



挤压态 AZ31 镁合金热变形过程中的孪生和织构演变

刘筱^{1,2}, 朱必武², 李落星¹, 唐昌平²

(1. 湖南大学 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082;

2. 湖南科技大学 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防科技重点实验室, 湘潭 411201)

摘 要: 采用 100 kN servo-hydraulic MTS 型试验机对挤压态 AZ31 镁合金进行温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s⁻¹ 和不同应变率下的热压缩; 利用 X 射线衍射(XRD)测量不同应变率下的织构, 并利用取向分布函数计算其织构类型, 分析织构转变; 通过电子背散射衍射技术(EBSD)分析孪生的形成情况。同时, 计算不同滑移系和孪生的斯密特因子, 分析不同滑移系和孪生开启的先后次序。结果表明: 变形初期, 由于拉伸孪生的出现导致 (0001)[10 $\bar{1}$ 0] 和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0] 织构的形成, 并随应变量的增加, 发生动态再结晶, (01 $\bar{1}$ 0)[0001]和($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0)[0001]纤维织构完全由(0001)[10 $\bar{1}$ 0]和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构代替; 在变形初期, 大部分晶粒先产生拉伸孪生, 接着发生二阶锥面滑移。

关键词: AZ31 镁合金; 织构; 拉伸孪生; 斯密特因子

中图分类号: TG301

文献标志码: A

镁合金具有密度低、比强度高、阻尼减震性能好和机械加工性能优良等特点, 在交通运输、航空航天、计算机通讯和电子产品等行业具有广阔的应用前景。变形镁合金因拥有更高的综合性能, 应用更为广泛, 但其室温成形性能较差。因此, 近年来如何提高变形镁合金的成形性能成为了关注的焦点。

要实现均匀塑性变形必须满足 Von Mises 准则(同时开启 5 个独立的滑移系)^[1], 然而镁合金具有较少的独立滑移系, 使得镁合金塑性变形能力较差。研究结果表明^[2-6], 经过轧制后的镁合金大部分晶粒的基面都平行于轧制面, 使得变形沿轧板厚度方向时基面滑移、棱柱面滑移等具有较低斯密特因子, 从而引起轧制镁合金变形困难。HU 等^[7]和 WANG 等^[8]也指出挤压态镁合金具有典型的基面织构。因此, 当加载力方向沿挤压方向时, 不利于基面滑移开启, 这样就需要较大的加载力来开启足够的滑移系, 从而影响其轴向的成形能力。

目前的研究表明^[9-14], 通过加入稀土元素形成具有高斯密特因子的织构(Rare earth(RE)织构)是提高变形镁合金成形能力的方法之一。STANFORD 等^[12]通过加入 0.1%~0.4%(质量分数)的稀土元素, 发现随着稀

土元素的增加, 基面织构弱化, RE 织构增强, 材料的伸长率地大。ZHANG 等^[15]对不同 Ca 含量的 Mg-Zn-Ca 合金在挤压比为 16:1 下进行挤压, 发现随着 Ca 含量的增加织构弱化, 并且材料的伸长率也随之升高。DING 等^[16]通过对 AM60 和 ZXM200 两种镁合金进行第二相诱导形核和 Ca 含量对织构和镁合金的行为影响, 发现 Ca 元素的加入有助于细化再结晶晶粒和改变轧制镁合金的织构类型。

在镁合金变形过程中, 孪生是除滑移系之外帮助变形镁合金实现均匀塑性变形和织构快速变化的另一重要机制^[17]。XIN 等^[6]指出变形孪生也在镁合金的变形过程中起重要作用, 能使镁合金满足 Von Mises 准则以实现连续均匀的塑形变形。同时, 在变形过程中, 孪生引起的晶粒取向变化能够引起织构的变化^[18-24], 从而将不利于基面滑移的晶粒取向转变到适合基面滑移的晶粒取向, 改变镁合金的成形能力。因此, 研究镁合金变形过程中孪生和织构的相互作用, 有利于深入理解变形镁合金的塑性变形行为, 为提高镁合金的塑性变形能力提供理论支持。

因此, 本文作者以 AZ31 变形镁合金为研究对象, 利用 EBSD 技术分析孪生的形成情况; 采用 XRD 测

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51475156); 湖南省自然科学基金资助项目(2015JJ56040); 湖南大学汽车车身先进设计制造国家重点实验室开放基金资助项目(31415004); 湖南省教育厅科研资助项目(15C0527)

收稿日期: 2015-05-12; **修订日期:** 2015-12-12

通信作者: 李落星, 教授, 博士; 电话: 0731-88821950; E-mail: llxly2000@163.com

量不同应变量下的组织, 并利用取向分布函数计算组织类型; 综合分析变形过程中孪生、动态再结晶和组织的作用; 计算滑移系和孪生的斯密特因子用以分析各变形机制开启的先后次序, 从而分析孪生和滑移对组织演变的影响。

