

AZ31 镁合金变路径压缩过程中解孪晶行为分析

宋广胜¹, 陈强强¹, 徐 勇², 李 娟², 张士宏²

(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: 对 AZ31 镁合金轧制板材进行 RD-ND-RD-ND(RD-rolling direction, 轧向; ND-normal direction, 法向)的变路径压缩实验, 研究了变形过程中的力学性能, 并采用 EBSD 技术跟踪了上述变形过程中晶粒取向变化, 分析了孪晶变体的启动情况。结果表明, 在变路径压缩过程中, 依次对应 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶的微观变形机制。首次解孪晶使屈服强度下降明显, 而后续的孪晶和解孪晶过程的屈服强度都增加, 且两者差值很小。解孪晶过程中孪晶变体的启动遵循 Schmid 定律, 但出现明显的选择性, 解孪晶过程都由 t_3 或 t_4 变体完成。

关键词: AZ31 镁合金; 变路径压缩; 屈服强度; 解孪晶; 孪晶变体

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)10-2561-07

纯镁及大部分镁合金的密排六方(hexagonal close packed, hcp)结构造成了其在室温下能够启动的独立滑移系少, 使得镁合金的室温变形能力较差^[1-5]。一般认为, 室温下镁合金只能启动 $\{0001\}$ 基面滑移和 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶(tensile twin, TT)两种变形模式。但基面滑移只能提供两个独立滑移系, 而根据 Von-Mises 准则, 通常认为 5 个独立滑移系才能协调各晶粒之间的任意变形^[6]。所以孪晶对镁合金的塑性变形起着至关重要的作用。

一些学者研究了不同成分的镁合金在预变形过程中所引入的孪晶对后续变形的影响^[7-9]。这些学者在反向加载和变路径加载过程中均观察到了解孪晶现象: 预变形中产生的孪晶在反向重新加载的时候消失了, 织构的取向发生显著的变化。预应变对重新加载变形的影响主要是初始位错和孪晶与加载中变形模式发生交互作用, 了解预应变对后续变形的影响将有助于我们利用预变形来改善镁合金的变形能力。Yunchang Xin^[10]等人在热轧 AZ31 镁合金的研究中发现, 沿板材横向(transverse direction, TD)预压缩引入的大量拉伸孪晶改变了强烈基面织构的情况, 从而可很大程度上提高随后轧制过程中的变形能力。

本工作以具有强烈基面织构的 AZ31 镁合金轧制板材为研究对象, 进行 RD-ND 的变路径交替压缩实验, 探究解孪晶过程中晶粒取向变化、孪晶变体的选择性及其对力学性能的影响, 有助于深入理解镁合金在变路径加载过程中的微观变形机制及利用解孪晶来改善镁合

金的变形能力。

1 实 验

本研究所用材料为商用 AZ31 镁合金轧制板材, 厚度为 7 mm, 在板材中部切取尺寸为 8 mm×7 mm×7 mm (RD×TD×ND) 的块状试样。压缩速率 1 mm/min, 每次压缩的塑性应变量控制在 7% 左右。采用如下实验方法: 取上述 4 个试样, 室温下, 分别单独进行 RD, RD-ND, RD-ND-RD, RD-ND-RD-ND 变路径的压缩, 然后对压缩后的 4 个试样进行电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)实验。试样名称及相应的变形方式如表 1(RN 表示 RD 和 ND 的组合)。

初始板材和变形后试样的晶粒取向利用装备在扫描电镜(TESCAN5136XM)上的 EBSD 系统测定, 放大倍数为 350 倍, 步长为 1 μm, 观测面为 RD×TD 面, 使用 HKL Channel 5 软件对晶粒取向测定数据进行处理。晶粒取向测定试样经过砂纸研磨, 机械抛光和电解抛光处理, 在电解抛光过程中, 电解液成分为 10% 高氯酸+90%乙醇, 电解液温度-30 °C, 电解电压 15 V, 电解时间为 150 s, 电解后试样立即用超声波清洗 2 min, 最后冷风吹干。

2 结果及分析

2.1 力学性能

图 1 显示了 RN4 试样在上述变路径压缩过程中的

收稿日期: 2015-10-23

基金项目: 国家自然科学基金(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

表 1 试样及变形方式

Table 1 Specimens and their deformation paths

Sample 1		Sample 2		Sample 3		Sample 4	
Path	Name	Path	Name	Path	Name	Path	Name
RD	RN1	RD-ND	RN2	RD-ND-RD	RN3	RD-ND-RD-ND	RN4

