



AZ31 镁合金变路径压缩的力学性能和孪晶机制

宋广胜¹, 陈强强¹, 徐勇², 张士宏²

(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: 对 AZ31 镁合金轧制板材进行变形方向依次为轧向(RD)、横向(TD)、轧向和横向的变路径压缩实验, 研究变形过程中的力学性能, 并采用电子背散射衍射(EBSD)观察上述变形过程中晶粒取向变化, 分析孪晶变体的启动情况。结果表明: 在变路径压缩过程中, 各路径压缩过程依次对应拉伸孪晶、二次孪晶、解孪晶和拉伸孪晶的微观变形机制, 首次变形所产生的预应变提高后续变形中孪晶形核启动动力, 使后续变形过程的屈服强度大幅增加。二次孪晶的启动遵循 Schmid 定律, 孪晶变体启动的选择性倾向明显, 由 t_1 或 t_5 变体来完成二次孪晶。

关键词: AZ31 镁合金; 变路径压缩; 屈服强度; 二次孪晶; 孪晶变体

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

作为目前最轻的金属结构材料之一, 镁合金具有的较高比强度和比刚度、优良的电磁屏蔽性、减震性和机械加工性能等一系列优点^[1-2], 使得镁合金成为近些年来研究热点。然而, 由于密排六方结构(HCP)的特点, 镁合金室温下能够启动的独立滑移系较少, 导致室温塑性差, 变形加工困难^[3-5], 强烈制约着镁合金的发展。镁合金的塑性变形机制有基面、柱面、锥面滑移和锥面孪晶, 但在室温变形中, 由于柱面和锥面滑移的临界剪切应力(Gitital resolved shear stress, CRSS)远高于基面滑移而不易被启动, 只有基面滑移提供两个垂直于 C 轴的独立滑移系, 而平行于 C 轴方向的应变主要由锥面孪晶来协调。因此, 镁合金中的孪晶机制对镁合金的变形有重要作用。

镁合金中常见的孪晶系主要有 3 种: $\{10\bar{1}2\}\{10\bar{1}1\}$ 拉伸孪晶, $\{10\bar{1}1\}\{10\bar{1}2\}$ 压缩孪晶以及 $\{10\bar{1}1\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶。它们分别能使晶粒产生 86.3° , 56.2° 和 37.8° 的旋转, 提供平行于 C 轴方向的应变, 使原来不利于发生滑移的晶粒旋转到一个有利方向以促进塑性变形的持续进行。当晶粒沿 C 轴受拉或垂直于 C 轴受压时, 拉伸孪晶容易产生; 当晶粒沿 C 轴受压或垂直于 C 轴受拉时, 产生压缩孪晶; 而

$\{10\bar{1}1\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶通常是发生在变形后期, 为促进塑性变形的进行, 在压缩孪晶上再次发生拉伸孪晶^[6], 所以此二次孪晶的产生必须先发生 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶。尽管这 3 种孪晶系都有可能发生, 但一方面由于压缩孪晶的 CRSS(76~153 MPa)相比于拉伸孪晶的 CRSS(2~3 MPa)很大^[7]; 另一方面, $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的切变量为 0.13, 小于 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶的切变量 0.138, 根据最小切变准则, 切变量小的孪生优先发生^[6]。所以镁合金最常见的是 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶, 而 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶一般只有在变形后期才会出现。

镁合金变形过程中不仅能产生 $\{10\bar{1}1\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶, 也可能产生 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶^[8-10], 这种二次孪晶一般是在变路径交替变形过程中产生, 例如沿板材横向(TD)压缩之后再沿轧制方向(RD)压缩, 或沿法线方向(ND)拉伸之后, 再沿 RD 或 TD 压缩。XIN 等^[8]的研究表明, 沿 RD 和 TD 交替压缩启动了 $\{10\bar{1}2\}$ 孪晶和 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶, 它们使 C 轴偏向 RD 和 TD, 而且, $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶在有利方向下可以解孪晶为 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶。低应力状态下 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 孪晶在较窄的 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 孪晶内很难发生, 这样将在二次孪晶中发生解

孪晶^[9]。刘庆^[10]也发现在变形样品的大晶粒中出现在了在一次拉伸孪晶内部再次发生拉伸孪晶的现象,即 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶。

预应变过程中引入的大量孪晶和滑移位错显著影响后续加载的变形行为,XIN 等^[11]在 AZ31 镁合金的轧制过程中发现,沿板材 TD 方向预压缩产生的大量拉伸孪晶明显地改变了基面织构,从而大幅度提高了随后道次的轧制能力。本文作者以 AZ31 镁合金轧制板材为研究对象,进行依次沿 RD 和 TD 两个方向变路径压缩试验,研究变形过程中力学性能和晶粒取向的变化,尤其是 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶的特征及对力学性能的影响。