1 实验

挤压态 AZ31 镁合金的成分为 3.19%Al、0.81%Zn、0.33%Mn, 其余为 Mg(质量分数)。将挤压态 AZ31 镁合金沿挤压方向车成 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱并在 100 kN servo-hydraulic MTS 型试验机上进行温度为 350 °C, 应变速率为 0.3 s^{-1} , 应变量为 0.1、0.2、0.5、0.7 和 1 的热压缩, 试样变形后立即淬火保留变形组织。将热压缩后的样品沿压缩轴取纵截面, 通过镶样机器镶样, 再将镶好的样品依次采用 600、800 和 1200 号 SiC 砂纸进行打磨, 然后采用金刚石研磨膏将观察面从 3 μm 到 1 μm 抛光至镜面, 采用 General Area Detector Diffraction System 的 D8 Advance 型 XRD 衍射仪测量不同应变量下的宏观组织。为了将加载力的方向沿着极图的 z 轴以便计算斯密特因子, 将测得的宏观组织通过 TexTools 软件进行旋转获得垂直于挤压方向的宏观组织。最后将抛光好的样品采用 10 mL 硝酸、30 mL 醋酸、40 mL 蒸馏水和 120 mL 无水乙醇溶液进行表面去机械应力, 采用带 HKL 数据采集系统的飞利浦公司生产的 VP 3000N 型 SEM 进行 EBSD 测试。

2 实验结果

2.1 孪生

图 1 所示温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s^{-1} 、应变量为 -0.1 条件下用欧拉角表示的取向成像图, 图 1 中黑色粗线表示大角度晶界($\geq 15^\circ$), 黑色细线表示亚结构或缠结带的角度晶界($2^\circ \sim 15^\circ$), 不同的颜色表示不同的晶粒取向, 且这些颜色对应不同的欧拉角度。用红色线条标定 $86^\circ \{10\bar{1}2\}\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪生, 用黄色线条标定 $64^\circ \{10\bar{1}3\}\{11\bar{2}0\}$ 压缩孪生, 用粉色线条标定 $56^\circ \{10\bar{1}1\}\{11\bar{2}0\}$ 压缩孪生, 用蓝色线条标定 $38.6^\circ \{10\bar{1}1\}\{1\bar{0}1\bar{2}\}\{11\bar{2}0\}$ 孪生。通过标定发现大量的 $\{10\bar{1}2\}\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪生, 同时还可以观察到大部分的 $\{10\bar{1}2\}\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪生横穿晶粒, 少部分

$\{10\bar{1}2\}\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪生并未完全横穿晶粒, 这说明当



图 1 温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s^{-1} 、应变量为 -0.1 条件下用欧拉角表示的取向成像图

Fig. 1 Orientation imaging represented by Euler angle at strain of -0.1 and strain rate of 0.3 s^{-1} under temperature of 350 °C

应变量大 -0.1 时, 部分晶粒转动了 86° 从而形成了拉伸孪生。

2.2 显微组织演变

图 2 所示为温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s^{-1} 、不同应变量下晶粒的显微组织。由图 2(a)可知, 当应变量为 -0.1 时, 在晶粒内部观察到孪生, 这与图 1 结果相符。由图 2(b)可知, 当应变量达到 -0.2 时, 在晶粒边界处观察到大量的再结晶晶粒, 说明已经发生了动态再结晶。由图 2(c)和(d)可知, 当应变量继续增加, 再结晶晶粒逐渐吞噬初始晶粒, 当应变达到 -0.7 时, 初始晶粒全被再结晶晶粒占据, 形成了细小的等轴晶。因此, 随着变形量的增加, 动态再结晶的发生导致晶粒细化^[25]。

2.3 组织演变

图 3 所示为 AZ31 挤压态镁合金在温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s^{-1} 、不同应变量下垂直于压缩方向的 (0002) 宏观织构极图(不同颜色的线条代表不同织构的密度)。由图 3(a)可看出, 挤压态镁合金的初始组织, 为典型的纤维组织, 其基面平行于挤压方向, 因此不利于平行于挤压方向(ED)的变形。由图 3(b)可知, 当应变量达到 -0.1 时, 部分 c 轴垂直于 ED 方向的晶粒转至与 ED 方向平行或者成一小角度。由图 3(c)可知, 当应变量达到 -0.2 时, 大部分晶粒的 c 轴都转至与 ED 方向平行或者偏离一定角度, 仅有少部分晶粒仍处于 TD 组分或稍微偏离 TD 组分一定角度。由图 3(d)可知, 当应变量达到 -0.5 时, 仅有很少晶粒的基面平行于 ED 方向, 其余晶粒取向都转动至与 ED 方向或者偏离一定角度。由图 3(e)可知, 当应变到达 -0.7 时, 所有晶