力学性能曲线及每条曲线对应的屈服强度, 每条曲线分别用其对应的变形方向和变形次序的组合表示, 如 ND2 表示 RN4 试样首次沿 RD 压缩变形后, 再次沿 ND 压缩。因为每个试样的每次塑性应变量都控制在 7% 左右, 所以 RD1 曲线可以表示试样 RN1 的力学性能曲线, 而 RD1 和 ND2 可以表示试样 RN2 变形过程中的力学性能曲线, 对 RN3 和 RN4 试样采用同样方法处理, 即图中的 4 条曲线可以用来表示上述 4 个试样压缩变形过程中的力学性能曲线。为了保证力学性能曲线的可信度, 对图 1 中的变形过程重复做了 3 次, 发现每次变形过程的力学性能曲线几乎相同。

图 1 显示首次沿 RD 压缩时, 曲线 RD1 呈典型的镁合金孪晶+滑移变形机制的 S 型压缩变形曲线, 有明显的屈服平台。ND2 曲线对应的屈服强度下降明显, 从 RD1 的 78.5 MPa 变为 53 MPa。RD3 和 RD4 的屈服强度几乎相同, 并且屈服强度明显增加, 分别为 84.4 和 82.5 MPa。

2.2 微观变形机制

2.2.1 织构演变

图 2 显示了原始镁合金板材和变形后试样的极图。图 2a 显示, 原始镁合金轧制板材具有典型的基面织构, 即晶粒 C 轴平行于 ND。沿 RD 压缩, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶启动, 使多数晶粒 C 轴接近平行于 RD, 基面织构消失, 形成如图 2b 所示的极图。然后再沿 ND 压缩, 压应力方向垂直于孪晶后的晶粒 C 轴, 符合 $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶启动条件, 解孪晶启动使晶粒 C 轴向 ND 偏转 86.3° , 使

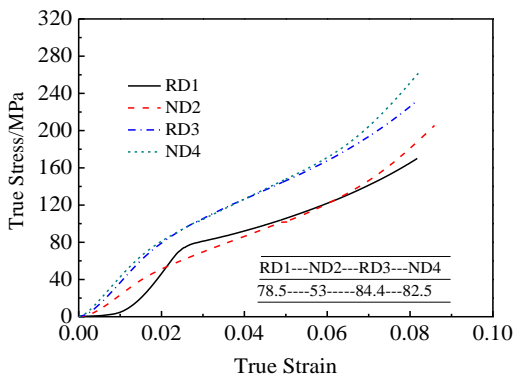


图 1 试样变路径压缩过程的应力-应变曲线

Fig.1 Stress-strain curves of specimens during multi-path

compression

晶粒 C 轴接近平行于 ND, 再次形成基面织构, 如图 2c 所示。但该图表明仍有很多晶粒 C 轴平行于 RD, 即没有完全解孪晶, 这是因为第 2 次沿 ND 压缩的实际塑性变形量略小, 没有达到使全部晶粒解孪晶所需的塑性变形量。试样经历 RD-ND 变形后, 再次沿 RD 压缩, 符合拉伸孪晶的启动条件, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶再次启动, 使晶粒 C 轴偏向 RD, 形成图 2d 所示极图。图 2e 则显示试样经历 RD-ND-RD-ND 变形后的极图, 最后一次沿 ND 压缩, 晶粒再次经历 $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶过程, 使晶粒 C 轴与 ND 一致, 最终形成基面织构。