1 实验

本研究中所用材料为厚度 7 mm 的商用 AZ31 (Mg-3Al-1Zn)镁合金热轧板材,在板材中部切取多个尺寸为 8 mm×7 mm×7 mm(RD×TD×ND)的块状试样。室温下,在 SANS-CMT-5105 型微机控制电子万能试验机上分别对以上试样进行不同压缩路径的变形,压缩速率都为 1 mm/min。试样名称及相应的压缩路径如表 1 所列。其中,试样 1 为沿 RD 方向的单次压缩;试样 2 的变形路径为 RD→TD,表示试样 2 先后沿 RD 和 TD 方向进行压缩,试样 3 的变形路径为 RD→TD→RD,则表示试样 3 依次沿 RD、TD 和 RD 方向压缩;而试样 4 的变形路径为 RD→TD→RD→TD,即试样 4 依次沿 RD、TD、RD 和 TD 方向进行压缩,上述的每次压缩塑性应变量都为 7%左右。

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 型)上的电子背散射衍射 (EBSD)系统测定,步长为 1 μm,晶粒取向观测面为 RD×TD 面,使用 EBSD 系统的 HKL Channel 5 软件对晶粒取向数据进行处理。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%酒精(体积分数),电解液温度用液氮降至-30 ℃,电解电压为 15 V,电流为 0.01 A,电解时间为 150 s,电解后试样立即用超声波清洗 2 min,最后用冷风吹干。

表 1 试样及变形方式

Table 1 Specimens and their deformation ways

Specimen 1		Specimen 2		Specimen 3		Specimen 4	
Path	Name	Path	Name	Path	Name	Path	Name
RD	RT1	RD→TD	RT2	RD→TD→RD	RT3	RD→TD→RD→TD	RT4

2 结果与分析

2.1 力学性能

图 1 所示为 RT4 试样在上述变形过程中的应力-应变曲线,每条曲线分别用其对应的变形方向和变形顺序表示,如 RD1 表示试样 4 首次沿 RD 压缩;TD2 则对应着试样 4 的第 2 次压缩,压缩方向为 TD;RD3 则对应着试样 4 的第 3 次压缩,压缩方向为 RD;TD4 则对应着试样 4 的第 4 次压缩,压缩方向为 TD。上述曲线对应的屈服强度分别为:RD1 为 85MPa、TD2 为 166 MPa、RD3 为 169 MPa 和 TD4 为 171 MPa。如表 1 所列,从变形方向的变化特征角度分析,试样 1、试样 2 和试样 3 都包含在试样 4 的变形过程中,又因为每个试样的每次压缩塑性应变量都控制在 7%左右,所以 RD1 曲线可以表示试样 RT1 的力学性能曲线,而 RD1 和 TD2 可以表示试样 RT2 的变形过程力学性能曲线,同样,RD1、TD2 和 RD3 的组合可以表示试样 RT3 变形过程力学性能曲线,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。

由图 1 可知,RD1 呈现典型的镁合金孪晶+滑移变形机制的 S 形压缩曲线,有明显的低屈服平台,是发生拉伸孪晶的典型特征。TD2 和 TD4 曲线存在明显的孪晶屈服点,但其屈服强度较 RD1 的大幅提高,增加了约 1 倍。RD3 曲线则无明显的屈服点,而且经过一定压缩变形量后,其硬化速度明显快于其他曲线的,屈服强度与 TD2 和 TD4 曲线的接近。

实际上,试样在 RD→TD→RD→TD 变路径压缩过程中依次对应: $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶→ $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的微观变形机制。由图 1 中的力学性能曲线特征可以看出,TD2 的 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶过程的屈服强度约为 RD1 的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的 2 倍,而在后续 RD3 的 $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶和 TD4 的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶过程的屈服强度几乎与 TD2 的 $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶相同。

