

AZ31 镁合金挤压棒材变路径压缩的微观机理

宋广胜¹, 张健强¹, 牛嘉维¹, 张士宏²

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110036)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 室温下, 对 AZ31 镁合金挤压棒材分别进行 2 种变路径压缩变形, 第 1 种为压缩方向为正交径向的两道次压缩, 称为 RD1-RD2 压缩变形; 第 2 种为压缩方向依次为挤压方向和径向的两道次压缩变形, 称为 ED-RD1 压缩变形, 并对上述压缩过程中晶粒取向和力学性能的变化特征进行了分析。结果表明, 压缩变形过程中大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动, 不同的孪晶变体启动使晶粒中存在较多的交叉孪晶界, 孪晶启动总体上遵循施密特定律。对于 RD1-RD2 压缩变形, 两道应力应变曲线几乎相同, 而对于 ED-RD1 压缩变形, 第 2 道次压缩的应力应变曲线对应的应力值明显高于第 1 道次。

关键词: AZ31 镁合金; 变路径压缩; 孪晶; Schmid 因子

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)11-3563-08

镁合金具有密度低、比强度高及电磁屏蔽性好等优点, 在交通、电讯和航空航天等领域具有潜在的应用前景。目前, 镁合金由于其强度、塑性和耐腐蚀性等性能难以满足实际要求, 限制了其大规模应用, 其主要应用形式为采用压铸工艺生产铸件, 但铸件中可能存在缩松缩孔等缺陷, 而且铸件强度往往难以满足使用要求, 所以采用塑性成形技术生产镁合金结构件是镁合金应用的必然选择。镁合金由于室温下变形时能够启动的独立滑移系少, 导致其室温下塑性加工困难, 相关研究通过合金化和特殊塑性成形技术等技术手段来提高镁合金的成形性^[1-5]。

镁合金的塑性成形工艺所采用的原料主要为镁合金轧制或挤压板材及镁合金挤压棒材, 前者主要用于镁合金冲压或冲锻工艺, 来生产各种镁合金壳型件^[6, 7], 产品已在电讯等行业中得到应用。而镁合金棒材作为镁合金挤压工艺的原料, 可用来生产截面形状复杂的结构件^[8, 9]。研究镁合金塑性变形的力学性能及微观机理有助于镁合金塑性成形工艺的开发, 而镁合金在塑性加工过程中除了可能承受单向拉伸或压缩等简单载荷外, 还可能承受复杂的多向或变向载荷作用。相比于有关镁合金单向拉伸或压缩变形时的力学性能和微观机理的大量报道^[10-15], 镁合金在多向或变向载荷作用下的宏观力学性能和相关微观机理研究仍有许多工作要做, 如变向载荷作用下的孪晶和解孪晶机制, 变

向载荷作用下的先期变形如何影响后续变形的力学性能及相关机理, 织构特征如何影响变向载荷作用下的宏观力学性能等。

黄洪涛^[16, 17]对镁合金轧制板材先后沿横向 (TD) 和法向 (ND) 方向压缩, 并对晶粒取向变化进行了原位跟踪, 对变形过程的孪晶和解孪晶机理进行了分析。He^[18]分析了镁合金挤压棒材沿挤压方向 (ED) 方向的预压缩变形量对后续的轧向 (RD) 方向压缩变形的影响, 发现由于基面滑移系启动的影响, 沿 RD 压缩的宏观屈服强度低于沿 ED 压缩的值, 沿 ED 方向的预压缩变形提高了后续 RD 方向压缩的屈服强度。Xu^[19]对镁合金轧制板材依次沿 RD、TD 和 ND 方向预压缩变形, 分析了预压缩变形对后续的板材拉伸和压缩变形的影响, 解释了预压缩变形明显地降低了板材的拉压非对称性, 上述预压缩变形依次对应着 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶、 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶的微观变形机制。杨续跃^[20]对镁合金挤压棒材进行降温多向压缩变形, 发现随着变形道次的增加, 晶粒明显细化, 织构也明显弱化。Hou^[21]对镁合金轧制板材依次沿 TD 和 RD 方向压缩变形, 并对变形过程中晶粒取向的变化进行了原位跟踪, 发现 TD 方向压缩过程不同的拉伸孪晶变体启动将对后续变形产生明显影响。

镁合金挤压棒材具有晶粒基面平行于挤压方向的基面织构, 对其沿径向或轴向进行变向压缩变形将对

收稿日期: 2018-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51174189)

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 110036, 电话: 024-89724198, E-mail: songgs17@163.com

应着不同于镁合金板材的变形机制和宏观力学性能，为分析镁合金挤压棒材在变向载荷作用下的孪晶机制及其对宏观力学性能的影响，本研究设计 2 种不同的 AZ31 镁合金挤压棒材变路径压缩实验，分析其变形过程中的宏观力学性能特征，并利用 EBSD 技术上述压缩过程中的微观变形机理进行分析。