粒都转动至 ED 方向或者稍微偏离一定角度。

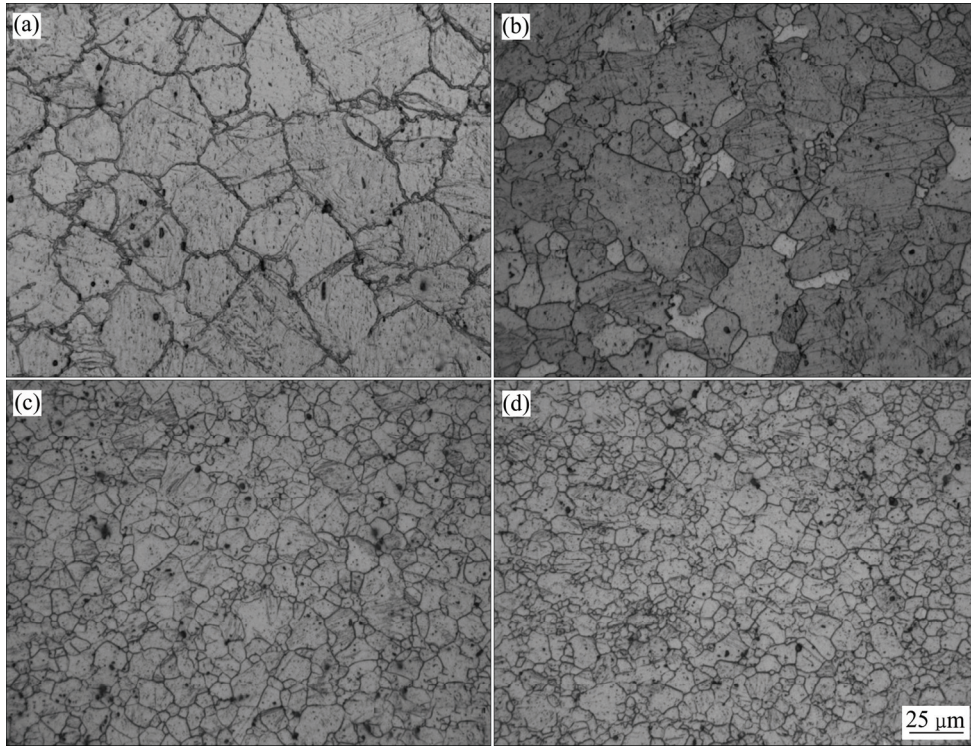


图 2 温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s⁻¹、不同应变下晶粒的显微组织

Fig. 2 Microstructures of grains at temperature of 350 °C and strain rate of 0.3 s⁻¹ under different strains: (a) $\varepsilon=-0.1$; (b) $\varepsilon=-0.2$; (c) $\varepsilon=-0.5$; (d) $\varepsilon=-0.7$

3 讨论

3.1 形变量对组织演变的影响

由于挤压态的镁合金不利于垂直于 c 轴方向的变形^[26], 需要拉伸孪生来协调均匀塑性变形, 在变形初期($\varepsilon = -0.1$)造成晶粒快速旋转 86°, 形成 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生(见图 1)。研究表明^[27], $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪生边界和内部有利于动态再结晶的形核。随着应变量的增加, 动态再结晶发生(见图 2(b)), 原始晶粒边界和拉伸孪生被再结晶晶粒取代, 引起应变从-0.1 到-0.2 的变形过程中纤维组织逐渐弱化, 这是由于新生晶粒的取向远离了 TD-RD 组分; 随着应变进一步增加, 再结晶晶粒取代所有的原始晶粒和拉伸孪生(见图 2(c))。

图 4 所示为不同应变下温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s⁻¹、不同应变下的恒 φ_2 -ODF 截面图(不同颜色线条代表同结构密度水平)。由图 4 可知, 随应变量的增加, 组织组分发生变化。为了标定组织组分, 需标定 φ_2 -ODF 截面图中密度最强点的欧拉角。对于密排六方晶系的镁合金, 只需考虑常用取向空间 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的截面图^[28]。利用式(1)和(2)计算不同应变

下的 φ_2 -ODF 截面图中 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图的主要结构类型^[29]:

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ i \\ l \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \sqrt{3}/2 & -1/2 & 0 \\ 0 & 1 & 0 \\ -\sqrt{3}/2 & -1/2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \sin \varphi_2 \sin \Phi \\ \cos \varphi_2 \sin \Phi \\ \cos \Phi \end{bmatrix} \quad (1)$$

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ t \\ w \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 2/3 & -1/3 & 0 \\ 0 & 2/3 & 0 \\ -2/3 & -1/3 & 0 \\ 0 & 0 & c/a \end{bmatrix} \times \begin{bmatrix} \cos \varphi_1 \cos \varphi_2 - \sin \varphi_1 \sin \varphi_2 \cos \Phi \\ -\cos \varphi_1 \sin \varphi_2 - \sin \varphi_1 \cos \Phi \\ \sin \varphi_1 \cos \Phi \end{bmatrix} \quad (2)$$

由图 4(a)中 $\varphi_2=0^\circ$ 截面图和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面图可知, 最强密度点的欧拉角为 $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)=(60, 90, 0)$ 和 $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)=(86, 90, 30)$, 并通过式(1)和(2)计算得到初始结构类型为 $(01\bar{1}0)[0001]$ 和 $(\bar{1}2\bar{1}0)[0001]$ 结构, 这与参考文献[26]中的研究结果一致。当应变达到-0.1 时, 其主要的结构类型为 $(0001)[10\bar{1}0]$ 、 $(0001)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 、 $(01\bar{1}0)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 、 $(\bar{1}2\bar{1}0)[0001]$ 和 $(01\bar{1}0)[0001]$ 结构。当应变增加至-0.2 时, 其主要结构类型为基面垂直