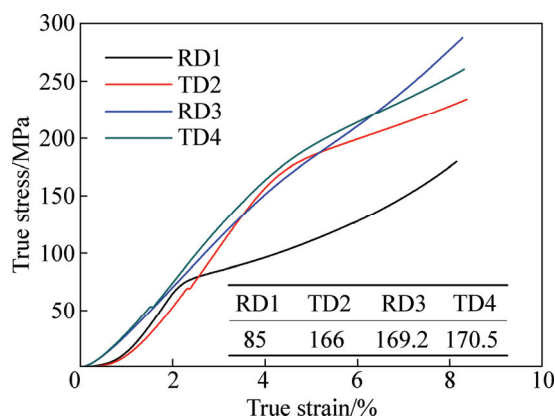


图 1 变路径压缩试样的应力-应变曲线

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

在镁合金的变路径变形过程中, 首次变形所产生的滑移和孪晶将对后续变形力学行为将产生明显影响^[8-9, 12-13], 首次变形的预应变所产生的初始滑移能够提高后续的变路径变形过程中孪晶形核的启动应力, 从而提高了屈服强度^[14]。对于图 1 所示的变形过程, 首次沿 RD 压缩 7% 的塑性应变变量, 将产生基面滑移和拉伸孪晶, 提高了 TD2 变形过程的二次孪晶形核启动阻力, 从而使屈服强度大幅提高。后续的 RD3 变形中的解孪晶过程虽无需形核, 但之前变形过程所产生的孪晶界将阻碍解孪晶过程位错运动, 从而引起强度提高^[15-16]。与 TD2 变形过程相似, TD4 变形过程的孪晶形核的启动应力因预变形而提高, 使得该变形过程的屈服强度升高。

2.2 晶粒取向的变化

图 2 所示为原始板材的晶粒取向图和 $\{0001\}$ 极图。原始板材在 400 °C 下进行轧制, 动态再结晶得以充分进行, 所以其组织基本上是由大小不等的再结晶晶粒组成, 且基本不存在孪晶组织, 如图 2(a) 所示。图 2(b) 表明原始板材具有典型的镁合金轧制基面织构特征, 即绝大多数晶粒 C 轴平行于 ND。

2.2.1 组织的演变

上述试样在变形后的极图如图 3 所示。图 3(a) 显示 RT1 试样经过 RD 单向压缩变形后, 拉伸孪晶的启动使晶粒的 C 轴向 RD 偏转 86.3°, 原始板材的基面织构消失, 而图 3(b) 则显示 RT2 试样依次经过 RD→TD 压缩变形后, 绝大多数晶粒的 C 轴偏向 TD。在 RT2 试样的变形过程中, 在首次沿 RD 压缩变形后, 其对应的极图应该与图 3(a) 相似, 即拉伸孪晶的启动使晶粒的 C 轴偏向 RD, 而再次沿 TD 压缩变形, 则符合

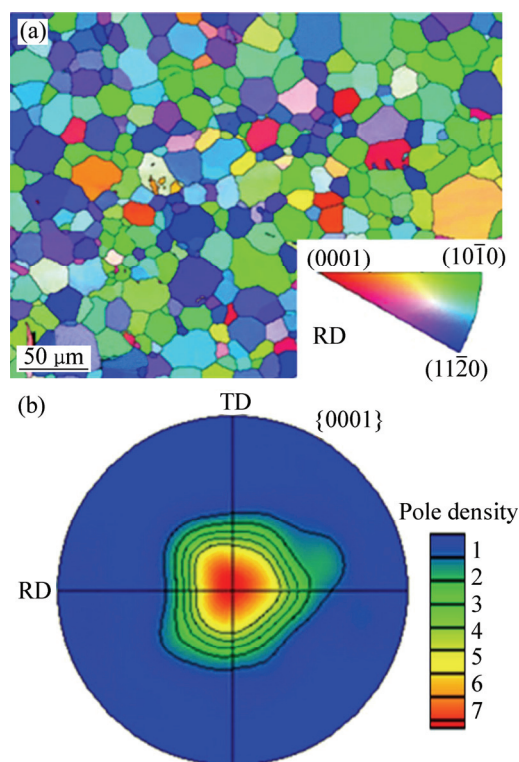


图 2 镁合金原始板材的组织

Fig. 2 Texture of initial magnesium alloy sheet: (a) Grain orientation micrograph; (b) $\{0001\}$ pole figure

拉伸孪晶的启动条件, 即压应力垂直于晶粒 C 轴, 晶粒将再次发生拉伸孪晶, 晶粒 C 轴将偏转到 TD 方向, 从而形成如图 3(b) 所示的组织。

试样 RT3 在前两次的变形过程中, 由于其变形路径与 RT2 的相同, 故其晶粒取向的变化过程与 RT2 的相似, 即在依次经过 RD→TD 压缩变形后, 试样将呈现图 3(b) 所示的组织, 此时 RT3 试样再沿 RD 压缩, 符合拉伸孪晶启动条件, 拉伸孪晶启动后使晶粒 C 轴偏向 RD, 从而形成如图 3(c) 所示的组织。试样 RT4 在前 3 次变形过程中, 变形路径与 RT3 试样相同, 故 RT4 试样在依次经过 RD→TD→RD 压缩变形后, 将形成与图 3(c) 相似的组织, 此时沿 TD 方向压缩变形, 启动拉伸孪晶而使晶粒 C 轴偏向 TD, 形成如图 3(d) 所示的组织。

