



镁合金棒材扭转变形的孪晶机制

宋广胜¹, 牛嘉维¹, 张士宏², 张健强¹

(1. 沈阳航空航天大学 材料科学与工程学院, 沈阳 110036;

2. 中国科学院 金属研究所, 沈阳 110016)

摘 要: 室温下对镁合金挤压棒材进行了最大扭转角分别为 90°、180°和 320°的扭转变形, 依据扭转变形过程数值模拟结果, 基于切应力作用下的等效施密特因子计算模型, 结合扭转变形后晶粒取向的 EBSD 测试结果, 对扭转过程中的拉伸孪晶启动机制进行了分析。结果表明: 在大扭转角条件下, 多数拉伸孪晶的启动遵循 Schmid 定律, 一些 Schmid 因子值低的拉伸孪晶也启动。原始棒材中的晶粒 c 轴垂直于棒材轴向, 而拉伸孪晶的启动使多数晶粒的 c 轴向转向平行于棒材轴向。晶粒中虽然启动较多孪晶带, 但孪晶启动并没有改变扭转变形过程中应力应变曲线的硬化特征, 扭转变形后棒材中仍保持为晶粒的基面平行于棒材轴向的组织特征。

关键词: 镁合金棒材; 扭转; 拉伸孪晶; 施密特因子

文章编号: 1004-0609(2020)-07-1574-10

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

镁合金具有密度低、比刚度高和电磁屏蔽性好等优点, 在汽车、航空和电子产业中具有潜在的应用价值, 虽然现阶段压铸工艺可生产复杂镁合金结构件, 但由于压铸件的缺陷多和强度低等缺点, 限制了镁合金的应用。采用冲压、锻造和挤压等塑性成形工艺生产镁合金结构件是镁合金成形工艺的必然选择。镁合金塑性加工的原材料主要为镁合金轧制或挤压板材以及镁合金挤压棒材。

由于镁合金板材和棒材在塑性加工中及所成形的结构件在服役过程中要承受塑性变形, 所以对于上述镁合金型材的力学性能及相关变形机理进行研究, 可用于指导镁合金塑性成形工艺的开发。镁合金结构件在服役中可能要承受扭转变形, 对镁合金扭转变形的力学性能及变形机制进行研究, 可以为确定所生产镁合金结构件的抗扭转性能等提供参考。相比于镁合金的常规拉伸或压缩变形的力学性能和变形机制的研究^[1-5], 镁合金的扭转变形的相关机理研究还有很多工作要做。

孪晶是镁合金重要的微观变形机制, 依据晶体学特征的不同, 主要为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶, 还有 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 等多种二次

孪晶在变形过程中可能启动^[6-9]。而 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶由于其临界剪切应力(CRSS)值低而在变形初期易启动, 对于在镁合金在压缩或拉压复合载荷等作用下变形中的拉伸孪晶启动机制, 已有大量文献报道^[10-14]。虽然镁合金在扭转变形过程中各质点可能处于纯剪切应力作用下, 但在镁合金扭转变形过程已发现有 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶启动^[15-18]。ZHANG 等^[19]对镁合金薄壁管进行循环扭转变形, 在最大应变幅高于 0.4%的条件下, 大晶粒内启动了拉伸孪晶, 表明在高应变幅下纯剪切应力能够启动拉伸孪晶。KABIRIAN 等^[20]对镁合金扭转变形的应变量实测结果表明, 随着扭转变形量的增大, 轴向压缩变形量不断增加, 从而导致晶粒内启动拉伸孪晶, 该结果给出了扭转变形过程孪晶启动的合理解释。WANG 等^[15]分析了晶粒取向对扭转过程孪晶启动的影响, 发现当扭转轴与棒材的挤压方向一致时, 有大量拉伸孪晶启动。BISWAS 等^[21]对镁合金加热扭转后的组织分析表明, 除拉伸孪晶外, 还有少量的压缩孪晶和二次孪晶启动, 拉伸孪晶的启动量随扭转应变量的增大而增加。

上述工作中, 对镁合金扭转变形中孪晶启动机制缺乏系统性研究, 本文对镁合金棒材进行不同变形量

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51174189)

收稿日期: 2019-07-26; 修订日期: 2019-12-02

通信作者: 宋广胜, 副教授, 博士; 电话: 024-89724198; E-mail: songgs17@163.com

的扭转变形,基于扭转变形后的晶粒取向测定结果,系统分析拉伸孪晶的启动机制。

1 实验

实验材料为直径为 d 26 mm 的商用 AZ31 镁合金挤压棒材,其化学成分(质量分数)为: 2.68% Al, 0.75% Zn, 0.68% Mn, 0.001% Cu, 0.03% Si, 0.003% Fe, 余量 Mg。挤压棒材经过(420 °C, 6 h)的退火处理后,加工成如图 1 所示的标准扭转试样。扭转变形在 SANS-CTT1202 型微机控制电子扭转试验机上进行,扭转变形的速率为 34.4 (°)/min,扭转变形过程中,试样在轴向可自由移动。分别对三个试样进行扭转变形,各个试样对应的最大扭转角分别为 90°、180°和 320°(该角度下试样已经断裂),分别称为 90°、180°和 320°试样。扭转试验机自动采集试样变形过程中的扭转角和扭矩值。

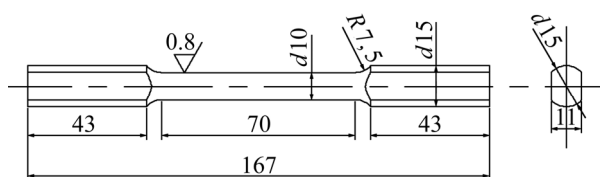


图 1 扭转试样

Fig. 1 Torsion sample (Unit: mm)

在采用 EBSD 技术测定晶粒取向的实验中,先对试样进行研磨,再对试样进行机械抛光,最后进行电解抛光,电解液为体积比是 1:9 的高氯酸和乙醇的混合液,用液氮将电解液降温到约-20°C时再进行电解,电解电压为 15 V,电解时间为 150 s。EBSD 实验在附有 EBSD 系统的 Zeiss Gemini SEM500/300 场发射扫描电镜上进行,所测得晶粒取向数据利用 HKL Channel5 软件进行处理。