1 实验

实验所用材料是为 $\Phi 26 \text{ mm} \times 1000 \text{ mm}$ 的商用 AZ31 (Mg-3Al-1Zn) 镁合金挤压棒材，在棒材内部切取尺寸为 $7 \text{ mm} \times 7 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ 长方体试样，试样各面的法线分别与棒材的径向和轴向（挤压方向）一致，其中长度为 6 mm 的棱边与棒材轴向一致。试样经过 $420 \text{ }^\circ\text{C}/6 \text{ h}$ 退火处理后，室温下，在 SANS-CMT-5105 微机控制电子万能试验机上进行变向压缩，压缩速率为 0.45 mm/min ，每次压下量控制在最大应变量为 8% 左右。

压缩变形方式分为 2 种，如图 1a 所示，第 1 种先沿一对平行平面的法线方向进行单向压缩，该压缩方向与径向一致，称为 RD1 方向，该压缩称为 RD1 压缩，得到该压缩过程的应力应变曲线称为 RD1 曲线，然后再对同一试样沿另一对平行平面的法线方向（与 RD1 正交，称为 RD2 方向）进行压缩，该压缩称为 RD1-RD2 压缩，所得到的应力应变曲线成为 RD1-RD2 曲线；第 2 种变形方式如图 2b 所示，先沿棒材轴线方向（称为 ED 方向）对试样进行压缩，称为 ED 压缩，对同一试样再沿径向（称为 RD1 方向）对试样进行压缩，称为 ED-RD1 压缩，上述 2 个压缩过程所得到的曲线分别称为 ED 曲线和 ED-RD1 曲线。上述每次压缩变形后都采用 EBSD 技术对试样的法线为 ED 的平面进行晶粒取向测定。

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 $-30 \text{ }^\circ\text{C}$ 时进行电解，电解电压为 15 V ，电解时间为 150 s 。EBSD 实验在附带 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 结果与讨论

2.1 晶粒取向变化及孪晶机制

镁合金型材中存在 2 种典型的基面织构，一种是镁合金板材中存在的基面平行于轧面或挤压面的基面织构；另一种是基面平行于挤压棒材轴线的基面织构，基面织构的存在使临界剪切应力（CRSS）值较低的基面滑移系处于硬取向状态而不利于镁合金型材的塑性变形。图 2 为采用 XRD 技术所测得实验所用的挤压棒材的宏观极图，极图特征显示挤压棒材中的晶粒取向特征为晶粒基面平行于棒材轴线，并且晶粒 C 轴沿圆周均匀分布，柱面 $\{10\bar{1}0\}$ 与棒材轴线夹角约为 30° 。

对挤压棒材及变形试样采用 EBSD 技术所测晶粒取向的数据处理结果如图 3 所示，图 3a 中的晶粒取向图显示挤压棒材微观组织由尺寸相差较大的晶粒组成，尺寸较小的晶粒为挤压过程中产生的再结晶晶粒，其均匀分布在大晶粒的晶界处或大晶粒内部，并且晶粒内无孪晶带。图 3b 中的极图显示棒材中的晶粒取向特征与图 2 所示结果一致。图 3d 中的极图显示 RD1 压缩试样的晶粒 C 轴接近或完全平行于压缩方向（RD1），这是大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶启动而使晶粒产生偏转的结果。RD1-RD2 压缩试样变形后的 EBSD 处理结果如图 3e 和 3f 所示，图 3f 中的极图显示 RD1 试样

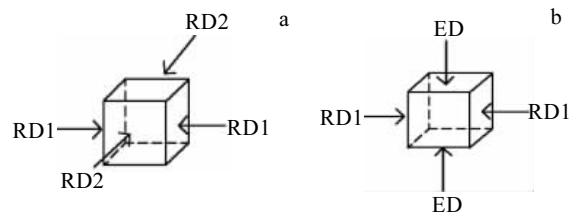


图 1 镁合金试样变路径压缩示意图

Fig.1 Schematic illustration of various path compressions for Mg alloy specimens: (a) RD1-RD2 and (b) ED-RD1