上述变形过程中, 单个晶粒取向变化如图 4 所示。原始板材具有强烈的基面织构, 晶粒的 C 轴平行于 ND, 首次沿 RD 压缩, 启动 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶, 使晶粒 C 轴平行于 RD; 接下来沿 TD 压缩, 再次启动 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶, 为 $\{10\bar{1}2\}$ — $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶, 使晶粒 C 轴平行于 TD; 接下来沿 RD 压缩, 符合拉伸孪晶启动条件, 相对于上一次沿 TD 压缩的孪晶过程, 本次实验

中沿 RD 压缩为解孪晶过程, 解孪晶后晶粒 C 轴平行于 RD, 最后沿 TD 再次压缩, 压应力方向垂直于晶粒 C 轴, 拉伸孪晶将启动, 使晶粒 C 轴平行于 TD。即在变形路径依次为 RD→TD→RD→TD 的压缩过程中, 对应着 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的微观变形机

制, 试样依次对应着图 3(a)~(d)的组织。

2.2.2 孪晶变体的选择

由 HCP 晶体结构的对称性特点, 镁合金的拉伸孪晶存在 6 个变体, 分别用 $t1\sim t6$ 表示, 其对应的晶体取向特征如表 2 所列。

在镁合金变形过程中, 同一个晶粒内可能产生两

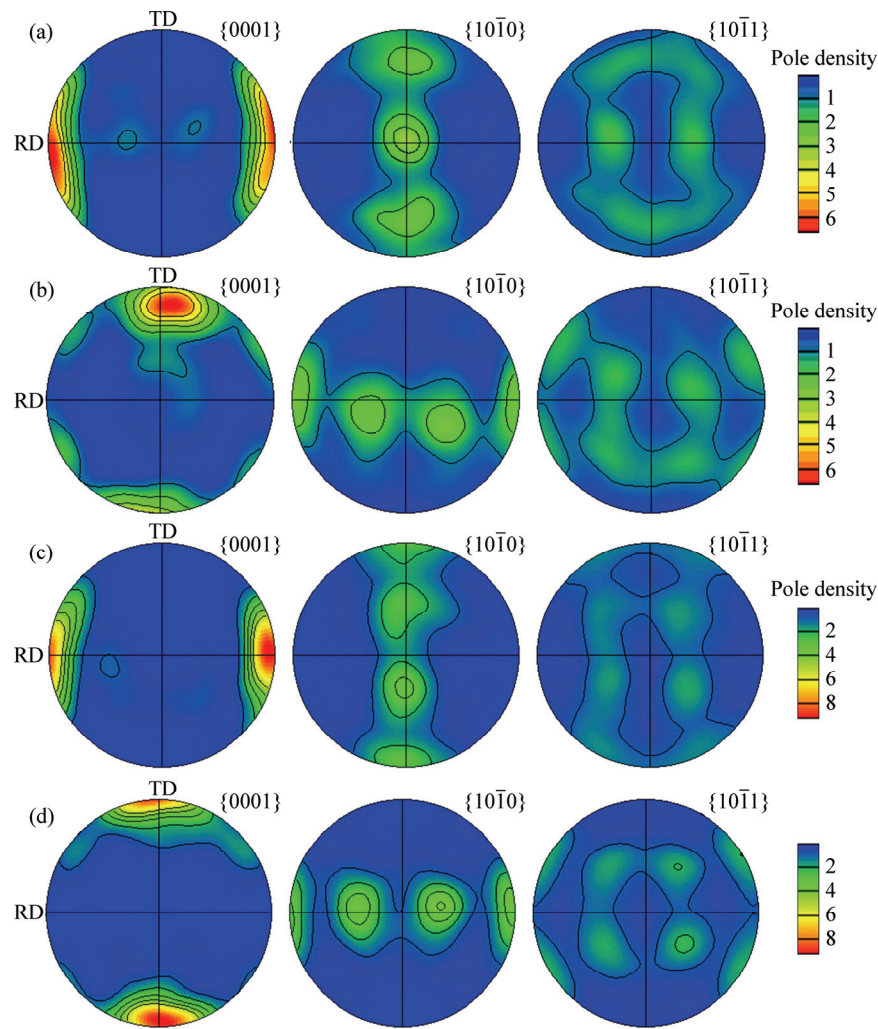


图 3 试样变形后的极图

Fig. 3 Pole figures of deformed specimens: (a) RT1; (b) RT2; (c) RT3; (d) RT4

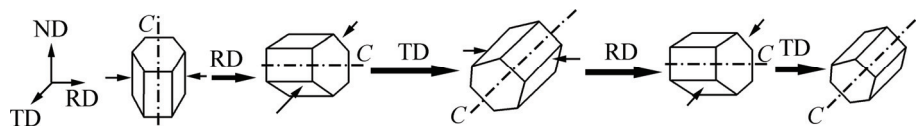


图 4 试样在变形过程中的晶粒取向变化示意图

Fig. 4 Schematic diagrams of grain orientation variation of specimen during deformation