2 结果与分析

2.1 力学性能

对于扭转变形过程,材料扭转试验机采集的主要数据为扭转角和扭矩,分别依据式(1)和(2)将扭矩转换为名义应力及将扭转角转换为应变。

$$\tau = \frac{16T}{\pi d_0^3} \quad (1)$$

$$\gamma = \frac{\phi d_0}{2L_c} \quad (2)$$

式中: d_0 、 L_c 、 T 和 ϕ 分别为扭转试样标距部分的直径、标距部分的长度、所测得扭矩和扭转角。

图 2 所示为扭转变形过程中的切应力和切应变曲线。由图 2 可以看出,扭转变形的应力-应变曲线与镁合金板材的室温下拉伸变形曲线的硬化特征相似,曲线过屈服点后呈现单调的硬化特征,这意味着滑移系开动为主要的微观变形模式。图 2 中的力学性能曲线对应的剪切屈服强度约为 75 MPa,明显低于镁合金室温拉伸变形的屈服强度,而与镁合金压缩变形过程中拉伸孪晶启动所决定的屈服强度接近。

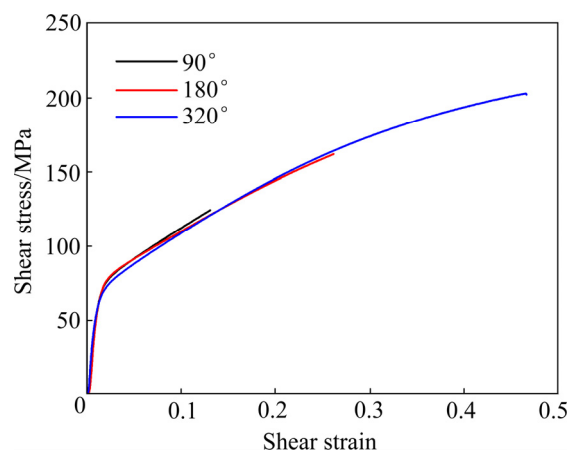


图 2 具有不同最大扭转角的镁合金扭转变形应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves of Mg alloy torsions with different maximum torsion angles

2.2 晶粒取向变化

图 3 所示为镁合金棒材和扭转变形后试样的晶粒取向图,其中,扭转试样的晶粒取向观测区域为试样轴向中间截面的径向外缘区域。由图 3(a)可知,挤压棒材微观组织由尺寸差异较大的大小晶粒组成,其中小晶粒均匀分布在大晶粒的晶界处或晶粒内部,应该为挤压过程中动态再结晶所生成,组织中无孪晶带。

由图 3(b)~(d)可知,镁合金棒材在扭转变形后,其晶粒内形成了孪晶带;孪晶带多分布于大晶粒内,在单个晶粒内,多数孪晶带呈平行排列,也有成交叉排列。由密排六方(HCP)晶体结构的对称特征,镁及镁合金有六个拉伸孪晶变体,在变形过程中,通常对应最大 Schmid 因子的孪晶变体易启动。在单个晶粒中,呈平行排列的孪晶带通常对应相同的孪晶变体,而交叉排列的孪晶带通常对应着不同孪晶变体。

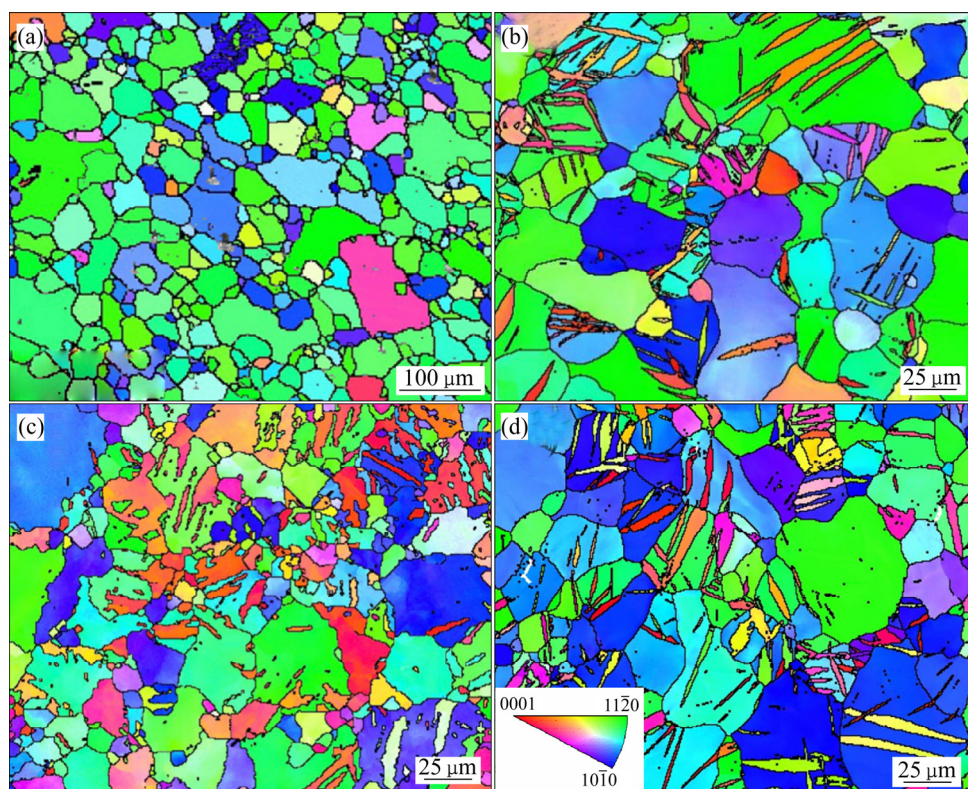


图3 镁合金棒材及扭转试样的晶粒取向图

Fig. 3 Grain orientation maps of Mg alloy rod and twisted samples with different torsion angles: (a) Extruded rods; (b) 90° sample; (c) 180° sample; (d) 320° sample

图4所示为不同扭转角度的试样中的拉伸孪晶界分布。由图4可以看出,随着最大扭转角的增加,拉伸孪晶界的数量逐渐增多,这意味着随着扭转变形量的增加,将有更多的拉伸孪晶启动。

虽然图4中显示扭转变形中有一定量的拉伸孪晶启动,但对于单个晶粒,其内部所启动的拉伸孪晶占整个晶粒的体积比还是较低的。在镁合金的压缩变形中,由于晶粒基体几乎完全转变为拉伸孪晶,从而使宏观力学性能曲线的屈服强度完全由拉伸孪晶的CRSS值决定,并且力学性能曲线呈现S型硬化特征^[22-23]。图2中的力学性能曲线呈现与镁合金室温拉伸变形的力学性能曲线相似的硬化特征,而镁合金的拉伸变形的硬化特征通常是由滑移系启动所决定的。这意味着虽然在上述镁合金扭转变形过程中有一定数量的拉伸孪晶启动,但镁合金扭转的宏观力学性能曲线硬化特征仍然由滑移系启动所决定,拉伸孪晶的启动并未影响宏观力学性能曲线的硬化特征。