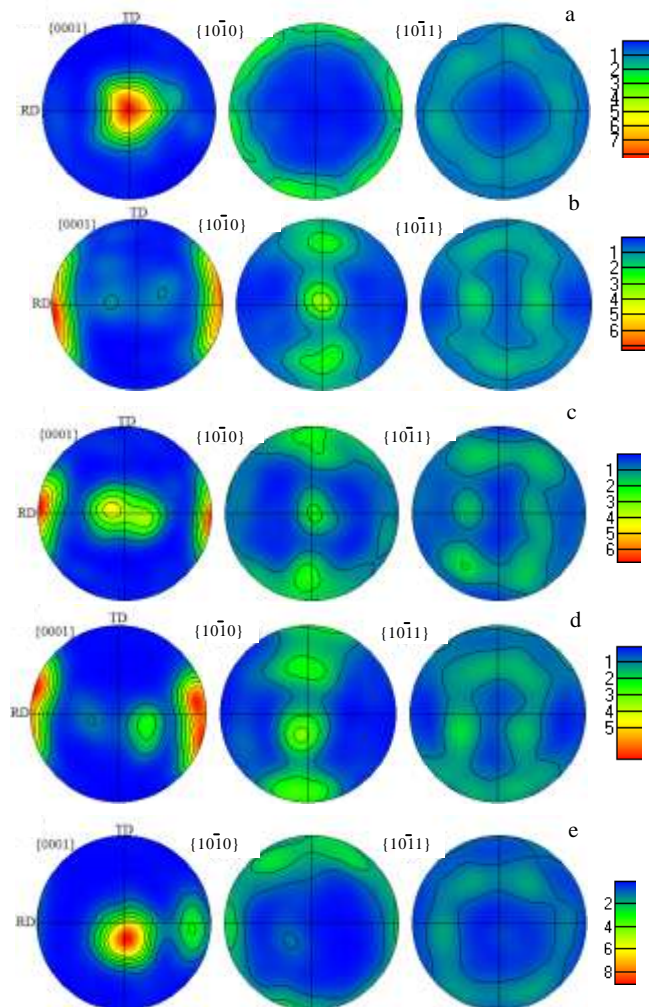


图 2 镁合金板材及变形后试样的极图

Fig.2 Pole figures of Mg alloy sheet and deformed specimens:

(a) original sheet, (b) RN1, (c) RN2, (d) RN3, and (e) RN4

上述分析表明, 在 RD-ND-RD-ND 变路径压缩过程中, 依次对应着 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶- $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶的微观变形机制, 晶粒 C 轴方向依次在 RD 和 ND 间交替变换。

2.2.2 晶粒取向变化

原始镁合金板材和上述 RN2~RN4 试样的晶粒取向如图 3 所示, 图 3a 显示原始热轧板材为动态再结晶组织, 晶粒尺寸分布较均匀且晶粒内基本上没有孪晶。RN2~RN4 试样的多数晶粒内存在不同取向, 这是由于在上述的每次变形过程中, 多数晶粒没有完全孪晶或解孪晶, 图 3b 对应的 RN2 试样明显地体现了这一特征。对于镁合金, 变形过程中单个晶粒完成孪晶或解孪晶的程度主要取决于变形量, 前期的研究表明^[11-13], 对单个晶粒, 7% 的塑性变形量能够实现晶粒基体完全转变成孪晶或解孪晶, 而本实验所用的试样尺寸相对大些, 每次沿 RD 或 ND 变形后虽然总体上达到 7% 的塑性变形量, 但对于 RD×TD 面的中心部位的晶粒取向观测区, 该部位的塑性应变量小于 7%^[14], 所以引起变形过程中晶粒基体没有完全转变成孪晶或解孪晶。

为了分析单个晶粒的孪晶或解孪晶的微观机制, 如图 3b~3d 所示, 在试样 RN2~RN4 的晶粒取向图中随机选取 8 个晶粒, 分别用数字 1~8 表示上述晶粒的孪晶或解孪晶部分, 而用符号 1M~8M 表示对应晶粒的基体部分。

2.2.3 孪晶变体的选择

由 hcp 晶体结构的对称性特点, 镁合金的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶存在 6 个变体, 在镁合金变形过程中, 同一个晶粒内可能产生 2 个以上的孪晶变体, 由于这些孪晶变体具有不同的取向, 所以当它们在晶粒内部相遇时, 会产生一些特殊取向关系的晶界, 如表 2 所示, 即成对孪生变体的角度差为 7.4° ; 不成对的一般是 60° 或 60.4° 。

分别用 $t1\sim t6$ 表示镁合金的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的 6 个变体, 依次为 $(1\bar{0}12)[\bar{1}011]$ 、 $(1\bar{1}02)[\bar{1}101]$ 、 $(01\bar{1}2)[0\bar{1}11]$ 、 $(0\bar{1}12)[01\bar{1}1]$ 、 $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$ 、 $(\bar{1}102)[1\bar{1}01]$ 。其中, 孪晶变体 $t1$ 和 $t5$ 、 $t2$ 和 $t6$ 、 $t3$ 和 $t4$ 分别形成表 2 中所示的 $7.4^\circ < 1\bar{2}10 >$ 的取向差, 称为 3 组成对的孪晶变体。

表 2 不同 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生变体间取向差关系

Table 2 Misorientation relationships between various $\{10\bar{1}2\}$ twin variants^[15]