表 2 镁合金的拉伸孪晶变体及其取向

Table 2 Extension twin variants and their orientations of magnesium alloy

Twin variant	$t1$	$t2$	$t3$	$t4$	$t5$	$t6$
Orientation	$(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$	$(1\bar{1}02)[\bar{1}101]$	$(01\bar{1}2)[0\bar{1}11]$	$(01\bar{1}2)[0\bar{1}11]$	$(10\bar{1}2)[\bar{1}011]$	$(1\bar{1}02)[\bar{1}101]$

表 3 不同 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生变体相遇的转角、转轴^[17]

Table 3 Rotation angles and axes of different $\{10\bar{1}2\}$ twin variant interactions

Type	Rotation angle/(°)	Rotation axis
$(10\bar{1}2) - \{10\bar{1}2\}$	7.4	$\langle 1\bar{2}10 \rangle$
$(10\bar{1}2) - \{0\bar{1}12\}$	60.0	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$
$(10\bar{1}2) - \{0\bar{1}\bar{1}2\}$	60.4	$\langle 8\bar{1}\bar{7}0 \rangle$

个以上的 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶变体, 这些变体具有不同的取向。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 3 所列, 其中, $t1$ 和 $t5$ 、 $t2$ 和 $t6$ 、 $t3$ 和 $t4$ 分别形成最小的取向差角 7.4° , 分别称为成对的孪晶变体, 不成对的孪晶变体间则形成 60° 或 60.4° 的取向差角。

上述变路径压缩过程中的孪晶、二次孪晶和解孪晶是各种拉伸孪晶变体的启动结果, 它们一般都遵循施密特定律, 即施密特因子(Schmid factor, SF)最大的孪晶变体首先启动。在这里, 在 RT2~RT4 试样的晶粒取向图中分别随机选取 6 个晶粒具体分析, 观察它们在变形过程中启动变体的情况。

图 5 所示为试样在变形结束后的晶粒取向图。相比于原始板材, 变形后试样的多数晶粒内存在不同取向, 这是变形过程中晶粒内启动孪晶或解孪晶的结果。对于单个晶粒, 如果变形后其基体全部转变为孪晶或

解孪晶, 则该晶粒内只存在单一取向, 否则, 如果基体只是部分发生孪晶或解孪晶, 则晶粒内存在不同取向。在每个试样观测区域内任选 6 个晶粒, 分别用数字 1~6 表示其发生孪晶或解孪晶部分, 用符号 1M~6M 分别表示其基体。

图 6 所示为图 5(a)中的 6 个晶粒的孪晶变体启动情况。极图中的 $t1 \sim t6$ 分别是晶粒基体对应的 6 个孪晶变体, 其取向如表 1 所示。由图示结果可以看出, 所有晶粒在变形结束后, 其 C 轴都接近平行于 TD。极图中的取向分布显示, 6 个晶粒所启动的变体都是 $t1$ 或 $t5$ 。即在 RD→TD 压缩过程中, $\{10\bar{1}2\} - \{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶全部由 $t1$ 或 $t5$ 变体来实现。

图 5(b)中的 6 个晶粒的孪晶变体启动情况如图 7 所示。由图 7 可知, 除晶粒 1 外, 其他晶粒在经过 RD→TD→RD 压缩变形后, 晶粒的 C 轴都接近于平行 RD, 而在最后一次的 RD 压缩前, 除晶粒 3 的基体 3M 外, 其他晶粒的基体并没有平行于 TD。图示结果还显示只有晶粒 3 的变形后的取向与其对应的孪晶变体一致, 其他晶粒变形后的取向与孪晶变体的取向存在一定差异, 晶粒 1 和 5 尤为明显, 也就是说只有晶粒 3 在变形前后的取向改变部分与基体间存在孪生关系。