镁合金扭转变形机理的相关研究表明^[18, 20-21],在镁合金扭转变形过程,变形初期易以基面滑移为主,并启动少量拉伸孪晶,变形后期则以基面和柱面滑移

为主,在镁合金的各种微观变形模式中,基面滑移的CRSS远低于柱面滑移,而与拉伸孪晶的CRSS值接近,图2中的力学性能曲线呈现与拉伸孪晶启动所决定的屈服强度值接近,这意味着上述扭转变形对应的屈服强度是由基面滑移系启动所决定的。随着扭转变形量的增加,柱面滑移系开始大量启动,从而决定着扭转变形宏观应力应变曲线后续的硬化特征。

图5中的棒材和扭转试样的基面和柱面极图显示了镁合金在扭转变形前后的晶粒取向特征,其中图5(a)显示了镁合金棒材具有典型的基面平行挤压方向(ED)的基面织构,并且晶粒 c 轴沿圆周均匀分布,柱面 $\{11\bar{2}0\}$ 与ED垂直。图5(b)~(c)显示经过扭转变形后,上述晶粒取向特征没有明显改变;将各扭转试样和棒材的 $\{0001\}$ 极图对比可以看出,扭转变形后晶粒的 c 轴虽然仍旧与径向一致,但不再沿圆周均匀分布。

在镁合金的各种微观变形模式中,滑移系的启动通常不改变晶粒的取向,而由于拉伸孪晶在启动前后具有约86°的取向差角,从而明显改变晶粒取向。综合上述分析,虽然在扭转变形过程中启动了一定量的拉伸孪晶,但由于启动的拉伸孪晶占整个晶粒的体积

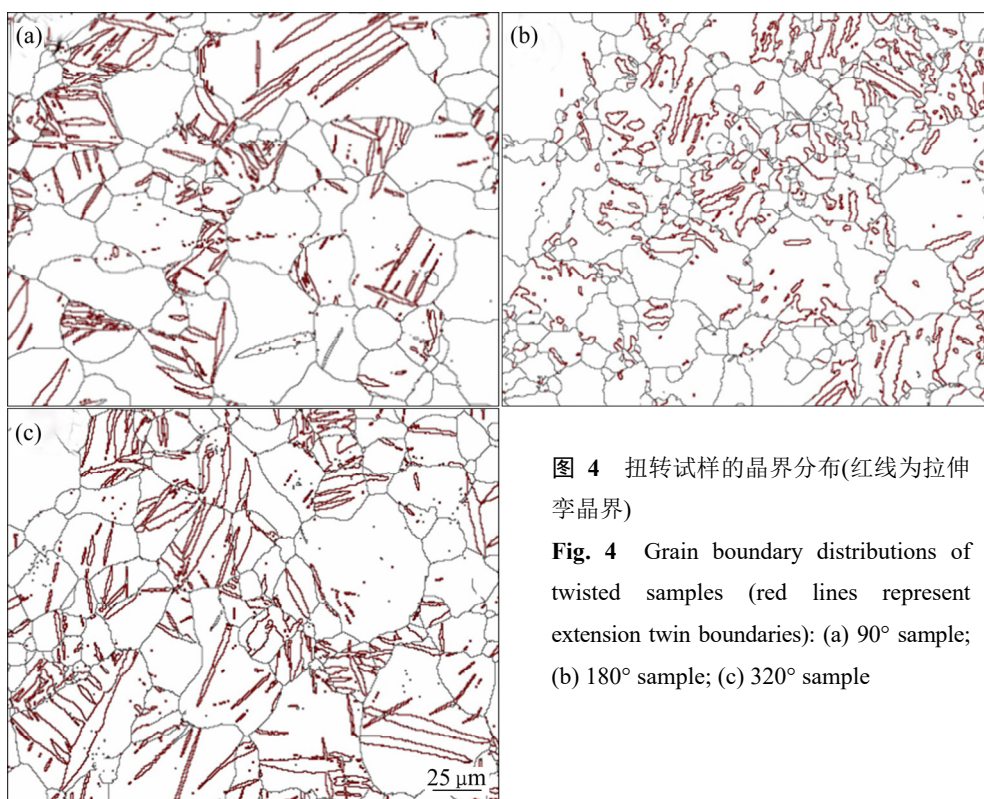


图4 扭转试样的晶界分布(红线为拉伸孪晶界)

Fig. 4 Grain boundary distributions of twisted samples (red lines represent extension twin boundaries): (a) 90° sample; (b) 180° sample; (c) 320° sample

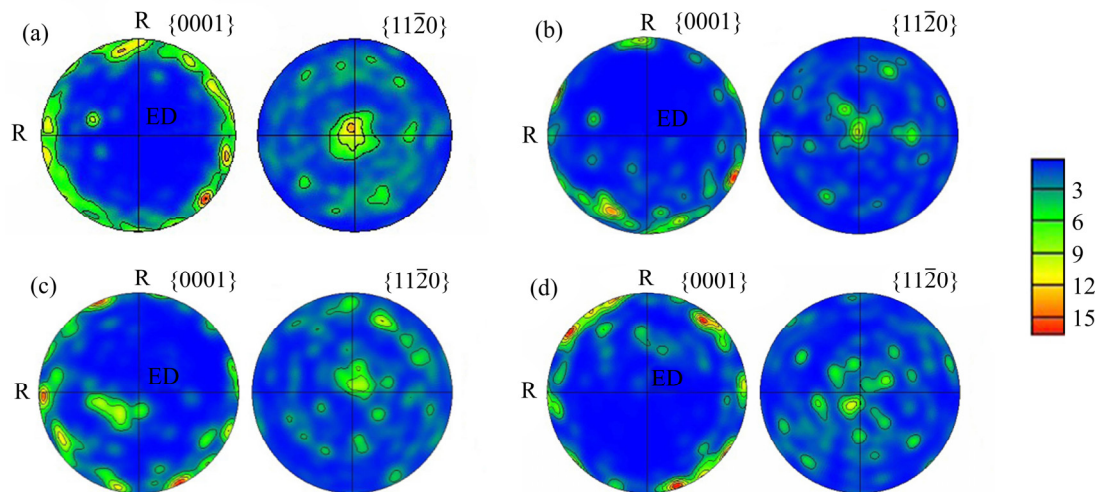


图5 镁合金棒材及扭转试样的极图

Fig. 5 Pole figures of Mg alloy rods and twisted samples: (a) Extruded rods; (b) 90° sample; (c) 180° sample; (d) 320° sample