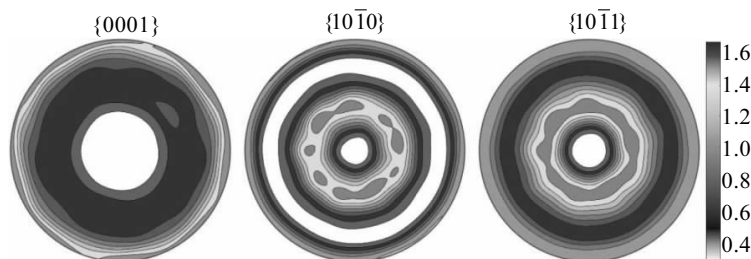


图 2 镁合金挤压棒材的极图

Fig.2 Pole figures of the extruded Mg alloy rod

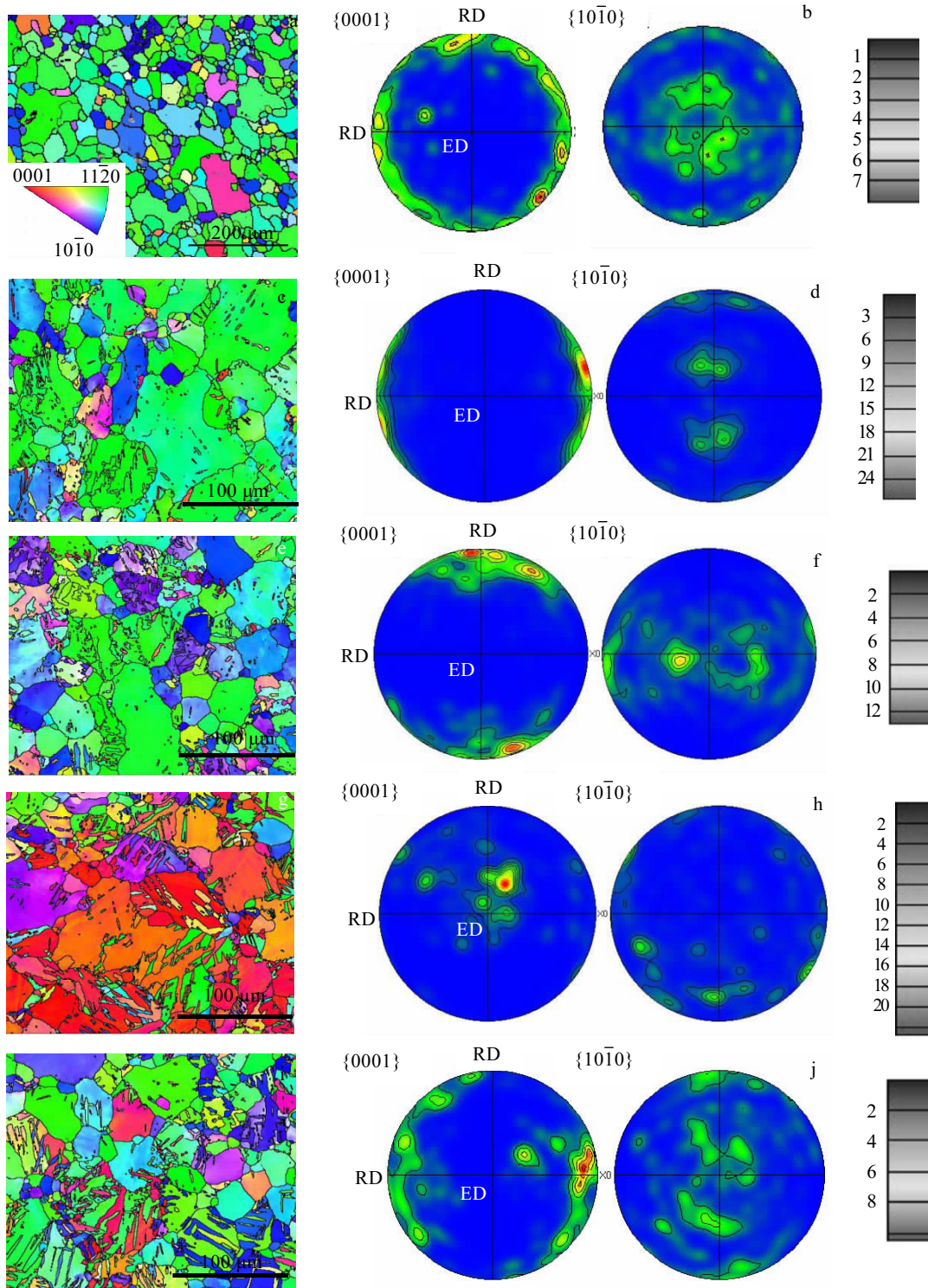


图 3 棒材及变形试样的晶粒取向图及极图

Fig.3 Grain micrographics and pole figures of the rod and deformed specimens: micrographics of the rod (a), RD1 (c), RD1-RD2 (e), ED (g), and ED-RD1 (i) specimens; pole figures of the rod (b), RD1 (d), Rd1-RD2 (f), ED (h), and ED-RD1 (j) specimens

再经过 RD2 方向压缩后, 晶粒 C 轴朝压缩方向 RD2 集中, 这也是大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶启动结果, 由于是在 RD1 压缩变形过程中启动 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶基础上再次启动 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶, 故称为 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶^[22]。

图 3g~3j 分别显示了 ED 和 ED-RD1 压缩试样变形后的 EBSD 实验结果, 其中图 3h 中的极图显示挤压棒材沿 ED 方向压缩变形后, 大量拉伸孪晶启动使晶粒 C 轴朝 ED 方向集中, 而图 3j 中的极图显示试样再次经过沿 RD1 方向压缩后, $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶

启动使晶粒 C 轴朝 RD1 方向集中。图 3g 和 3i 中的晶粒取向图显示 ED 和 ED-RD1 试样压缩变形后的晶粒中存在较多平行孪晶带。

镁合金棒材在上述变路径压缩过程中的晶粒取向变化特征可采用图 4 来表示。如图 4a 所示，挤压棒材中的晶粒的基面与棒材的轴线平行，并且晶粒 C 轴沿圆周方向均匀分布，而图 4b 和 4c 显示镁合金棒材依次沿 RD1 和 RD2 方向压缩后， $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动使棒材具中晶粒 C 轴分别平行于 RD1 和 RD2 方向。图 4d 和 4e 则显示镁合金棒材依次经过 ED 和 RD1 压缩变形后， $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动则使棒材中晶粒 C 轴分别平行于 ED 和 RD1 方向。

图 3 中的晶粒取向变化特征表明在镁合金棒材的变路径压缩过程中有大量 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动，由密排六方 (hcp) 晶体结构的对称性特征可知 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶存在 6 个变体，在拉伸孪晶的启动中通常施密特因子 (SF) 最大的变体启动，但有时在晶粒内部 SF 值小的孪晶变体也可能启动，不同孪晶变体相遇会形成具有特定取向差角的晶界，称为交叉拉伸孪晶界^[23]。相关报道表明，不同的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶变体相遇会形成取向差角分别为 7.4°、60°和 60.4°的 3 种交叉孪晶界^[16]。交叉拉伸孪晶界形成原理可用图 5 的示意图来表示。如图 5 所示，在晶粒内部的 P1 和 P2 处分别启动拉伸孪晶，6 个孪晶变体 T1~T6 中的一个可能启动，如果在 P1 和 P2 处分别启动不同的孪晶变体，随着孪晶界的扩展，当 P1 和 P2 处的孪晶界相遇时，将形成交叉拉伸孪晶界。如果在 P1 和 P2 处启动相同的孪晶变体，将不会形成交叉拉伸孪晶界。

上述变形试样的拉伸孪晶界和交叉拉伸孪晶界的分布情况如图 6 所示，图中显示变形后试样微观组织中存在较多的拉伸孪晶界，同时存在一定量的交叉

孪晶界，交叉孪晶界分布的分析结果表明只存在取向差角为 60°的交叉孪晶界。

图 6 显示除 RD1 试样外，其它 3 种试样变形后的微观组织中存在较多的交叉孪晶界，在镁合金的多向压缩变形中，由于不同方向的压缩中启动了不同的孪晶变体，所以经过多次压缩后容易在晶粒内部形成交叉孪晶界，这一点在图 6 中 RD1-RD2 和 ED-RD1 试样的晶界分布图上已有所见。图 6c 显示 ED 试样的微

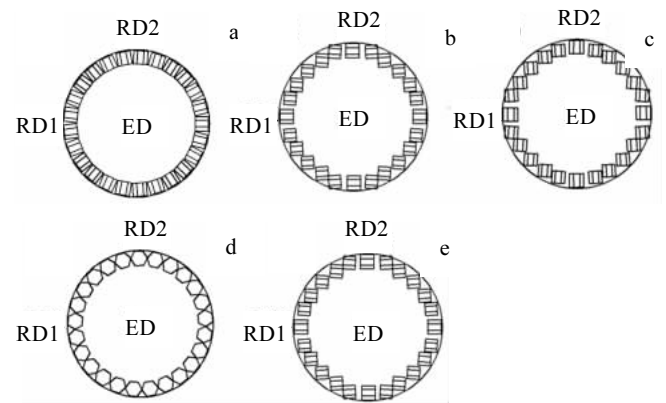


图 4 棒材及压缩试样的晶粒取向示意图

Fig.4 Schematic illustration of grain orientation of the rod and compressed specimens: (a) initial rod, (b) RD1, (c) RD1-RD2, (d) ED, and (e) ED-RD1