Type	Rotation angle/axis
$(10\bar{1}2) - \{\bar{1}012\}$	$7.4^\circ < 1\bar{2}10 >$
$(10\bar{1}2) - \{01\bar{1}2\}$	$60.0^\circ < (10\bar{1}0) >$
$(10\bar{1}2) - \{0\bar{1}12\}$	$60.4^\circ < 8\bar{1}70 >$

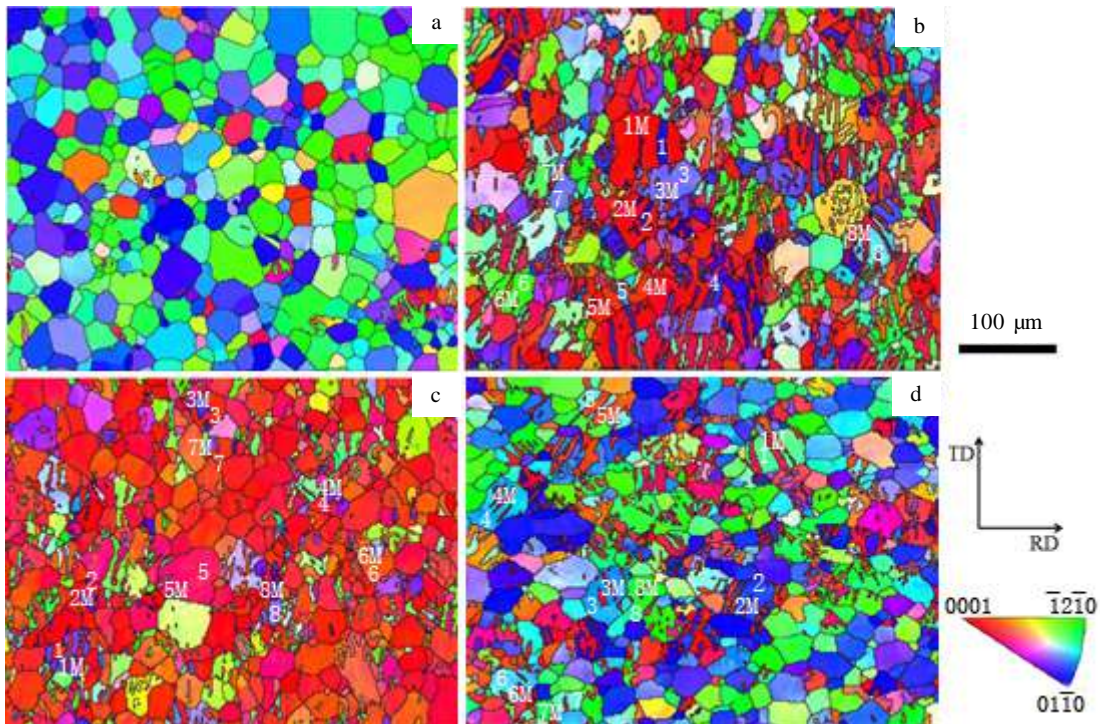


图 3 镁合金板材及试样变形后的晶粒取向图

Fig.3 Orientation micrographs of the Mg alloy sheet and deformed specimens: (a) original sheet, (b) RN2, (c) RN3 and (d) RN4

图 4 显示了图 3b 中 8 个晶粒的孪晶变体启动情况。8 个晶粒的{0001}极图显示，RN2 试样在沿 RD 压缩之后，由于拉伸孪晶的作用，基体 1M~8M 均偏转到 RD 附近。再沿 ND 压缩时，发生{10 $\bar{1}2$ }解孪晶，使晶粒 C 轴由平行于 RD 的方向偏转到平行于 ND，如图中发生解孪晶的部分 1~8 的位置所示。所有晶粒{10 $\bar{1}2$ }解孪晶时启动的孪晶变体全部都是 t3 或 t4。

晶变体的启动情况。{10 $\bar{1}2$ }孪晶变体的启动没有表现出如 RN2 试样解孪晶过程时的选择性特征，其中晶粒 1~2 启动的是 t2 或 t6 变体，晶粒 3~5 则是 t1 或 t5，晶粒 6 和 8 是 t3 或 t4。图中显示晶粒 7 变形后的取向与基体取向间不存在孪生关系，原因是该晶粒的基体在部分转变为孪晶后的后续变形过程中，晶粒基体的微观滑移变形受到约束，引起晶粒旋转从而引起基体取向改变，使图 5g 中的晶粒 7 和其基体 7M 的取向不存在孪生关系。