比较低, 从而没有明显改变晶粒总体取向特征。

3 孪晶机制分析

3.1 Schmid 行为

与滑移系启动一样, 镁合金中的孪晶启动通常遵循 Schmid 定律, 即所启动的孪晶变体对应着最大

Schmid 因子(SF)值^[22-23]。但在变形过程中, 由于晶粒间协调变形机制的作用, 有时候往往 SF 值低的孪晶变体先启动, 甚至 SF 值为负的孪晶变体也能启动^[24-27]。

SF 可以用来对镁合金在单向拉伸或压缩变形等简单载荷条件下滑移系或孪晶启动进行定性分析, 对于滑移系, 其 SF 取值范围为[0, 0.5], 而对于孪晶, 其 SF 取值范围则为[-0.5, 0.5]。对于镁合金轧制和等通道挤压(ECAP)等复杂载荷条件下的变形, 可采用等效

Schmid 因子(ESF)来描述微观变形模式的启动趋势^[28-29], 此时, 各微观变形模式的 ESF 的取值不再局限于上述 SF 的取值范围。

对于棒材的扭转变形, 变形体内各质点主要受到剪切应力作用, 为分析棒材扭转过程的应力分布情况, 利用 Abaqus 软件对上述扭转过程进行模拟分析, 图 6 显示了扭转过程中试样轴向中间截面上径向端点的应力应变曲线, 可以看出试样在扭转过程中表面主要受到剪切应力作用, 在直角坐标系下, 对应于表面质点的单元体的受力可用图 7 表示。

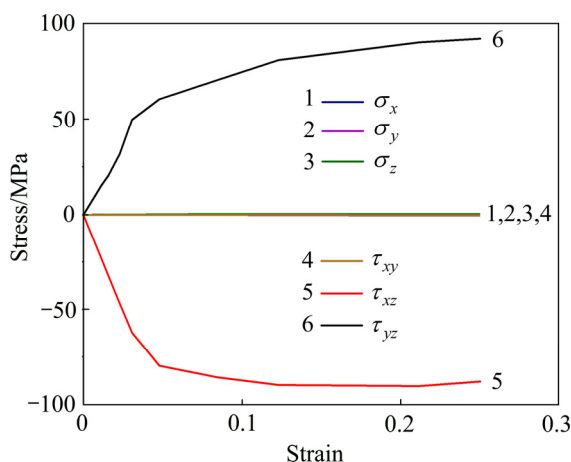


图 6 镁合金棒材扭转过程中表面处的应力-应变曲线

Fig. 6 Stress-strain curves of Mg alloy rod surface zone during torsion

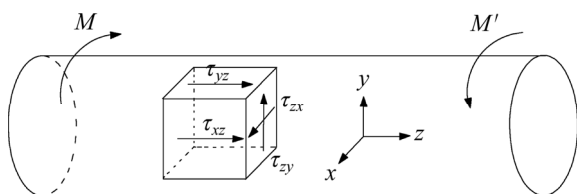


图 7 镁合金棒材扭转过程中表面点的应力示意图

Fig. 7 Illustration of Mg alloy surface stress during torsion

由于扭转试样内各质点主要受到剪切应力作用, 故采用适合于剪切应力作用下的 SF 计算公式^[30,31], 对应于某变形模式, 相应的 SF 计算公式为

$$m_{ij} = \sqrt{1 - (\mathbf{g}_j \cdot \mathbf{n})^2} (\mathbf{g}_j \cdot \mathbf{b}) \quad (3)$$

式中: $\mathbf{g}_j$ 为直角坐标系下沿 j 向的单位矢量($j=1, 2, 3$); $\mathbf{n}$ 是滑移面(孪生面)的法向; $\mathbf{b}$ 是滑移(孪生)方向。

则在复杂应力作用下对应的 SF 矩阵为^[30]

$$\mathbf{m} = \begin{bmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{13} \\ m_{21} & m_{22} & m_{23} \\ m_{31} & m_{32} & m_{33} \end{bmatrix} =$$

$$\begin{bmatrix} n_1 b_1 & \sqrt{1-n_2^2} b_2 & \sqrt{1-n_3^2} b_3 \\ \sqrt{1-n_1^2} b_1 & n_2 b_2 & \sqrt{1-n_3^2} b_3 \\ \sqrt{1-n_1^2} b_1 & \sqrt{1-n_2^2} b_2 & n_3 b_3 \end{bmatrix} \quad (4)$$

在复杂应力作用下, 变形体的内应力对于某变形模式所产生的驱动力为

$$\tau = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 \sigma_{ij} m_{ij} \quad (5)$$

式中: σ_{ij} 为应力张量; m_{ij} 则对应着式(4)的 SF 矩阵。

在复杂应力作用下的描述孪晶启动的 ESF 定义式为^[30]

$$\bar{m} = \frac{\tau}{\bar{\sigma}} \quad (6)$$

式中: $\bar{\sigma}$ 为等效应力。

由图 6 所示的试样扭转过程的内应力变化模拟结果可知, 在试样扭转过程中表面质点对应的应力状态为

$$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} 0 & \tau_{xy} & 0 \\ \tau_{yx} & 0 & \tau_{yz} \\ 0 & 0 & \tau_{zy} \end{bmatrix} \quad (7)$$

由 HCP 晶体结构的对称性特征, 镁合金的 $\{11\bar{2}0\}$ 拉伸孪晶对应六个孪晶变体, 每个孪晶变体分别对应着不同孪生面和孪生方向, 依据孪生面和孪生方向的不同, 分别对应着 $\{10\bar{1}2\} [\bar{1}011]$ 、 $(1\bar{1}02) [\bar{1}011]$ 、 $(01\bar{1}2) [0\bar{1}11]$ 、 $(0\bar{1}12) [01\bar{1}1]$ 、 $(\bar{1}012) [10\bar{1}1]$ 和 $(\bar{1}102) [\bar{1}011]$ 六个变体, 依次称为 T1、T2、T3、T4、T5 和 T6 孪晶。在镁合金变形过程中, 由于不同孪晶变体的取向不同, 在内应力作用下对应着不同 SF, 其中对应着最大的 SF 的孪晶变体最易启动^[22-23]。在式(7)所示的切应力作用下, 依据式(6)中的 ESF 表达式, 则镁合金的不同孪晶变体对应的 ESF 随试样的轴向在晶体坐标系中的分布而变化情况如图 8 所示。

图 8 显示, 对于孪晶变体 T2、T4 和 T5, 当扭转试样的轴向与晶体的柱面一致时, 有利于拉伸孪晶启动, 该条件下的上述三个拉伸孪晶变体的 ESF 值达到约 0.3。图 5(a)所显示的镁合金挤压棒材的轴向(挤压方向-ED)与晶粒的柱面 $\{11\bar{2}0\}$ 一致, 结合图 8(b)、(d)、(e)的显示结果, 挤压棒材中的晶粒取向利于孪晶变体 T2、T4 和 T5 启动。