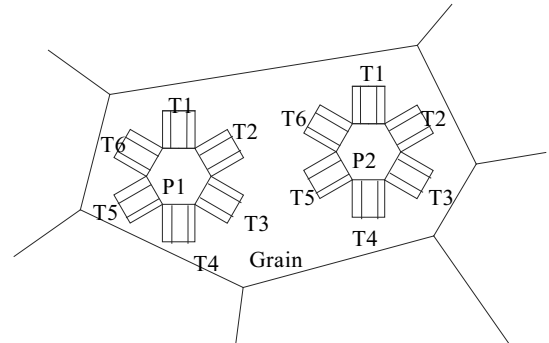


图 5 交叉拉伸孪晶界形成示意图

Fig.5 Schematic illustration of crossed twin boundary formation

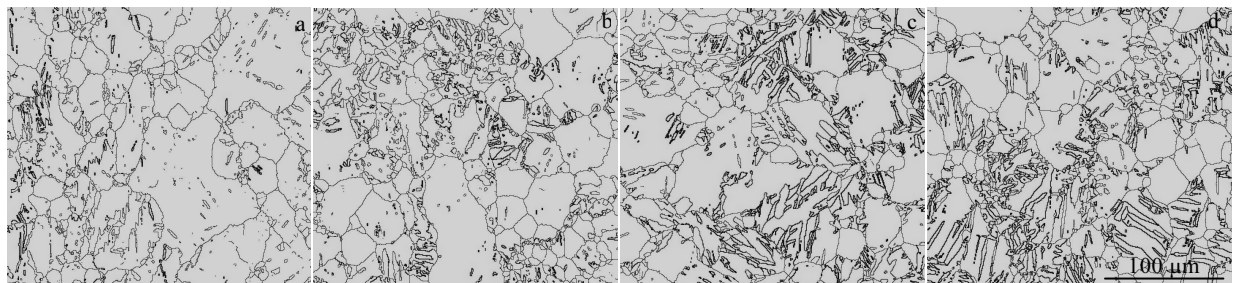


图 6 压缩试样的晶界分布

Fig.6 Grain boundary distributions of compressed specimens: (a) RD1, (b) RD1-RD2, (c) ED, and (d) ED-RD1 (the red lines are $\{10\bar{1}2\}$ extension twin boundaries and blue lines are $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ secondary twin boundaries)

观组织中也存在较多的交叉孪晶界, 通常在镁合金轧制板材的单向压缩中不易形成交叉孪晶界, 而图 6c 则表明具有基面织构的镁合金挤压棒材在沿轴向压缩过程形成较多交叉孪晶界, 镁合金轧制板材和挤压棒材虽然都具有典型的基面织构, 但二者的晶粒取向分布特征有不同, 在镁合金板材中晶粒的 C 轴与板材的法向一致, 而镁合金棒材中晶粒的 C 轴与径向一致, 前者的晶粒 C 轴为单一方向, 而后的晶粒 C 轴则是沿圆周方向分散分布, 这种晶粒取向分布的差异可能对孪晶启动产生不同的影响。

图 7 显示了沿 Z 向压缩时 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的变体 $(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$ 、 $(1\bar{1}02)[\bar{1}101]$ 和 $(01\bar{1}2)[0\bar{1}11]$ 的 SF 与晶粒基面取向的关系, 该图是基于晶粒取向与晶粒在极图中的坐标关系, 并根据晶粒取向计算其 SF, 利用 Matlab 软件编程和 Origin 软件绘图而得到的。参照图 2 所示的基面织构特征, 由图 7 可以看出具有基面织构的棒材沿轴向压缩时, 不同的孪晶变体都产生较高的 SF 值, 这意味着不同的孪晶变体都可能启动, 从而在变形后的微观组织中可能形成交叉孪晶界。

拉伸孪晶的启动通常遵循施密特定律, 即 SF 大的孪晶变体易启动, 但有时为满足晶粒间的应变协调, SF 低的孪晶变体可能启动, 有时甚至 SF 为负值的孪晶变体也能启动^[24, 25]。对上述变形试样中启动孪晶的 SF 值分布进行统计, 统计结果如表 1 所示。分析统计

结果, 在拉伸孪晶中约有 22% 的是低 SF (0.1~0.3) 型, 而约有 75% 的是高 SF (0.3~0.5) 型, 仅仅不到 3% 的拉伸孪晶发生在极低的 SF (0~0.1)。在二次拉伸孪晶中约有 8% 的是低 SF (0.1~0.3) 型, 而约有 88% 的是高 SF (0.3-0.5) 型, 仅仅不到 4% 的二次拉伸孪晶发生在极低的 SF (0~0.1)。上述分析结果表明拉伸孪晶和二次孪晶的启动总体上遵循 Schmid。

上述变形过程中, 尽管大多数启动孪晶对应着高 SF, 但一些有高 SF 的孪晶变体却没有启动, 这是因为对于高 SF 孪晶, 其孪晶生产的驱动力主要是来自宏观应力, 对于低 SF 孪晶, 在变形过程中受到局部应变协调效应的影响, 相邻的晶粒之间需要进行调节, 导致在 6 个变体中非 SF 最大的变体产生孪晶。

上述变形试样中, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶的不同 SF 值对应的晶粒数目如图 8 所示。图中显示两者所启动的孪晶变体的 SF 值主要集中于 0.4~0.5 范围内, 而 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶所启动的孪晶变体的 SF 值很少有低于 0.2 的。这意味着相比于拉伸孪晶, $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶的启动更需要高的 SF 值^[24]。