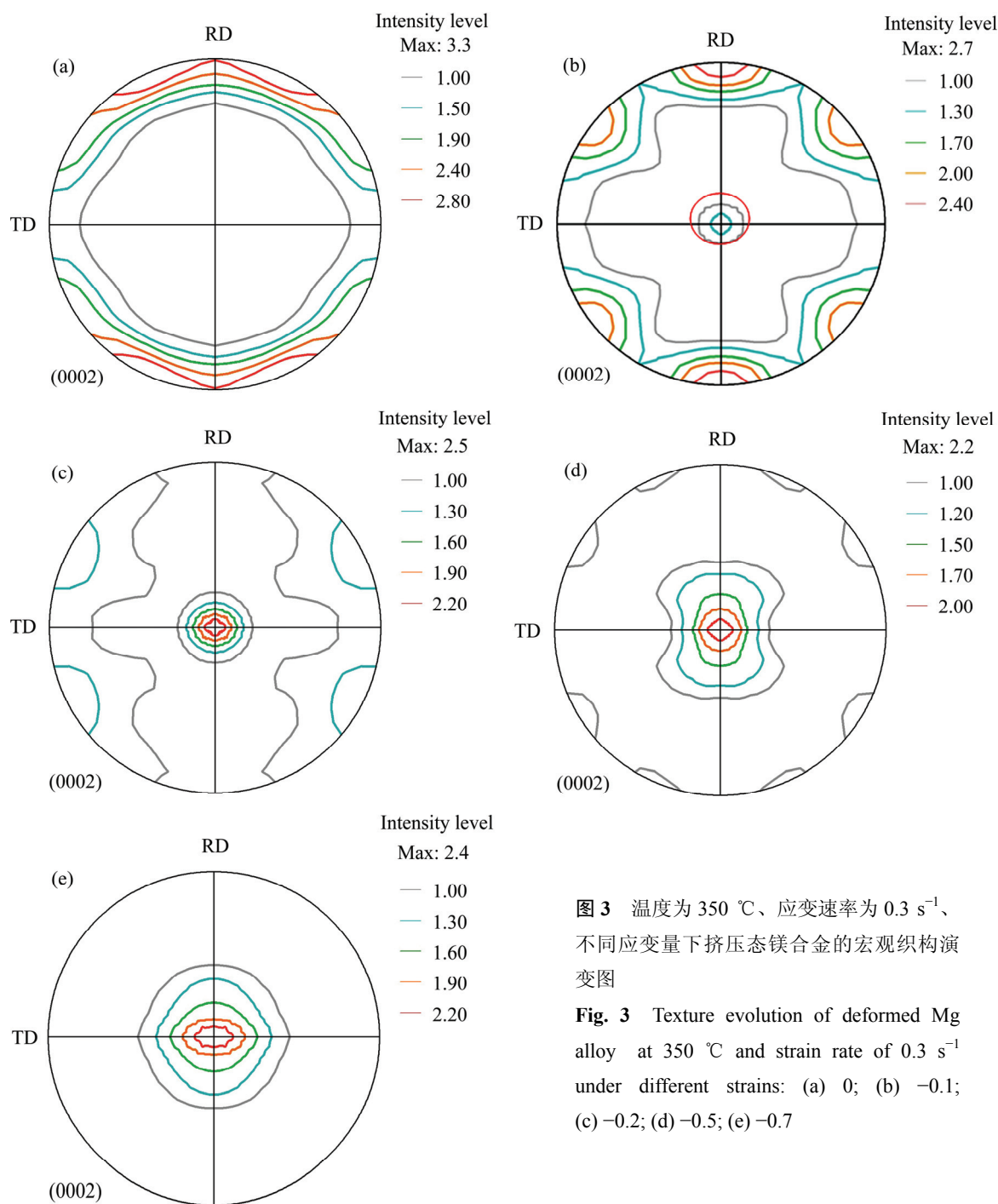


图3 温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s⁻¹、不同应变下挤压态镁合金的宏观织构演变图

Fig. 3 Texture evolution of deformed Mg alloy at 350 °C and strain rate of 0.3 s⁻¹ under different strains: (a) 0; (b) -0.1; (c) -0.2; (d) -0.5; (e) -0.7

于 ED 方向(0001)[10 $\bar{1}$ 0]和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构,且织构密度为 2,而基面平行于 ED 方向的($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0) [20 $\bar{2}$ 3]和(01 $\bar{1}$ 0) [2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构密度为 1 左右。当应变增至 -0.5 时,其主要织构类型为(0001) [10 $\bar{1}$ 0]和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构,且织构密度大于 2,仅有少量基面平行于 ED 方向的织构。当应变增至 -0.7 时,其主要织构类型为基面垂直于 ED 方向的(0001)[10 $\bar{1}$ 0]和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构。

综上所述,在变形初期,由于晶粒取向不利于基

面滑移,为了协调均匀连续的塑性变形,部分晶粒发生孪生,并导致这部分晶粒的 *c* 轴由垂直于 ED 方向转至与 ED 平行或者成一小角度,使得基面平行于 ED 方向的(01 $\bar{1}$ 0) [0001]和($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0) [0001]纤维织构部分转变为基面垂直于 ED 方向的(0001) [10 $\bar{1}$ 0]和(0001)[2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0]织构。随应变量的增加,当达到发生动态再结晶的临界应变时,动态再结晶发生^[30-35],晶粒朝利于基面滑移的方向缓慢转动,纤维织构消失,基面垂直于 ED 方向的织构增强并成为主要织构。