如图 8(a)、(c)和(f)所示, 挤压棒材中的晶粒取向并没有使孪晶变体 T1、T3 和 T6 的 ESF 处于最高值范围内, 而当棒材的轴向位于晶粒基面和柱面取向之间时, 上述孪晶变体的 ESF 取最高值; 但结合图 8 中

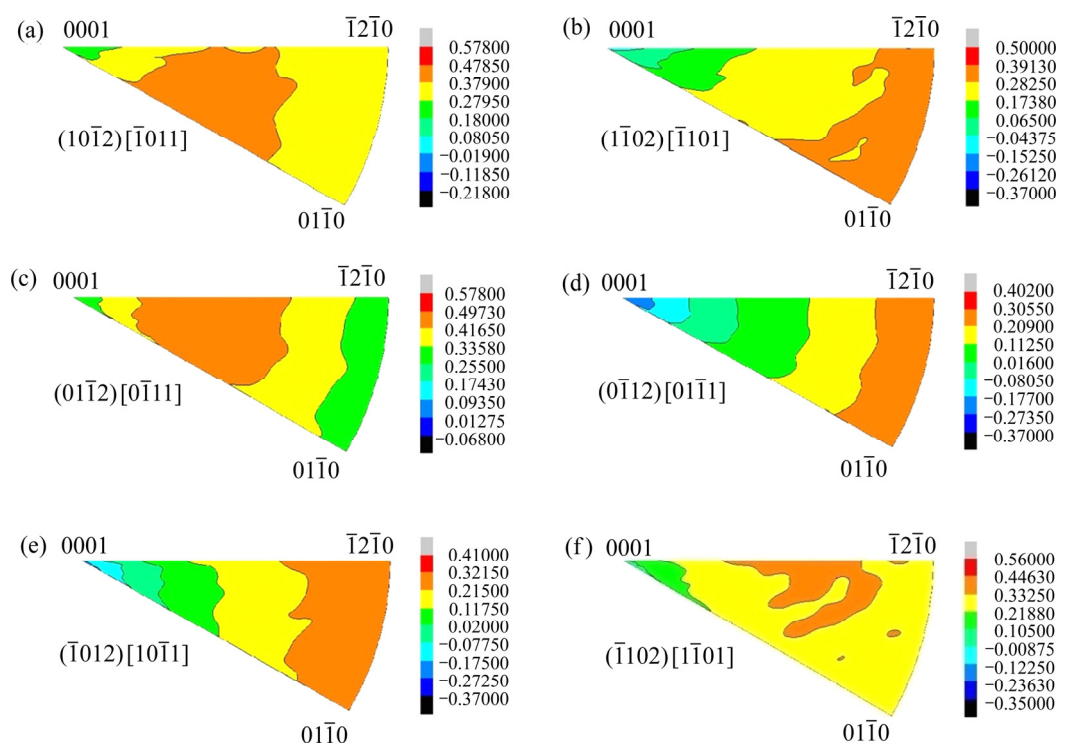


图 8 扭转过程中晶体取向对拉伸孪晶 ESF 的影响

Fig. 8 Effect of crystal orientation on extension twin ESF during torsion: (a) T1 twin; (b) T2 twin; (c) T3 twin; (d) T4 twin; (e) T5 twin; (f) T6 twin

的 ESF 值标尺可以看出,对于孪晶变体 T1、T3 和 T6,挤压棒材中的晶粒取向也能使孪晶的 ESF 值达到约 0.3,与孪晶变体 T2、T4 和 T5 的 ESF 值相当。

在图 3(b)、(c)和(d)中选取含有拉伸孪晶带的晶粒,对其内部所启动孪晶带的 ESF 进行统计分析,表 1 显示了所启动拉伸孪晶的 ESF 值分布的统计结果。由表 1 的结果可以看出,镁合金棒材在扭转过程中,所启动的拉伸孪晶对应的 ESF 高于 0.3 的占多数,与图 8 所示的结果一致。镁合金轧制板材压缩变形的 SF 统计结果表明^[26],在所有启动的拉伸孪晶中,SF 值高于 0.3 的孪晶约占总数的 76%,与表 1 中的统计结果接近。

图 9 所示为统计扭转试样中所启动拉伸孪晶带的数量及具有最大 ESF 孪晶带的数量。根据统计结果,对于 90°、180°和 320°扭转试样,具有最大 ESF 的孪晶占总的启动孪晶数量的百分比分别为 44%、69%和 78%,呈现出最大 ESF 孪晶所占的百分比随着扭转角增大而增加的趋势。由图 9 可知,对于大扭转角的扭转变形,多数孪晶的启动遵循 Schmid 定律;但当扭转角为 90°时,超过半数的孪晶启动并不遵循 Schmid 定律。

表 1 扭转试样中孪晶的 ESF 分布统计结果

Table 1 Statistical results on ESF distributions of twins in twisted samples

Torsion angle	Twin	ESF	Number	Percentage/%
90°	{10 $\bar{1}2$ }	ESF<0.1	6	13.6
		0.1≤ESF≤0.3	6	13.6
		ESF>0.3	32	72.8
180°	{10 $\bar{1}2$ }	ESF<0.1	2	5.2
		0.1≤ESF≤0.3	7	18.4
		ESF>0.3	29	76.4
320°	{10 $\bar{1}2$ }	ESF<0.1	5	8.9
		0.1≤ESF≤0.3	11	19.7
		ESF>0.3	40	71.4

图 10 所示为对应于不同 ESF 的所启动的孪晶数量。由图 10 可以看出,对于不同扭转角的试样,ESF 值在 0.4~0.5 范围内孪晶数量最多;一些对应着低 ESF 值(小于 0.2)孪晶在扭转变形过程中启动,对于 320°扭转试样,一些具有高 ESF 值(大于 0.5)孪晶启动。

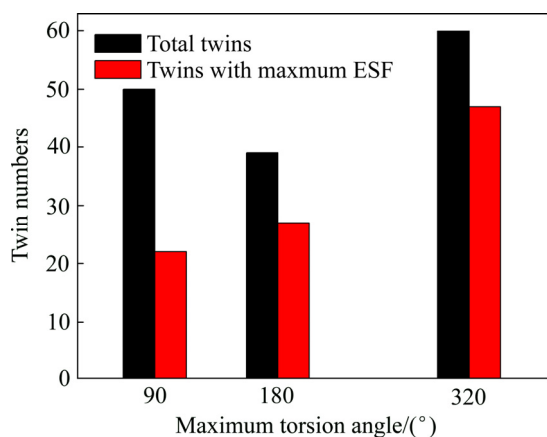


图9 扭转试样中具有最大ESF的拉伸孪晶数量的分布

Fig. 9 Number distribution of extension twin with maximum ESF within torsion samples