通常, 在金属微观塑性变形机制中, 孪晶能够明显改变晶粒取向, 滑移不改变晶粒取向, 但是在复杂

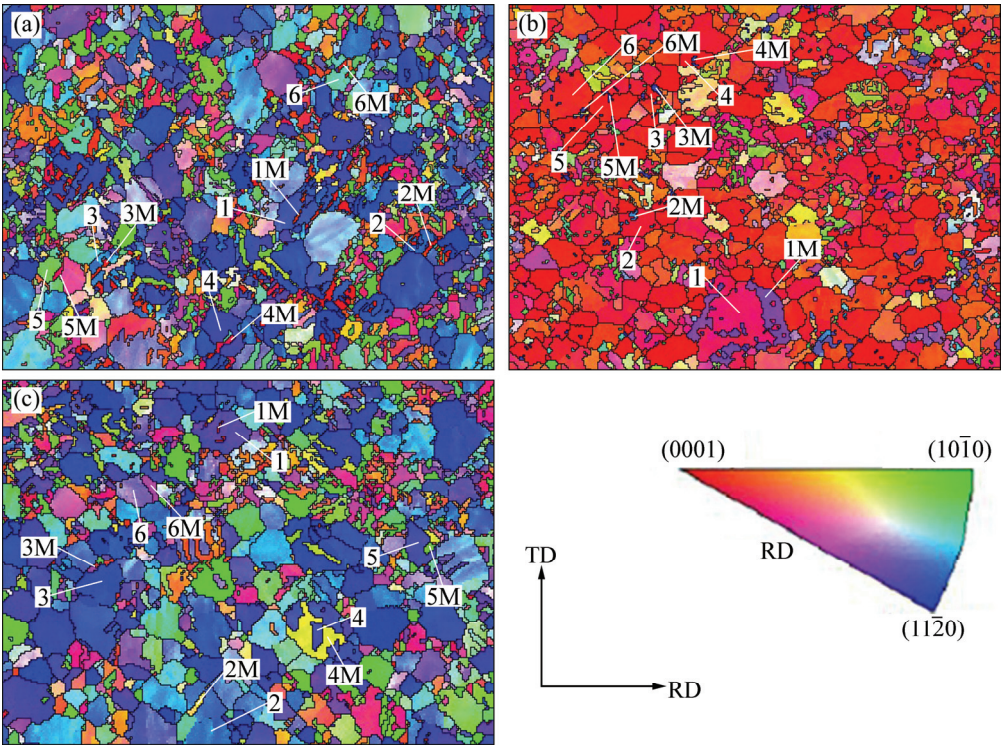


图 5 变形后试样的晶粒取向图

Fig. 5 Orientation micrographs of deformed specimens: (a) RT2; (b) RT3; (c) RT4

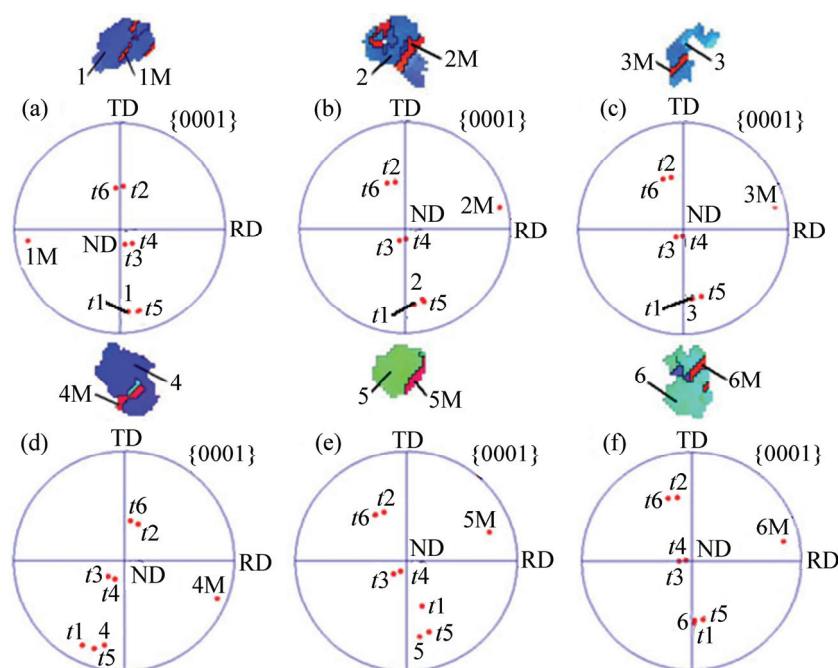


图 6 RT2 试样中晶粒孪晶变体的启动

Fig. 6 Activations of twin variant in grains of RT2 specimen: (a)–(f) Pole figures of grains 1–grain 6