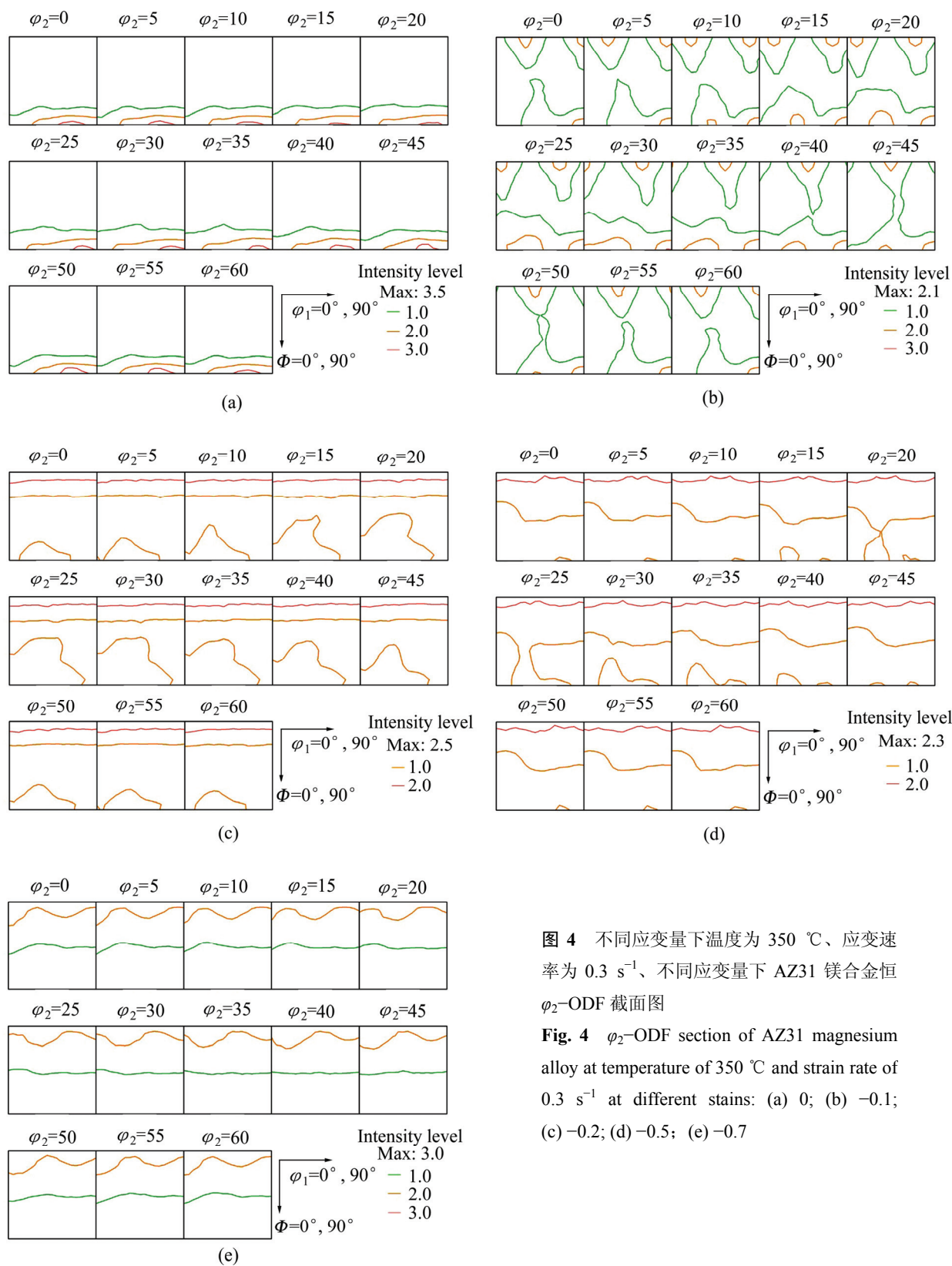


图 4 不同应变量下温度为 350 °C、应变速率为 0.3 s⁻¹、不同应变量下 AZ31 镁合金恒 ϕ_2 -ODF 截面图

Fig. 4 ϕ_2 -ODF section of AZ31 magnesium alloy at temperature of 350 °C and strain rate of 0.3 s⁻¹ at different stains: (a) 0; (b) -0.1; (c) -0.2; (d) -0.5; (e) -0.7

3.2 斯密特因子的计算

在多晶体中, 微观屈服应力与临界剪切应力和斯密特因子有关^[36-37]。滑移系和孪生会引起晶粒转动,

引起组织变化, 因此, 可通过计算斯密特因子分析组织的变化。先通过式(3)~(6)将表示滑移系和孪生的 4 指数表达式 $\{h_1 k_1 l_1\} \langle u_1 v_1 t_1 w_1 \rangle$ 转化成 3 指数表达形