2.2 力学性能及微观变形机制

图 9 显示了上述变路径压缩过程中的力学性能曲线, 图中的曲线都为典型的拉伸孪晶启动的 S 型硬化曲线, 意味着上述变形过程中拉伸孪晶大量启动。图

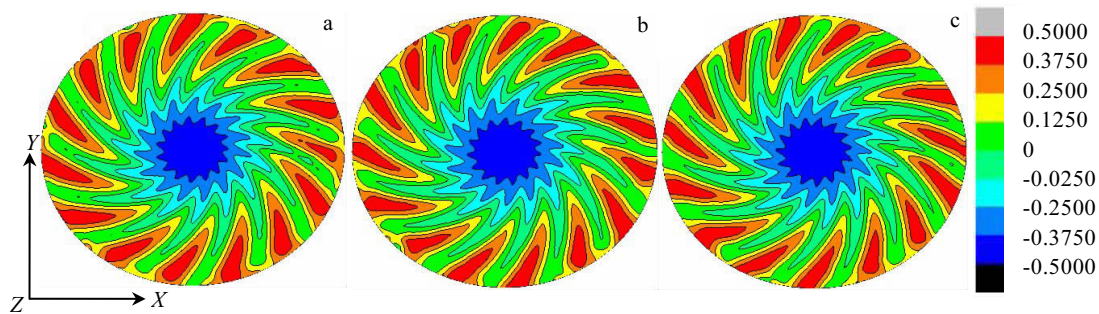


图 7 沿 Z 向压缩时不同孪晶变体的 SF 与晶粒 $\{0001\}$ 取向的关系

Fig.7 Relationship between SFs of different twin variants and $\{0001\}$ orientation for the compression along Z direction:

(a) $(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$, (b) $(1\bar{1}02)[\bar{1}101]$, and (c) $(01\bar{1}2)[0\bar{1}11]$

表 1 孪晶 SF 分布的统计结果

Table 1 Statistical results of SF distribution

| Twin | SF | Number | Percentage/% |
|-------------------------------------|----------------------|--------|--------------|
| $\{10\bar{1}2\}$ | $0 \leq SF \leq 0.1$ | 3 | 2.45 |
| | $0.1 < SF \leq 0.3$ | 27 | 22.13 |
| | $0.3 < SF \leq 0.5$ | 92 | 75.42 |
| $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ | $0 \leq SF \leq 0.1$ | 2 | 3.92 |
| | $0.1 < SF \leq 0.3$ | 4 | 7.85 |
| | $0.3 < SF \leq 0.5$ | 45 | 88.23 |

9a 显示在 RD1-RD2 的 2 次压缩过程中, 对应的屈服强度都约为 75 MPa, 其中 RD1-RD2 曲线的应力值略高于 RD1 曲线, 这是由于 RD1 变形后导致位错密度的增加而引起形变硬化。镁合金沿不同方向压缩时的最大 SF 分布与基面取向的关系如图 10 所示, 对比图 2 与图 10a 可以看出, 沿 RD1 压缩时, 挤压棒材中只有基面取向与 RD2 方向接近的晶粒中拉伸孪晶

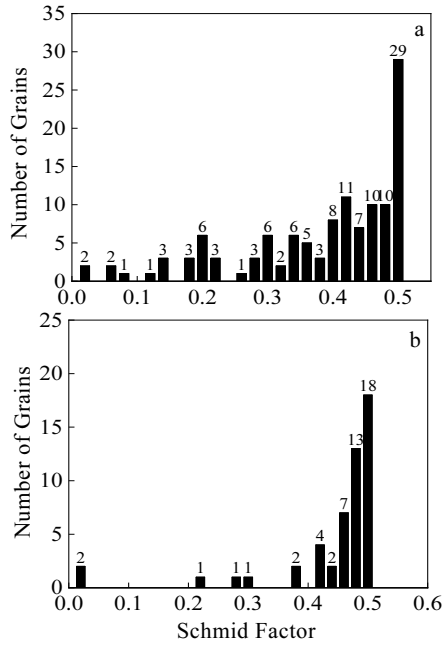


图 8 不同的 SF 对应的晶粒数目

Fig.8 Grain numbers corresponding to different SFs: (a) $\{10\bar{1}2\}$ extension twin and (b) $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ secondary twin

易启动,而基面取向与 RD1 接近的晶粒中拉伸孪晶处于硬取向而无法启动。而将图 3d 与图 10b 对比后可以看出,挤压棒材经 RD1 压缩后再沿 RD2 压缩时,所有晶粒的取向都有利于拉伸孪晶的启动。

图 9b 显示挤压棒材依次沿 ED 和 RD1 压缩变形过程中,拉伸孪晶启动所决定的屈服强度都是约为 100 MPa,高于图 9a 中的沿径向的变路径压缩的屈服强度。并且图 9b 中显示沿 ED 压缩变形后,在后续的 RD1 压缩变形中应力值明显提高,即呈现明显的形变硬化效应。图 10c 显示了沿 ED 压缩时镁合金晶粒的基面取向与最大 SF 的关系,结合图 2 中所示的挤压