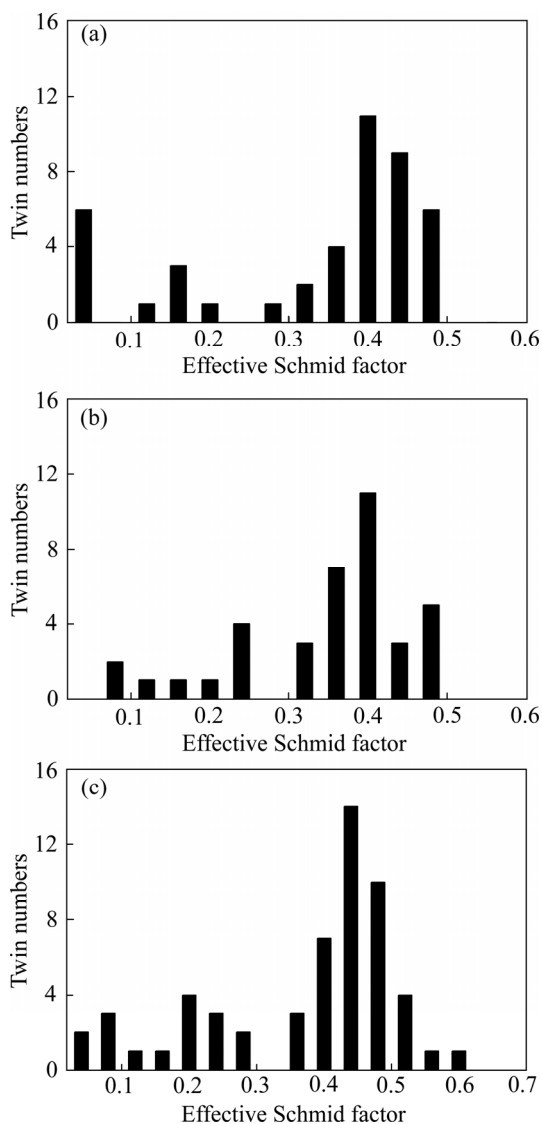


图10 扭转试样中具有不同ESF的拉伸孪晶数量的分布

Fig. 10 Number distribution of extension twin with different ESF within torsion samples: (a) 90° sample; (b) 180° sample; (c) 320° sample

根据 Schmid 定律的表达式, 滑移和孪晶启动驱动力通常为宏观应力与 SF 的乘积, 由此可以确定 SF 值高的孪晶变体易启动, 但在实际变形中, 往往一些 SF 值低的孪晶启动, SF 值高的孪晶反而没启动。镁合金板材的快速压缩变形微观机制的分析结果表明^[32], 只有约 40% 的启动孪晶遵循 Schmid 定律, 并且 SF 值主要集中在 0.3~0.4 范围内。对镁合金挤压棒材进行不同变形量的拉伸变形过程分析结果表明^[27], 随着变形量的增加, 遵循 Schmid 定律的拉伸孪晶所占的百分比呈现波动性, 对应于 7.7%、10.9% 和 20.1% 的变形量, 所占的百分比分别约为 60%、68% 和 46%, 并且超过半数拉伸孪晶的 SF 值主要集中在 0~0.1 范围内, 在 0.4~0.5 范围内很少。对于上述孪晶启动中的非 Schmid 行为, 一种解释为镁合金在变形过程中局部产生的内应力抵消了外载荷产生宏观内应力的影响^[33], 另一种解释为不同的孪晶变体在变形过程中可能产生不同的微观协调应变^[32-33], 即 SF 值低的孪晶变体可能产生更好地协调微观变形。

3.2 孪晶对晶粒取向的影响

镁合金在变形过程能够启动多种孪晶类型, 相比于滑移变形, 孪晶能够明显改变晶粒取向, 不同的孪晶启动后会在晶粒基体和孪晶间形成不同的取向差角, 常见的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶、 $\{10\bar{1}1\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动后, 依次形成 86°、56° 和 37.5° 的取向差角, $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶则可能形成 7° 和 60° 的取向差角^[6]。

$\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶由于其 CRSS 值在各种微观变形模式中最底, 故在变形过程中最易启动。 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的启动通常需要满足在晶粒 c 轴方向存在拉应力的条件, 而且存在孪晶启动后晶粒 c 轴转向压应力方向的规律。对上述扭转试样中孪晶带和晶粒基体的取向差分析表明, 图 3 的各晶粒取向图中所有孪晶带几乎全部是 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。

图 11 所示为扭转试样中所启动拉伸孪晶和其对对应晶粒基体的取向分布特征。由图 11(a)、(c)和(e)可知, 晶粒基体的取向特征为晶粒 c 轴与棒材的径向(R)一致, 并且沿圆周均匀分布, 这与图 5(a)所显示的棒材织构特征一致。由图 11(b)、(d)和(f)可知, 在拉伸孪晶启动后, 多数孪晶的 c 轴与棒材的轴向(ED)一致, 少数孪晶的 c 轴则仍与棒材的径向一致。

上述扭转变形过程中, 孪晶引起的晶粒取向变化特征可用图 12 来表示, 如图所示, 在孪晶启动前, 基体的取向特征为晶粒的 c 轴与棒材径向(R)一致, 扭转

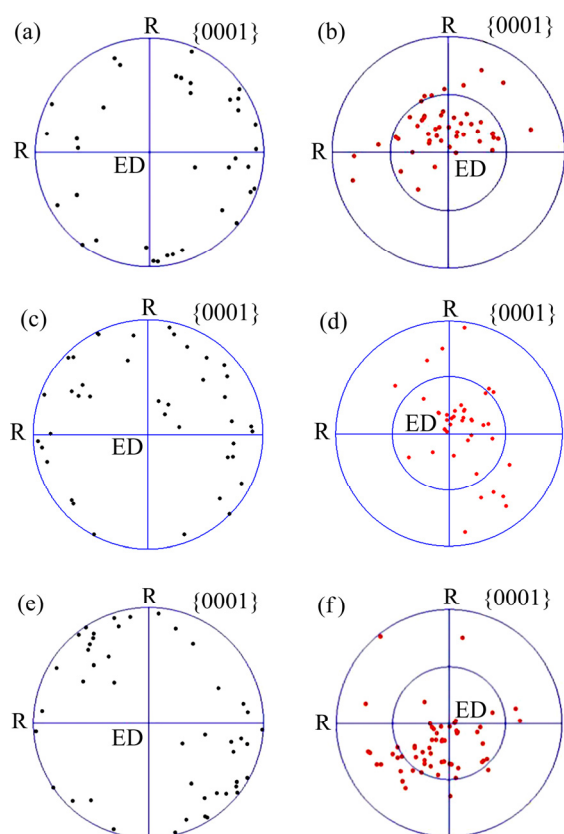


图 11 扭转试样中拉伸孪晶及其晶粒基体的取向分布

Fig. 11 Orientation distribution of extension twin and their parent grains within torsion samples: (a) 90° sample parent grains; (b) 90° sample twins; (c) 180° sample parent grains; (d) 180° sample twins; (e) 320° sample parent grains; (f) 320° sample twins