式 $\{h_n k_n l_n\} \langle u_n v_n w_n \rangle$, 再利用式(7)计算斯密特因子^[38], 具体计算过程如下:

$$[h_n k_n l_n] = [2(h_1 + k_1) \quad \sqrt{2}k_1 \quad \sqrt{3}l_1(a/c)] / d_{hkl} \quad (3)$$

$$d_{hkl} = [2(h_1 + k_1)^2 + 3k_1^2 + 3l_1^2(a/c)^2]^{1/2} \quad (4)$$

$$[v_n u_n w_n] = [2(v_1 + u_1)\sqrt{3/2} \quad \sqrt{2}v_1/2 \quad w_1(a/c)] / d_{uvw} \quad (5)$$

$$d_{uvw} = [2(u_1 + v_1)^2 + 9v_1^2/4 + w_1^2(c/a)^2]^{1/2} \quad (6)$$

$$m = \left| \frac{h_n \sin \varphi_2 \sin \Phi + k_n \cos \varphi_2 \sin \Phi + l_n \cos \Phi}{\sqrt{(\sin \varphi_2 \sin \Phi)^2 + (\cos \varphi_2 \sin \Phi)^2 + \cos^2 \Phi} \sqrt{h_n^2 + k_n^2 + l_n^2}} \times \frac{u_n \sin \varphi_2 \sin \Phi + v_n \cos \varphi_2 \sin \Phi + w_n \cos \Phi}{\sqrt{(\sin \varphi_2 \sin \Phi)^2 + (\cos \varphi_2 \sin \Phi)^2 + \cos^2 \Phi} \sqrt{u_n^2 + v_n^2 + w_n^2}} \right| \quad (7)$$

式中: $c/a=1.623$, $(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ 表示晶体取向的欧拉角, 其中斯密特因子不受 φ_1 的影响。

图5所示为初始织构密度最强点的斯密特因子, 图中黑色小方块处基面滑移和棱柱面滑移的斯密特因子几乎为0, 但该处拉伸孪生的斯密特因子为0.5, 二阶锥面滑移的斯密特因子为0.45。相关研究表明^[39], 温度为350℃时, 基面滑移、棱柱面滑移、二阶锥面滑移和拉伸孪生的临界剪切应力分别为0.43、1.6、2.8和3 MPa。根据 $\sigma_{0.2} = (1/m)\tau_{\text{CRSS}}$ 计算发现开启拉伸孪生所需的力最小(6 MPa), 其次是二阶锥面滑移(6.22 MPa)。因此, 具有挤压纤维织构的镁合金在变形初期首先产生拉伸孪生, 引起晶粒快速转动86°, 形成基面与压缩方向垂直的织构类型(见图3(b)中椭圆形区域的织构); 随着应力的继续增大, 当达到二阶锥面滑移的临界应力时, 二阶锥面滑移启动。

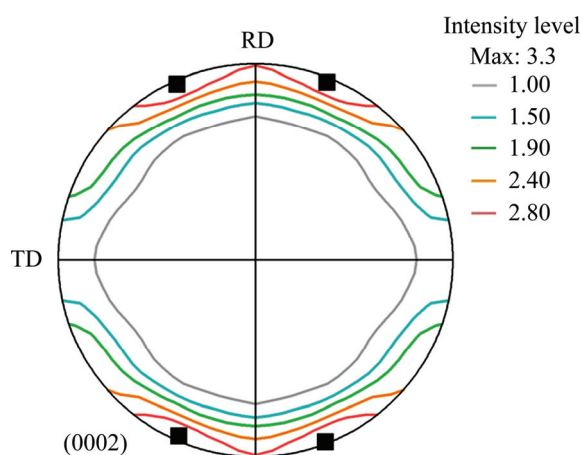


图5 初始织构上密度最强点的斯密特因子

Fig. 5 Schmid factor of highest intensive in initial texture

4 结论

1) AZ31 挤压态镁合金具有典型的挤压纤维织构, 该织构不利于平行于挤压方向的变形。在变形初期, 由于拉伸孪生的出现, 使得基面平行于 ED 方向的 $(01\bar{1}0)$ $[0001]$ 和 $(\bar{1}2\bar{1}0)$ $[0001]$ 纤维织构部分转化为基面与 ED 方向垂直的 $(0001)[10\bar{1}0]$ 和 $(0001)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 织构, 并随应变量的增加动态再结晶发生, 纤维织构逐渐消失, 全部由 $(0001)[10\bar{1}0]$ 和 $(0001)[2\bar{1}\bar{1}0]$ 织构代替。

2) AZ31 挤压态镁合金进行 ED 方向的压缩变形时, 其基面滑移和棱柱面滑移的斯密特因子几乎为0, 拉伸孪生的斯密特因子为0.5, 二阶锥面滑移的斯密特因子为0.45。变形初期, 大部分晶粒首先产生拉伸孪生, 接着发生二阶锥面滑移。