图 5 显示了图 3c 所示的 RN3 试样中 8 个晶粒的孪

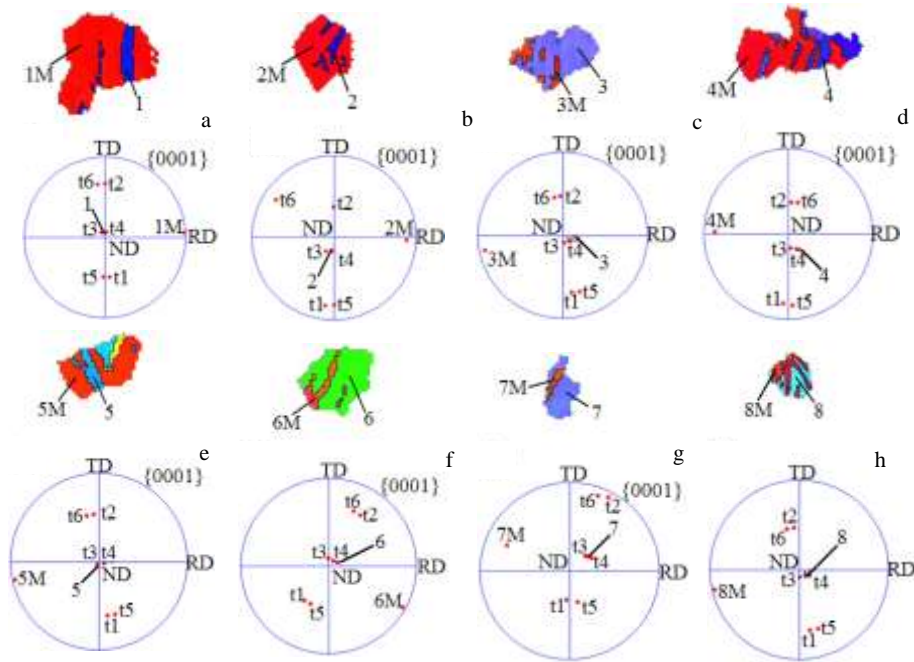


图 4 RN2 试样中 8 个晶粒的孪晶变体启动

Fig.4 Activations of twin variants within 8 grains of RN2 specimen: (a-h): {0001} polefigures of grain 1 ~ grain 8, respectively

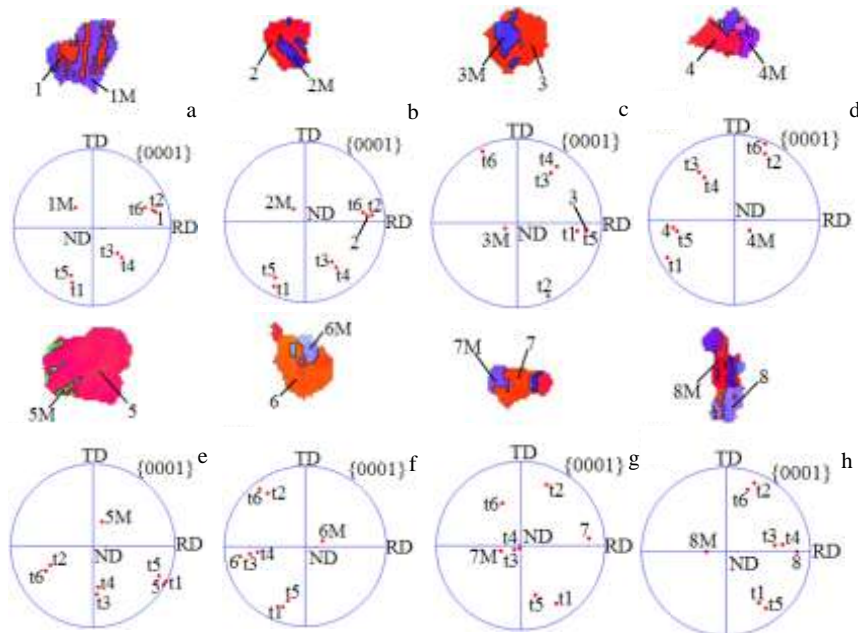


图 5 RN3 试样中 8 个晶粒的孪晶变体启动

Fig.5 Activations of twin variants within 8 grains of RN3 specimen: (a~h): {0001} pole figures of grain 1 ~ grain 8, respectively