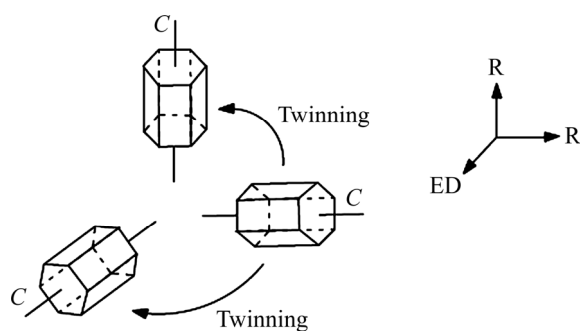


图 12 孪晶对晶粒取向改变的示意图

Fig. 12 Schematic of grain orientation change by twinning

变形过程中, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶启动使晶粒取向发生两种改变, 其一为孪晶启动后晶粒的 c 轴仍与棒材的径向一致, 定义该孪晶启动为 TW1 孪晶, 另一种为孪晶启动后晶粒的 c 轴与棒材的轴向一致(ED), 定义该孪晶启动为 TW2 孪晶。

如图 11(b)、(d)和(f)所示, 孪晶启动后的晶粒取

向分布点位于小圆内(半径为大圆的一半)的晶粒 c 轴方向与 ED 一致或接近, 则可以将该类型的孪晶启动划归为 TW2 孪晶, 取向分布点位于小圆之外的晶粒的 c 轴则与棒材的径向接近, 可将该类型的孪晶启动划归为 TW1 孪晶。图 11(b)、(d)和(f)中的孪晶取向分布结果显示多数孪晶为 TW2 孪晶, 只有少数孪晶为 TW1 孪晶, 这表明扭转变形过程所启动孪晶以 TW2 孪晶为主。在镁合金棒材的轴向压缩变形中, 所启动的拉伸孪晶几乎全部是 TW2 孪晶^[11, 34], 这表明镁合金棒材在扭转变形过程中, 孪晶启动对晶粒取向的改变特征几乎与镁合金棒材压缩变形一致。

4 结论

1) 镁合金棒材在扭转变形过程中有拉伸孪晶启动, 拉伸孪晶启动并没有对扭转过程的宏观力学性能曲线硬化特征产生明显影响, 对棒材中的晶粒基面平行于轴向的丝织构也无明显影响。

2) 拉伸孪晶启动过程的 ESF 计算结果表明, 在低扭转角条件下, 超过半数的孪晶启动并不遵循 Schmid 定律, 随着扭转角的增大, 遵循 Schmid 定律的孪晶所占比例明显提高, 在大扭转角条件下, 多数孪晶启动则遵循 Schmid 定律。

3) 镁合金棒材扭转过程中, 拉伸孪晶的启动使晶粒取向发生两种改变, 由孪晶启动前的晶粒 c 轴与棒材的径向一致, 分别变化为与棒材的轴向一致或与径向一致, 并且以前一种变化为主。

REFERENCES

- [1] 林金宝, 任伟杰, 王心怡. 挤压态 ZK60 镁合金室温拉-压不对称性研究[J]. 金属学报, 2016, 52(3): 264-270.
LIN Jin-bao, REN Wei-jie, WANG Xin-yi. Research on the tension-compression asymmetry of as-extruded ZK60 magnesium alloys at room temperature[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(3): 264-270.
- [2] 宋波, 辛仁龙, 孙立云, 陈刚, 刘庆. 镁合金拉伸压缩不对称性的影响因素及控制方法[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 1941-1952.
SONG Bo, XIN Ren-long, SUN Li-yun, CHEN Gang, LIU Qing. Influencing factors and controlling methods of tension-compression asymmetry in magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 1941-1952.