棒材的织构特征,可以看出沿 ED 压缩时挤压棒材中的晶粒取向有利于拉伸孪晶的启动。挤压棒材沿 ED 压缩后的晶粒取向特征如图 3h 所示,结合图 10a 可知,沿 ED 压缩后再沿 RD1 压缩时晶粒取向也有利于拉伸孪晶的启动。

对比图 9 中的 RD1 和 ED 曲线可以看出,挤压棒材沿径向压缩的屈服强度低于沿挤压方向的屈服强度,这是因为沿径向压缩的屈服强度是由基面滑移系启动所决定的,沿挤压方向压缩的屈服强度是由拉伸孪晶启动所决定,而拉伸孪晶的 CRSS 值高于基面滑移系^[26],导致径向压缩的屈服强度低于挤压方向的压缩值。图 11 显示了镁合金沿不同方向压缩

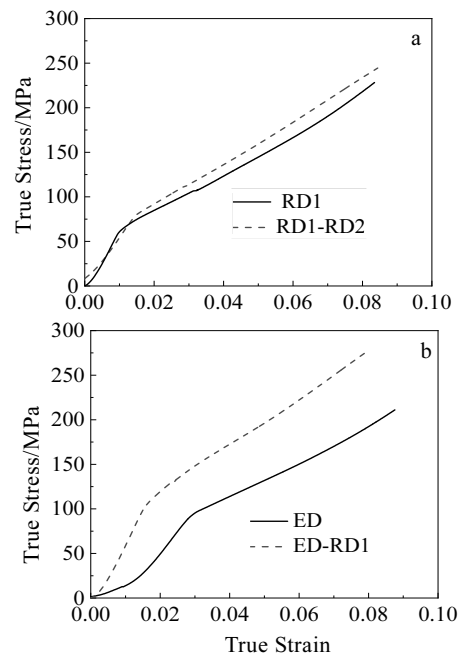


图 9 试样在变路径压缩的应力-应变曲线

Fig.9 Stress-strain curves of specimens for various path compressions: (a) RD1-RD2 and (b) ED-RD1

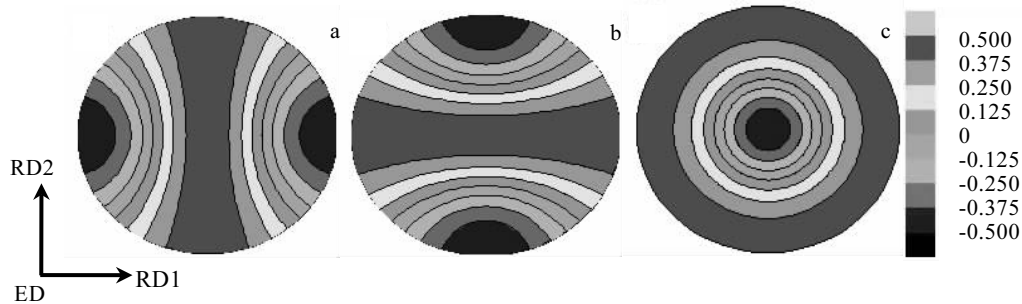


图 10 沿不同方向压缩时 $\{0001\}$ 分布与拉伸孪晶的最大 SF 的关系

Fig.10 Relationship between $\{0001\}$ distribution and maximum SF of extension twins for compressions along different directions: (a) X, (b) Y, and (c) Z

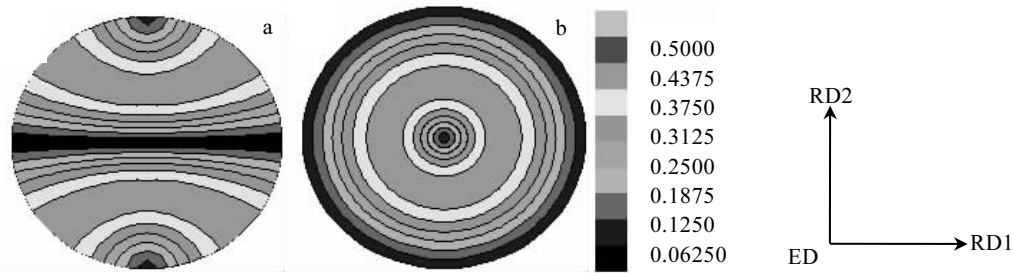


图 11 沿不同方向压缩时 {0001} 分布与基面滑移系的最大 SF 的关系

Fig.11 Relationship between {0001} distribution and maximum SF of basal slips for compressions along different directions: (a) RD1 and (b) ED