图 6 显示了图 3d 所示的 RN4 试样中 8 个晶粒的孪晶变体的启动情况。图示结果显示，RN4 试样在 RD-ND-RD-ND 压缩过程中，最后一次 ND 压缩时，基体 1M~8M 取向都在 RD 附近，沿 ND 压缩后，由于发生了 {10 $\bar{1}2$ } 解孪晶，使得晶粒 C 轴由平行于 RD 转向平行于 ND，如图中 1~8 发生解孪晶的部分位置所示。并且，与图 4 所示的 RN2 试样相同，8 个晶粒解孪晶时所启动孪晶变体也全部都是 t3 或 t4。由此可以得出结论，镁合金沿 ND 压缩的 {10 $\bar{1}2$ } 解孪晶全部由 t3 或 t4 变体来实现。

3 讨论

3.1 加载路径对力学性能的影响

解孪晶过程不需要形核，其可以通过边界移动和新片层的形核而产生^[16]，所以其激活应力比孪晶小，但比孪晶扩展所需的应力大^[17]。对于 RD-ND 压缩过程，由于第 1 次 RD 压缩之后，绝大多数晶粒 C 轴与 RD 平行，再沿 ND 压缩晶粒则发生解孪晶，而解孪晶不需要形核且和孪晶的 CRSS 相近，或者更小^[18]，使得屈服应力下降明显，如图 1 中 ND2 曲线所示。对于 RD-ND-RD 压缩过程，图 1 中的 RD3 曲线表明最后一次沿 RD 压缩时屈服应力又上升到 84.4 MPa，这是因为此过程发生的是 {10 $\bar{1}2$ } 拉伸孪晶，有形核和长大 2 个过程，而且沿 RD 和 ND 的预应变所产生的 <a> 位错在晶粒内部及晶界处聚集，增大了重新变路径加载中

孪晶形核所需的启动力，提高了屈服应力^[19]。图 1 中的 ND4 曲线表明，RN4 试样最后一次沿 ND 压缩所发生解孪晶过程的屈服应力远高于第 2 次沿 ND 压缩过程的相应值，并且较 RD1 曲线的屈服应力还有所增加，这是因为随着变路径次数的增加，晶粒内部位错塞积越来越严重，孪晶界移动越来越困难，所以解孪晶的生长所需的应力增大，造成屈服应力增加。

3.2 解孪晶过程中变体的选择

镁合金塑性变形过程中，滑移系的启动一般遵循 Schmid 定律。Schmid 定律同样可以应用于判断 TT 的启动，当加载方向利于发生 TT 的时候，几乎所有 SF 大于 0.35 的晶粒，基体面积 80% 以上会发生拉伸孪生^[20]。

RN2 和 RN4 试样在最后一次沿 ND 压缩过程中都对应着解孪晶的微观变形机制，在上述解孪晶过程中，图 3b 和 3d 分别标示的 8 个晶粒内 6 个拉伸孪晶变体的 SF 及实际启动的变体如表 3 所示。可以看出，无论对哪一个晶粒，所有 6 个变体中均是 t3 或 t4 的 SF 最大且基本都在 0.4 以上，实际所启动的变体也是 t3 或 t4。由此可见，镁合金沿 ND 压缩的解孪晶过程中孪晶变体启动遵循 Schmid 定律，即 SF 最大的变体首先启动。

上述分析结果表明，沿 ND 压缩而实现的解孪晶过程中所启动变体的选择性很明显，都是 t3 或 t4 变体。图 7 给出了沿 ND 压缩解孪晶中晶粒的 3 对拉伸孪晶变体的 SF 计算示意图，这里假定原始板材有理想的基面织构，且每次压缩后晶粒 C 轴都与