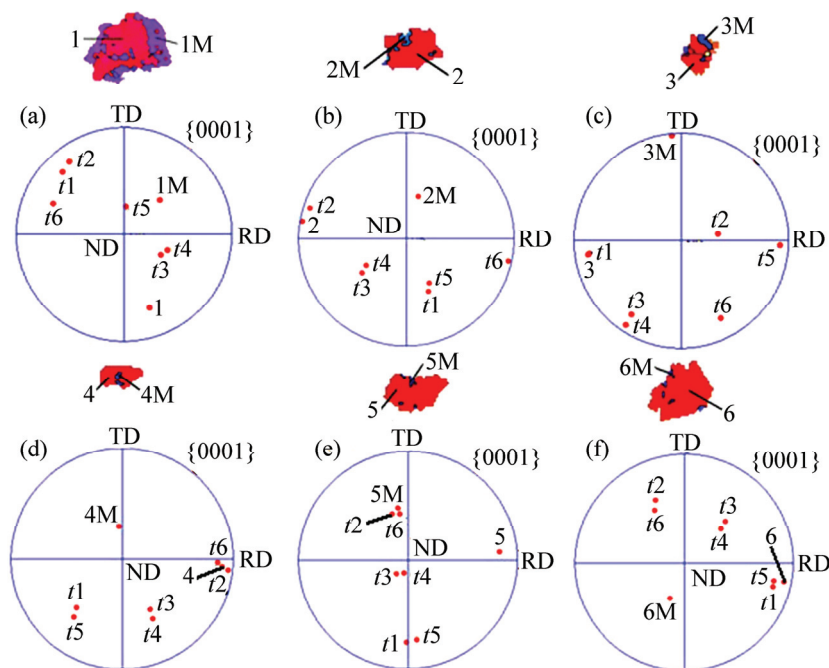


图 7 RT3 试样中晶粒孪晶变体的启动

Fig. 7 Activations of twin variant in grains of RT3 specimen: (a)–(f) Pole figures of grain 1–grain 6

变形过程中, 如果晶粒的滑移受到约束, 将会引起晶粒旋转, 从而引起晶粒取向的改变。如上所述, 在 RD→TD→RD 压缩变形过程中, 对应着 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶的微观变形机制, 晶粒的 C 轴方向变换顺序为 RD→TD→RD, 但图 7 显示多数晶粒基体的 C 轴与 TD 偏

差较大, 变形前后无孪晶关系, 出现这种现象的原因是晶粒基体在最后一次 RD 压缩过程中, 在完成解孪晶的后续变形过程中, 微观滑移变形受到约束从而改变了晶粒基体取向, 从而使晶粒基体的 C 轴偏离 TD, 使其对应的孪晶变体取向与实际的孪晶取向不一致。

图 5(c)中 6 个晶粒的孪晶变体启动情况如图 8 所

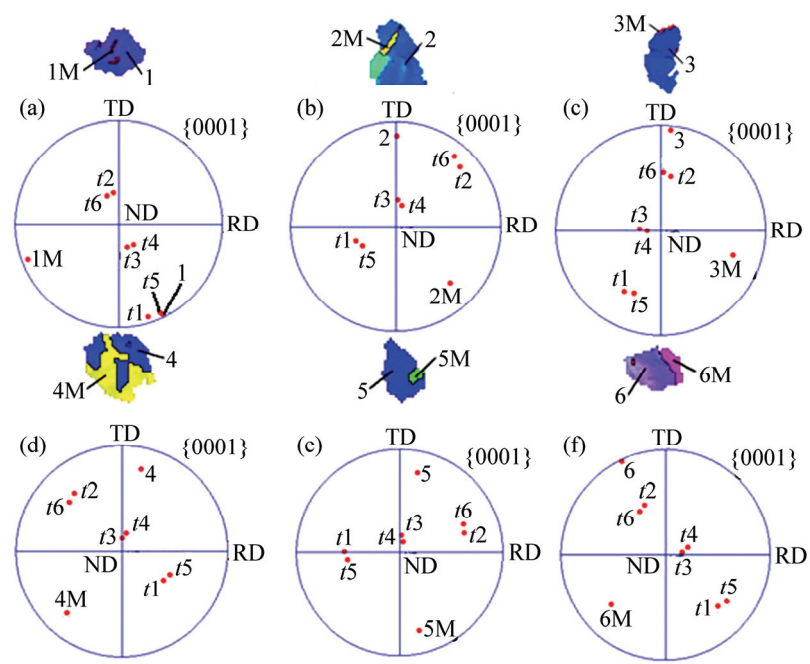


图 8 RT4 试样中晶粒孪晶变体的启动

Fig. 8 Activations of twin variant in grains of RT4 specimen: (a)–(f) Pole figures of grain 1–grain 6