时基面滑移系的最大 SF 与基面取向的关系, 结合图 2 所示的挤压棒材的初始晶粒取向的分布特征, 由图 11a 可以看出, 挤压棒材沿径向压缩时, 一部分晶粒的取向有利于基面滑移系的启动, 如图 9a 所示, 该滑移系的启动决定了 RD1 压缩的宏观屈服强。同时, 图 11b 显示沿 ED 压缩时, 挤压棒材中的晶粒的基面滑移系处于硬取向而难以启动, 此时拉伸孪晶的启动决定了如图 9b 所示的宏观屈服强度。图 9a 显示 RD1-RD2 曲线的屈服强度与 RD1 几乎相等, 这意味着在 RD2 压缩变形过程中也有大量基面滑移系启动, 并决定了宏观屈服强度。图 9b 显示在 ED-RD1 压缩中, 虽然也是拉伸孪晶启动决定了宏观屈服强度, 但其屈服强度明显高于 ED 压缩变形的对应值, 这意味着预变形对后续的拉伸孪晶启动的宏观屈服产生明显影响^[18]。

3 结 论

1) AZ31 镁合金挤压棒材沿径向的变路径压缩对应的屈服强度低于分别沿轴向和径向变路径压缩的对应值, 前者是基面滑移启动决定屈服强度, 后者的屈服强度则是由拉伸孪晶启动所决定的。

2) 在 AZ31 镁合金挤压棒材变路径压缩过程中, 大量的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶启动, 从而使每一次压缩变形后晶粒取向都产生明显变化。不同的孪晶变体启动使微观组织中形成大量的交叉孪晶界。

3) 在变路径压缩过程中, 少量晶粒内启动的 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶对应着较低的 SF 值, 孪晶启动总体上遵循 Schmid 定律, $\{10\bar{1}2\}$ - $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶的启动更需要高的 SF 值。

参考文献 References

[1] Zhu Qiong(朱 琼), Fang Canfeng(房灿风), Li Naipu(李乃朴)

et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 771

[2] Ding Wenjiang(丁文江), Jin Li(靳 丽), Wu Wenxiang(吴文祥) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2011, 21(10): 2371

[3] You S H, Huang Y D, Kainer K U *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5: 239

[4] Ma R, Lu Y, Wang L, Wang Y N. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28: 902

[5] Cheng W L, Wang L F, Zhang H *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 254: 302

[6] Ren L M, Zhang S H, Palumbo G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 499: 40

[7] Huang G S, Zhang L, Song Bo *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20: 608

[8] Hu Y M, Lai Z Y, Zhang Y C. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 187-188: 649

[9] Zhang D Q, Chen G P. *Physics Procedia*[J], 2012, 25: 125

[10] Xin Y, Zhou X, Liu Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 567: 9

[11] Park S H, Lee J H, Moon B G, You B S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 277

[12] Hu T, Xiao W L, Wang F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 1494

[13] Liang Hao(梁 浩), Pan Fusheng(潘复生), Zhang Fangju(张方举) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(7): 1393

[14] Sarker D, Friedman J, Chen D L. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(9): 884

[15] Shu Y, Zhang X Y, Yu J P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28: 896

[16] Huang Hongtao(黄洪涛), Godfrey A, 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] Huang H T, Godfrey A, Liu W *et al. Materials Letters*[J], 2016, 178: 208
- [18] He J J, Liu T M, Zhang Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 536
- [19] Xu S, Liu T M, Chen H C *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 565: 96
- [20] Yang Xuyue(杨续跃), Sun Huan(孙欢), Wu Xinxing(吴新星) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(2): 129
- [21] Hou D W, Liu T M, Luo L J *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 124: 122
- [22] Liu Qing(刘庆). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1458
- [23] Yang Xuyue(杨续跃), Zhang Lei(张雷). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(11): 1303
- [24] Mu S J, Jonas J J, Gottstein G. *Acta Materialia*[J], 2012, 60: 2043
- [25] Luo J R, Goefrey A, Liu W *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60: 1986
- [26] Song Guangsheng(宋广胜), Chen Qiangqiang(陈强强), Xu Yong(徐勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3186

Micro-mechanism of Various Paths Compression of the Extruded AZ31 Mg Alloy Rod

Song Guangsheng¹, Zhang Jianqiang¹, Niu Jiawei¹, Zhang Shihong²

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110036, China)

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

Abstract: An experimental investigation was carried out to measure two types of various compression paths on the extruded AZ31 Mg alloy rod at room temperature. The first type is a two-stepped compression with vertical radial directions, which was named as RD1-RD2 compression. The second type is that the compression direction is extruding direction and subsequent radial direction, which was named as ED-RD1 compression. The variation on grains orientation and mechanical properties during above compressions were analyzed. The results reveal that large amounts of $\{10\bar{1}2\}$ extension twins and $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ secondary twins activate during deformation. Besides, many crossed twin boundaries form within grains caused by different twin variants activations. On the whole, twin activation obeys the Schmid law. On the one hand, for the RD1-RD2 compression, the stress-strain curves of the first and second compressions are almost identical. On the other hand, for the ED-RD1 compression, the stress values of the stress-strain curve of the second compression are significantly higher than that of the first compression.

Key words: AZ31 magnesium alloy; various paths compression; twin; Schmid factor

Corresponding author: Song Guangsheng, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110036, P. R. China, Tel: 0086-24-89724198, E-mail: songgs17@163.com