- [3] XI B L, FANG G, XU S W. In-situ analysis of microscopic plastic and failure behaviors of extruded magnesium alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 749: 148–157.
- [4] 毛萍莉, 刘正, 王长义, 王峰. 高应变速率下AZ31镁合金的各向异性及拉压不对称性[J]. *中国有色金属学报*, 2012, 22(5): 1262–1269.
- MAO Ping-li, LIU Zheng, WANG Chang-yi, WANG Feng. Anisotropy and asymmetry of as-extruded AZ31 magnesium alloy deformed under high strain rate[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2012, 22(5): 1262–1269.
- [5] PARK S H, LEE J H, MOON G G. Tension-compression yield asymmetry in as-cast magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 617: 277–280.
- [6] 刘庆. 镁合金塑性变形机理研究进展[J]. *金属学报*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- LIU Qing. Research progress on plastic deformation mechanism of Mg alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(11): 1458–1472.
- [7] 詹美艳, 李春明, 尚俊玲. 镁合金的塑性变形机制和孪生变形研究[J]. *材料导报 A*, 2011, 25(2): 1–7.
- ZHAN Mei-yan, LI Chun-ming, SHANG Jun-ling. Investigation of the plastic deformation mechanism and twinning of magnesium alloys[J]. *Materials Review A*, 2011, 25(2): 1–7.
- [8] KANNAN V, HAZELI K, RAMESH K T. The mechanics of dynamic twinning in single crystal magnesium[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2018, 120: 154–178.
- [9] LOU C, ZHANG X Y, REN Y. Non-Schmid-based $\{10\bar{1}2\}$ twinning behavior in polycrystalline magnesium alloy[J]. *Materials Characterization*, 2015, 107: 249–254.
- [10] MOKDAD F, CHEN D L, LI D Y. Twin-twin interactions and contraction twin formation in an extruded magnesium alloy subjected to an alteration of compressive direction[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 737: 549–560.
- [11] SONG L H, WU B L, ZHANG L, DU X H, WANG Y N, ESLING C, PHILIPPE M J. Detwinning-related Bauschinger effect of an extruded magnesium alloy AZ31B[J]. *Materials Characterization*, 2019, 148: 63–70.
- [12] 刘筱, 朱必武, 李落星, 唐昌平. 挤压态AZ31镁合金热变形过程中的孪生和织构演变[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(2): 288–295.
- LIU Xiao, ZHU Bi-wu, LI Luo-xing, TANG Chang-ping. Twinning and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy during hot deformation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(2): 288–295.
- [13] YIN S M, YANG F, YANG X M. The role of twinning-detwinning on fatigue fracture morphology of Mg-3%Al-1%Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494: 397–400.
- [14] SUN Q, XIA T, TAN L. Influence of $\{10\bar{1}2\}$ twin characteristics on detwinning in Mg-3Al-1Zn alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 735: 243–249.
- [15] WANG J, ZHANG D X, LI Y, XIAO Z Y, FOUSE J P, YANG X Y. Effect of initial orientation on the microstructure and mechanical properties of textured AZ31 Mg alloy during torsion and annealing[J]. *Materials and Design*, 2015, 86: 526–535.
- [16] SONG B, GUO N, XIN R L. Strengthening and toughening of extruded magnesium alloy rods by combining pre-torsion deformation with subsequent annealing[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 650: 300–304.
- [17] HUA J Q, GAO H, MENG Y X. Effects of free-end torsion on the microstructure evolution and fatigue[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 726: 215–222.
- [18] GUO X Q, WU W, WU P D. On the Swift effect and twinning in a rolled magnesium alloy under free-end torsion[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 69: 319–322.
- [19] ZHANG J X, YU Q, JIANG Y Y, LI Q Z. An experimental study of cyclic deformation of extruded AZ61A magnesium alloy[J]. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27: 768–787.
- [20] KABIRIAN F, KHAN A S, GÄNPPEL-HERLOD T. Visco-plastic modeling of mechanical responses and texture evolution in extruded AZ31 magnesium alloy for various loading conditions[J]. *International Journal of Plasticity*, 2015, 68: 1–20.
- [21] BISWAS S, BEAUSIR B, TOTH L S, SUWAS S. Evolution of texture and microstructure during hot torsion of a magnesium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 5263–5277.
- [22] SONG G S, CHEN Q Q, ZHANG S H, XU Y. Deformation micro-mechanism for compression of magnesium alloys at room temperature analyzed by electron backscatter diffraction[J]. *Materials and Design*, 2015, 65: 534–542.
- [23] SONG G S, ZHANG S H, ZHENG L, RUAN L Q. Twinning, grain orientation and texture variation of AZ31 Mg alloy during compression by EBSD tracing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509: 6481–6488.
- [24] MU S J, JONAS J J, GOTTSTEIN G. Variant selection of primary, secondary and tertiary twins in a deformed Mg alloy[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 2043–2053.
- [25] LUO J R, GODFREY A, LIU W, LIU Q. Twinning behavior of a strongly basal textured AZ31 Mg alloy during warm rolling[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60: 1986–1998.

- [26] SHI Z Z, ZHANG Y D, WAHNER F. On the selection of extension twin variants with low Schmid factors in a deformed Mg alloy[J]. *Acta Materialia*, 2015, 83: 17–28.
- [27] SONG L H, WU B L, ZHANG L. Twinning characterization of fiber-textured AZ31B magnesium alloy during tensile deformation[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 710: 57–65.
- [28] YANG P, WANG L, LI X, MENG L. Orientation factor analysis of deformation mechanisms under special processing techniques in AZ31 magnesium alloys[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 23 (1): 63–71.
- [29] 胡 维, 孟 利, 李 萧, 陈 冷. AZ31 镁合金循环冷轧及退火的组织和织构演变[J]. *中国体视学与图像分析*, 2016, 21(3): 263–271.
- HU Wei, MENG LI, Li Xiao, CHEN Leng. Microstructure and texture evolution of magnesium alloy AZ31 during repeated cold rolling and subsequent annealing[J]. *Chinese Stereology and Image Analysis*, 2016, 21(3): 263–271.
- [30] 陈帅峰. 镁合金板材压剪变形中孪晶、剪切带和织构演变研究[D]. 北京: 中国科学院大学, 2018: 45–50.
- CHEN Shuai-feng. Study on the evolution of twinning, shear band and texture in magnesium alloy sheet compression shear deformation[D]. Beijing: University of Chinese Academy of Sciences, 2018: 45–50.
- [31] WU B L, DUAN G S, DU X H. In situ investigation of extension twinning-detwinning and its effect on the mechanical behavior of AZ31B magnesium alloy[J]. *Materials and Design*, 2017, 132: 57–65.
- [32] WU B L, ZHANG Y D, WANG G, HUMBERT M, WAGNER F, ESLING C. Primary twinning selection with respect to orientation of deformed grains in ultra-rapidly compressed AZ31 alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 541: 120–127.
- [33] JONAS J J, MU S J, AL-SAMMAN T, GOTTSTEIN G, JIANG L, MARTIN È. The role of strain accommodation during the variant selection of primary twins in magnesium[J]. *Acta Materialia*, 2011, 59: 2046–2056.
- [34] ZHONG L P, WANG Y J, LUO H, LUO C S, PENG J. Evolution of the microstructure, texture and thermal conductivity of as-extruded ZM60 magnesium alloy in pre-compression[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 775: 707–713.

Twinning mechanism of magnesium alloy rod torsion

SONG Guang-sheng¹, NIU Jia-wei¹, ZHANG Shi-hong², ZHANG Jian-qiang¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110036, China;

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

Abstract: Magnesium alloy rods were separately twisted to 90°, 180° and 320° angles at room temperature, according to numeric simulation results of torsions, based on mathematic model of effective Schmid factor under condition of shear stress loading, combined with EBSD measured results of grains orientation after torsion, the twinning mechanism during magnesium alloy torsion was analyzed. The analysis results show that activations of the most extension twins obey the Schmid criterion, and some extension twins with lower Schmid factors also activate. The *c*-axes of grains in origin rods are vertical to the axis of rods, and they are tilted to parallel to the axis of rods after extension twin activations. The hardening characteristic of stress-strain curves of torsions is not changed although many twin bands formed in grains. The texture of grains basal parallel to the axis of rods are maintained after torsion.

Key words: magnesium alloy rods; torsion; extension twin; Schmid factor

Foundation item: Project(51174189) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2019-07-26; **Accepted date:** 2019-12-02

Corresponding author: SONG Guang-sheng; Tel: +86-24-89724198; E-mail: songgs17@163.com

(编辑 何学锋)