REFERENCES

- [1] HONG S G, PARK S H, LEE C S. Role of $\{10\bar{1}2\}$ twinning characteristics in the deformation behavior of a polycrystalline magnesium alloy[J]. Acta Materialia, 2010, 58(18): 5873–5885.
- [2] PARK S H, HONG S G, LEE C S. Enhanced stretch formability of rolled Mg-3Al-1Zn alloy at room temperature by initial $\{10\bar{1}2\}$ twins[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 578: 271–276.
- [3] AL-SAMMAN T, GOTTSTEIN G. Room temperature formability of a magnesium AZ31 alloy: Examining the role of texture on the deformation mechanisms[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 488(1/2): 406–414.
- [4] KIM H L, BANG W K, CHANG Y W. Effect of initial texture on deformation behavior of AZ31 magnesium alloy sheets under biaxial loading[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 522: 245–251.
- [5] CHINO Y, KIMURA K, MABUCHI M. Deformation characteristics at room temperature under biaxial tensile stress in textured AZ31 Mg alloy sheets[J]. Acta Materialia, 2009, 57(5): 1476–1485.
- [6] XIN R L, GUO C F, XU Z R, LIU G D, HUANG X X, LIU Q. Characteristic of long $\{10\bar{1}2\}$ twin bands in sheet rolling of a magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2014, 74: 96–99.
- [7] HU G S, ZHANG D F, DONG Y F, CHEN X, JIANG L Y, PAN F S. Microstructures and mechanical properties of as-extruded and heat treated Mg-6Zn-1Mn-4Sn-1.5Nd alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(5): 1439–1445.
- [8] WANG T, JIANG L, MISHRA R K, JONAS J J. Effect of Ca addition on the intensity of the rare earth texture component in

- extruded magnesium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45: 4698–4709.
- [9] BOHLEN J, NURNBERG M R, SENN J W, LETZIG D, AGNEW S R. The principle of strain reconstruction tomography: Determination of quench strain distribution from diffraction measurements[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(8): 2101–2112.
- [10] MACKENZIE L W F, PEKKGULLERYUZ M O. The recrystallization and texture of magnesium-zinc-cerium alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(6): 665–668.
- [11] MISHRA R K, GUPTA A K, RAO P R, SACHDEV A K, KUMAR A M, LUO A A. Influence of cerium on the texture and ductility of magnesium extrusions[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(5): 562–565.
- [12] STANFORD N, ATWELL D, BEER A, DAVIES C, BARNETT M R. Effect of microalloying with rare-earth elements on the texture of extruded magnesium-based alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(7): 772–775.
- [13] CHINO Y, SASSA K, ABUCHI M M. Texture and stretch formability of a rolled Mg-Zn alloy containing dilute content of Y[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 513/514: 394–400.
- [14] 丁汉林, 王天一, 李殿凯, 王宝明. AZ31-0.4Nd 挤压管材变形织构及力学各向异性[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(11): 3024–3031.
- DING Han-lin, WANG Tian-yi, LI Dian-kai, WANG Bao-ming. Texture and mechanical anisotropy of AZ31-0.4Nd extruded tube[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(11): 3024–3031.
- [15] ZHANG B P, WANG Y, GENG L, LIU C X. Effects of calcium on texture and mechanical properties of hot-extruded Mg-Zn-Ca alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 539: 56–60.
- [16] DING H L, ZHANG P, CHENG G P, KAMADO S C. Effect of calcium addition on microstructure and texture modification of Mg rolled sheets[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(9): 2875–2883.
- [17] 宋 波, 辛仁龙, 郭 宁, 刘婷婷, 杨青山. 变形镁合金室温应变硬化行为的研究进[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(11): 2699–2710.
- SONG Bo, XIN Ren-long, GUO Ning, LIU Ting-ting, YANG Qing-shan. Research progress of strain hardening behavior at room temperature in wrought magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(11): 2699–2710.
- [18] BEYERLEIN I J, MARA N A, BHATTACHARYYA D, ALEXANDER D J, NECKER C N T. Texture evolution via combine slip and deformation twinning silver-copper cast eutectic nanocomposite[J]. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27(1): 121–146.
- [19] LEFFER T, LAY R R. The brass-type texture and its deviation from the copper-type texture [J]. *Progress in Materials Science*, 2009, 54(3): 351–395.
- [20] LOU X Y, LI M, BOGER R K, AGNEW S R, WAGONER R H. Hardening evolution of AZ31B Mg Sheet[J]. *International Journal of Plasticity*, 2007, 23(1): 44–48.
- [21] WANG Y N, HUANG J C. The role of twinning and untwining in yield behavior in hot-extruded Mg-Al-Zn alloy[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(3): 897–905.
- [22] PROUST G, TOMÉ C N, JAIN A, AGNEW S R. Modeling the effect of twinning and detwinning during strain-path changes of magnesium alloy AZ31[J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25(5): 861–880.
- [23] CHOI S H, SHIN E J, SEONG B S. Simulation of deformation twins and deformation texture in an AZ31 Mg alloy under uniaxial compression[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(12): 4181–4192.
- [24] 涂 坚, 周志明, 柴林江, 黄 灿. 密排六方金属 $\{10\bar{1}2\}$ 变形孪晶长大机制的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(9): 2317–2325.
- TU Jin, ZHOU Zhi-ming, CHAI Lin-jiang, HUANG Chan. Research progress on growth mechanism of $\{10\bar{1}2\}$ twin in hexagonal close packed metals[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(9): 2317–2325.
- [25] 申利劝, 杨 旗, 靳 丽, 董 杰. AZ31B 镁合金在高应变速率下的热压缩变形行为和微观组织演变[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(9): 2195–2204.
- SHEN Li-quan, YANG Qi, JIN Li, DONG Jie. Deformation behavior and microstructure transformation of AZ31B Mg alloy under high strain rate compression[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(9): 2195–2204.
- [26] 董 勇, 刘吉兆. 初始取向对大应变轧制 AZ31 镁合金板材显微组织和力学性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(7): 1700–1706.
- DONG Yong, LIU Ji-zhao. Effect of initial orientation on microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy sheets fabricated by large strain rolling[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(7): 1700–1706.
- [27] YAN H, XU S W, CHENG R S, KAMADO S, HONMA T, HAN E H. Twins, shear bands and recrystallization of a Mg-2.0%Zn-0.8%Gd alloy during rolling[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 64(2): 141–144.
- [28] 毛卫民, 杨 平, 陈 冷. 材料织构分析原理与测试技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.
- MAO Wei-ming, YANG Ping, CHEN Leng. Texture analysis theory and testing technology[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008.
- [29] 苏燕铃. 孪生在镁合金塑性变形中的作用[D]. 南京: 南京理工大学, 2007.
- SU Yan-ling. The effects of twinning on the deformation in magnesium alloy[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2007.