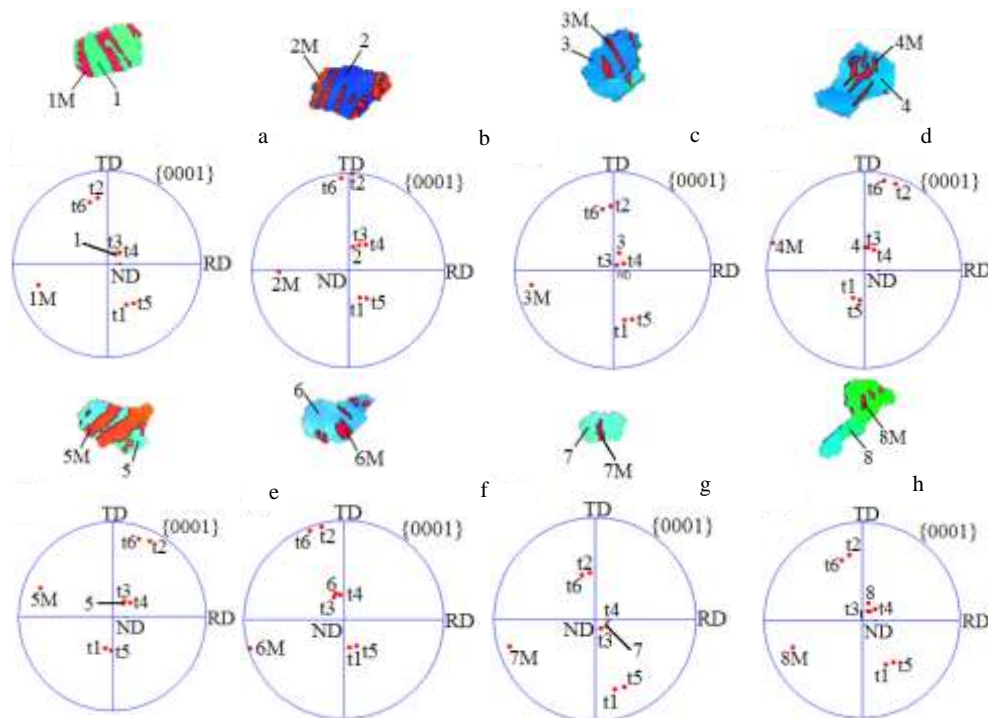


图 6 RN4 试样中 8 个晶粒的孪晶变体启动

Fig.6 Activations of twin variants within 8 grains of RN4 specimen: (a~h){0001} pole figures of grain 1 ~ grain 8, respectively

表3 RN2和RN4中8个晶粒TT变体的SF和启动的变体

Table 3 Activations and SFs of twin variants within 8 grains of RN2 and RN4 specimens

Grain number	SF(RN2)						Start variant	Grain number	SF(RN4)						Start variant
	t1	t2	t3	t4	t5	t6			t1	t2	t3	t4	t5	t6	
1	0.18	0.07	0.48	0.49	0.18	0.07	t3/t4	1	0.16	0.02	0.43	0.40	0.14	0.03	t3/t4
2	0.01	0.27	0.42	0.43	0.01	0.26	t3/t4	2	0.29	-0.05	0.32	0.28	0.26	-0.05	t3/t4
3	0.05	0.20	0.48	0.47	0.05	0.20	t3/t4	3	0.15	0.07	0.48	0.46	0.13	0.08	t3/t4
4	0.01	0.26	0.43	0.41	0.01	0.27	t3/t4	4	0.34	0.00	0.40	0.40	0.34	0.00	t3/t4
5	0.10	0.15	0.49	0.49	0.10	0.15	t3/t4	5	0.29	-0.01	0.40	0.40	0.34	0.00	t3/t4
6	0.19	0.06	0.48	0.48	0.19	0.06	t3/t4	6	0.36	0.00	0.39	0.39	0.36	0.00	t3/t4
7	0.28	-0.02	0.39	0.36	0.26	-0.02	t3/t4	7	0.05	0.20	0.47	0.46	0.04	0.21	t3/t4
8	0.06	0.20	0.48	0.48	0.06	0.20	t3/t4	8	0.13	0.03	0.44	0.41	0.11	0.05	t3/t4

应力方向垂直。由图可见，沿 ND 压缩且压缩方向与 (0110) 柱面垂直时，t3 和 t4 变体的 SF 能够达到 0.499，而 t1-t5 和 t2-t6 两对孪生变体的 SF 只有 0.125，所以在发生解孪晶时，SF 最大的 t3 或 t4 变体将首先启动。结合表 3 中变体的 SF 值可看出，沿 ND 压缩发生解孪晶的过程中，试样中应有很多接近图 7a 所示取向的晶粒，而不同程度的取向差造成了 SF 的少许差别，例如 RN4 试样中晶粒 2 的 t3 和 t4 变体的 SF 分别为 0.32 和 0.28，与 t1 和 t5 的相近。但即使这样，t3 和 t4 变体的 SF 仍是最大的且首先启动。对于上述变路径压缩过程中的沿 RD 压缩对应的 TT 过程，图 5 显示所启动的孪晶变体没有出现选择性，但仍然遵循 Schmid 定律，即优先启动 SF 最大的变体。

