值。

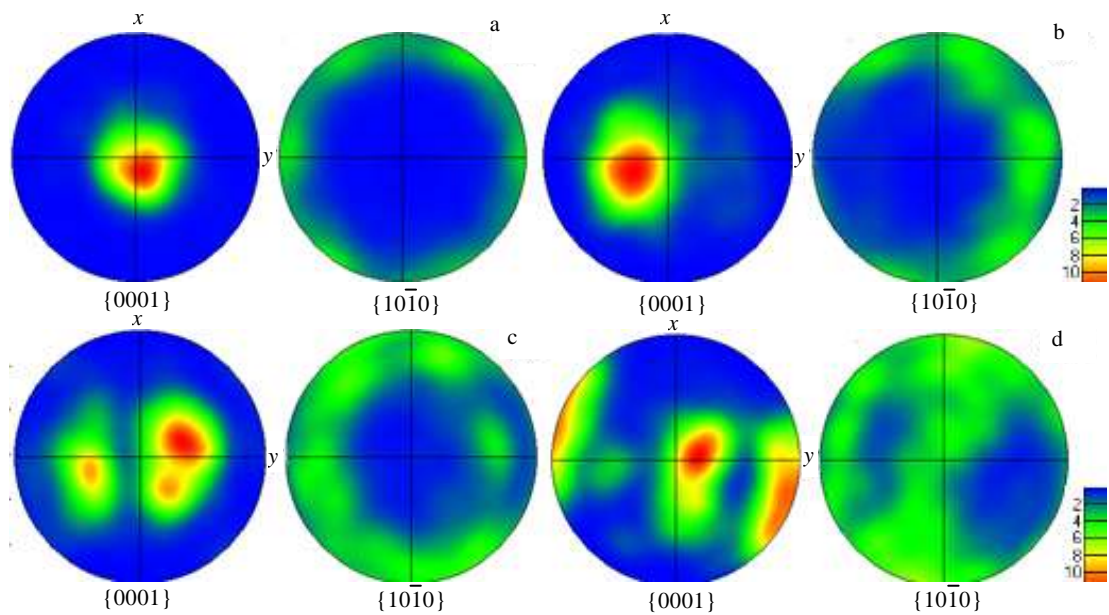


图 6 不同角度试样室温压缩  $\epsilon = 0.1$  时的极图

Fig.6 Pole figures of samples after room temperature compression at different angles to  $\epsilon = 0.1$ : (a) 0°, (b) 30°, (c) 60°, and (d) 90°

### 3 结 论

1) 0° 试样的屈服强度很高且屈服应力是由柱面滑移控制的, 由拉伸孪晶控制屈服的 90° 试样的 YS 高于 30° 和 60° 试样的 YS, 而 30° 和 60° 试样的 YS 是基面滑移和拉伸孪晶共同作用的结果, 所以可确定拉伸孪晶的 CRSS 高于基面滑移。

2) 随着角度的增加, 试样产生的 {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶越来越多, 大角度晶界所占比例越来越高。

3) 0° 试样由于很难发生拉伸孪晶, 变形主要由滑移来完成, 小角度晶界所占比例最高, 柱面滑移的作用使得 60° 试样的小角度晶界明显高于 30° 试样的小角度晶界, 基面和柱面滑移的综合作用使得 90° 试样的小角度晶界介于 30° 和 60° 试样之间。

#### 参考文献 References

[1] Liu Huaqiang(刘华强), Tang Di(唐 荻), Hu Shuiping(胡水平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(7): 1372

[2] Song G S, Zhang S H, Zheng L et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(22): 6481

[3] Peng Jian(彭 建), Tong Xiaoshan(童小山), Shang Shouliang(尚守亮) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1627

[4] Zhang Shihong(张士宏), Song Guangsheng(宋广胜), Song Hongwu(宋鸿武) et al. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2012, 48(18): 28

[5] Du Wenbo(杜文博), Qin Yaling(秦亚灵), Yan Zhenjie(严振杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(10): 1870

[6] Yi S B, Dacies C H J, Brokmeier H G et al. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(2): 549

- [7] Jiang J, Godfrey A, Liu W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 483-484: 576
- [8] Huang Hongtao(黄洪涛), Godfrey Andrew, Liu Wei(刘伟) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2013, 49(8): 932
- [9] Barnett M R, Nave M D, Bettles C J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 386 (1-2): 205
- [10] Jiang Jia(蒋佳), Liu Wei(刘伟), Andrew Godfrey *et al. Chinese Journal of Stereology and Image Analysis(中国体视学与图像分析)*[J], 2005, 10(4): 237
- [11] 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
- [12] Mabuchi M, Chino Y, Iwasaki H *et al. Materials Transactions*[J], 2001, 42(7): 1182
- [13] Kaiser F, Letzig Dietmar, Bohlen Jan *et al. Materials Science Forum*[J], 2003, 419-422: 315
- [14] Xin Yunchang, Zhou Xiaojun, Liu Qing. *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 567: 9
- [15] Li Nali, Huang Guangjie, Xin Renlong *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 569: 18
- [16] Huang Hongtao(黄洪涛), Godfrey Andrew, Liu Wei(刘伟) *et al. Journal of Chinese Electron Microscopy Society(电子显微学报)*[J], 2011, 30(4-5): 294
- [17] Yoo M H, Wei C T, Appl J. *Journal of Applied Physics*[J], 1967, 38(11): 4317
- [18] Yang Xuyao(杨续跃), Zhang Lei(张雷). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2009, 45(11): 1303
- [19] Jain A, Agnew S R. *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 462(1-2): 29

## Effect of Texture on Micro-mechanism of AZ31 Magnesium Alloy during Compression

Song Guangsheng<sup>1</sup>, Chen Qiangqiang<sup>1</sup>, Xu Yong<sup>2</sup>, Zhang Shihong<sup>2</sup>

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110037, China)

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

**Abstract:** The hot-rolled AZ31 Mg alloy sheet was chosen as the studied project, and the effect of texture on slip and twin activations of Mg alloy samples during compression at room temperature was studied by electron backscatter diffraction technique (EBSD). The samples, machined from the rolled Mg alloy sheet, were compressed with the compression axes tilted 0°, 30°, 60° and 90° from the sheet normal direction. Results show that a high yield stress, without a distinct yield platform, is observed for the 0° samples. The critical resolved shear stress (CRSS) of extension twin is higher than that of basal slip. The number of {10 $\bar{1}$ 2} extension twin is increased gradually with the increase of the angle. The plastic deformation of the 0° samples are mainly performed by slips due to inactive tension twin, and low-angle boundaries increase obviously. There are more low-angle boundaries in the 60° samples than in the 30° samples because of the activation of prismatic slip.

**Key words:** AZ31 magnesium alloy; compression; slip; twin; low-angle boundary

---

Corresponding author: Song Guangsheng, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110037, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: songgs17@163.com