- [30] ROBERTS W, BODEN H, AHLBLOM B. Dynamic recrystallization kinetics[J]. *Materials Science and Technology*, 1979, 13(3/4): 195–205.
- [31] SOLHJOO S. Determination of critical strain for initiation of dynamic recrystallization[J]. *Materials and Design*, 2010, 31(3): 1360–1364.
- [32] SHABAN M, EGHBALI B. Determination of critical conditions for dynamic recrystallization of a microalloyed steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(16/17): 4320–4325.
- [33] MIRZADEH H, NAJAFIZADEH A. Prediction of the critical conditions for initiation of dynamic recrystallization[J]. *Materials and Design*, 2010, 31(3): 1174–1179.
- [34] XU Y, HU L, SUN Y. Deformation behavior and dynamic recrystallization of AZ61 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 580: 262–269.
- [35] QUAN G Z, MAO Y P, LI G S, LV G S, WANG Y, ZHOU J. A characterization for the dynamic recrystallization kinetics of as-extruded 7075 aluminum alloy based on true stress–strain curves[J]. *Computational Materials Science*, 2012, 55: 65–72.
- [36] CHUN Y B, DAVIES C H J. Texture effect on microyielding of wrought magnesium alloy AZ31[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528(9): 3489–3495.
- [37] NAN X L, WANG H Y, ZHANG L, LI J B, JIANG Q C. Calculation of Schmid factors in magnesium: Analysis of deformation behaviors[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(5): 443–446.
- [38] LIU X, JONAS J J, ZHU B W, LI L X. Flow softening, twinning and dynamic recrystallization in AZ31 magnesium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 583: 242–253.
- [39] BARNETT M R. A Taylor model based description of the proof stress of magnesium AZ31 during hot working[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2003, 34(9): 1799–1806.

Twinning and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy during hot deformation

LIU Xiao^{1,2}, ZHU Bi-wu², LI Luo-xing¹, TANG Chang-ping²

(1. State Key Laboratory of Advance Design and Manufacturing for Vehicle body, Hunan University, Changsha 410082, China;

2. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

Abstract: The hot compression test was performed on 100 kN servo-hydraulic MTS test machine at temperature of 350 °C and strain rate of 0.3 s⁻¹ under different strains. X-ray diffraction (XRD) was used to measure texture. Then, the texture type under different conditions was also calculated using orientation diffraction function under different conditions, aiming to study the texture transformation. The electron back-scattering diffraction (EBSD) was used to analyze twinning. Schmid factor for different slip systems and twinning were calculated to determine the order of initiation of deformation modes. The results indicate that the extension twinning is observed at the early deformation stage, mainly contributing to the formation of (0001) [10 $\bar{1}$ 0] and (0001) [2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0] texture. (01 $\bar{1}$ 0) [0001] and ($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0) [0001] fiber texture are finally replaced by (0001) [10 $\bar{1}$ 0] and (0001) [2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0] texture as the initiation of dynamic recrystallization. At the beginning of deformation, substantial grains firstly occur extension twinning, followed by 2nd-order pyramidal slip.

Key words: AZ31 magnesium alloy; texture; extension twinning; schmid factor

Foundation item: Project(51475156) supported by the National Science Foundation of China; Project(2015JJ5604) supported by the Hunan Provincial Natural Science Foundation of China; Project(31415004) supported by the Science Fund of State Key Laboratory of Advance Design and Manufacturing for Vehicle Body, China; Project(15C0527) supported by the Research Foundation of Education Bureau of Hunan Province, China

Received date: 2015-05-12; **Accepted date:** 2015-12-12

Corresponding author: LI Luo-xing; Tel: +86-731-88821950; E-mail: llxly2000@163.com

(编辑 李艳红)