2) 变路径交替压缩过程中，首次解孪晶过程引起屈服强度明显降低，而后续的孪晶和解孪晶过程的屈服强度都增加，且两者差值很小。

3) 沿 ND 压缩引起的解孪晶过程中，孪晶变体的启动遵循 Schmid 定律，但出现明显的选择性，解孪晶过程都由 t3 或 t4 变体完成。

参考文献 References

[1] 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

[2] Liu Qing(刘庆). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(11): 1458

[3] Peng Jian(彭建), Pan Fusheng(潘复生), Ding Peidao(丁培道) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(4): 655

[4] Chen Zhenhuang(陈振华), Xia Weijun(夏伟军), Yan Hongge(严红革) et al. *Chemical Industry and Engineering Progress*(化工进展)[J], 2004, 23(2): 127

[5] 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

[6] Taylor G I. *Journal of Institute Metals*[J], 1938, 32: 307

[7] Caceres C H, Sumitomo T, Veidt M. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(20): 6211

[8] Wang Y N, Huang J M, Liu S M, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2007, 55(3): 897

[9] Mann G E, Sumitomo T, Caceres C H et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2007, 456(1-2): 138

[10] Xin Yunchang, Wang Maoyin, Zeng Zhen et al. *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(10): 986

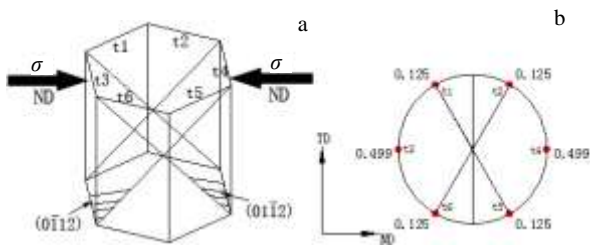


图 7 晶粒中孪晶变体的SF计算

Fig.7 SF calculation of twin variant within a grain

4 结论

1) 在镁合金 RD-ND-RD-ND 的变路径压缩过程中，对应着 {1012} 拉伸孪晶- {1012} 解孪晶- {1012} 拉伸孪晶- {1012} 解孪晶的微观变形机制，晶粒 C 轴方向依次在 RD 和 ND 间交替变换。

- [11] Song G S, Zhang S H, Zheng L *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(22): 6481
- [12] 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
- [13] 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
- [14] 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
- [15] Mark Denis Nave, Matthew Robert Barnett. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(9): 881
- [16] Xu Shun, Liu Tianmo, Chen Huicong *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2013, 565: 96
- [17] Huang Hongtao(黄洪涛), Godfrey Andrew, Liu Wei(刘伟). *Journal of Chinese Electron Microscopy Society*(电子显微学报)[J], 2011, 30(4-5): 294
- [18] Gwenaële Proust, Carlos N Tomé Ashutosh Jain *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2009, 25(5): 861
- [19] Yunchang Xin, Jia Jiang, Adrien Chapuis *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532: 50
- [20] Li Zhanggang(李章刚). *Thesis for Doctoral*(博士学位论文)[D]. Beijing: Graduate School of Chinese Academy of Sciences, 2007: 45

Untwinning Behavior of AZ31 Mg Alloy during Multi-path Compressions

Song Guangsheng¹, Chen Qiangqiang¹, Xu Yong², Li Juan², Zhang Shihong²

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

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

Abstract: The multi-path compression with sequential RD-ND-RD-ND (RD-rolling direction; ND-normal direction) was performed on the AZ31 magnesium alloy rolled sheet, and mechanical properties during deformation were studied, the electron backscatter diffraction (EBSD) technique was applied to track the grain orientation evolution during the above deformation, and activations of twin variants were analyzed. The results show that the deformation mechanism of $\{10\bar{1}2\}$ tensile twin- $\{10\bar{1}2\}$ untwin- $\{10\bar{1}2\}$ tensile twin and $\{10\bar{1}2\}$ untwin are sequentially related to each compression during the above deformation. The yielding strength is significantly decreased during the first untwinning, but the yielding strengths are increased for both twinning and untwinning during the following deformations, and there are not obvious differences between them. The activation of untwinning follows the Schmid criterion, but there is an obvious selective tendency for twin variant activation, and twin variants t_3 or t_4 are activated to start the untwinning.

Key words: AZ31 magnesium alloy; multi-paths compression; yielding strength; untwin; twin variant

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