示。图 8(a)结果显示晶粒 1 的变形前后的取向为孪生关系, 其他晶粒与上述 RT3 试样的分析结果一样, 变形前后的取向为非孪生关系。在 RT4 试样最后一次的 TD 压缩变形过程中, 晶粒部分发生孪生后, 晶粒基体的微观滑移变形受到约束, 从而改变了基体的取向, 造成如图 7(c)–(f)所示的结果, 即晶粒基体 2M~6M 的 C 轴明显偏离了 RD, 而与晶粒孪生部分 2~6 没有呈现出孪生关系。

在镁合金的微观变形机制中, 与滑移变形一样, 孪晶通常也遵循 Schmid 定律, 即 SF 大的孪晶变体在变形过程中易启动, 而 SF 小的则不易被启动。但也有报道称二次孪晶变体的选择可能不依赖于 Schmid 定律^[18–20]。PEI 等^[18]的研究表明, 拉伸孪生变体的选择可能依赖于 $\{10\bar{1}1\}$ 压缩孪晶和二次拉伸孪晶 $\{10\bar{1}2\}$ 变体的协调, 而不是 SF。

如上所述, RT2 试样在 RD→TD 压缩变形过程中, 对应 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶的微观变形机制。表 4 列出了图 6 中所示 RT2 试样的 6 个晶粒在 $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶过程中变体的 SF 值。

由表 4 可知, 在 $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶过程中, 所有晶粒孪晶变体的启动都遵循 Schmid 定律, 即 SF 最大的孪晶变体 t_1 或 t_5 启动。表中数据也显示晶粒 3~5 的孪晶变体 t_3 和 t_4 的 SF 值为负数, 这意味着在

$\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶过程中, 上述晶粒中的孪晶变体 t_3 和 t_4 处于被抑制启动状态, 因为孪晶启动与滑移系启动不同, 前者具有单向性, 只有在载荷和晶粒取向间满足 SF 为正值时才能启动, 而滑移系的 SF 始终为非负值。

表 4 RT2 试样中 6 个晶粒拉伸孪晶变体的施密特因子和启动的变体

Table 4 SFs of extension twin variants and their activations in six grains of RT2 specimen

Grain No.	Schmid factor						Activation
	t_1	t_2	t_3	t_4	t_5	t_6	
1	0.46	0.22	0.03	0.03	0.45	0.21	t_1/t_5
2	0.42	0.24	0.00	0.00	0.40	0.22	t_1/t_5
3	0.40	0.27	−0.01	−0.01	0.37	0.25	t_1/t_5
4	0.32	0.11	−0.03	−0.02	0.37	0.14	t_1/t_5
5	0.38	0.21	−0.02	−0.03	0.34	0.18	t_1/t_5
6	0.35	0.35	−0.02	−0.02	0.33	0.33	t_1/t_5

3 结论

1) 在镁合金 RD→TD→RD→TD 的变路径压缩过程中, 对应着 $\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶→ $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ 二次

孪晶 $\rightarrow\{10\bar{1}2\}$ 解孪晶 $\rightarrow\{10\bar{1}2\}$ 拉伸孪晶的微观变形机制,晶粒 C 轴依次在 $RD\rightarrow TD\rightarrow RD\rightarrow TD$ 方向间变换;

2) 在镁合金 $RD\rightarrow TD\rightarrow RD\rightarrow TD$ 的变路径压缩过程中,首次压缩产生的预变形提高了后续变形中孪晶的形核启动力,所产生的孪晶界阻碍了位错运动,使得后续压缩变形过程的二次孪晶、解孪晶和拉伸孪晶对应的屈服强度较首次压缩大幅增加;

3) $\{10\bar{1}2\}-\{10\bar{1}2\}$ 二次孪晶过程遵循 Schmid 定律,所启动孪晶变体的选择性明显,晶粒由 $t1$ 或 $t5$ 变体来完成二次孪晶,同时,晶粒基体的滑移系启动受到约束而使其取向发生改变,使晶粒基体与孪晶部分存在非孪生关系。

REFERENCES

- [1] 余 琨,黎文献,王日初,马正青. 变形镁合金的研究、开发及应用[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(2): 277-288.
YU Kun, LI Wen-xian, WANG Ri-chu, MA Zheng-qing. Research, development and application of wrought magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2003, 13(2): 277-288.
- [2] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 302(1): 37-45.
- [3] 胡水平,王 哲. 织构和晶粒尺寸对 AZ31 镁合金薄板成形性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(9): 2424-2429.
HU Shui-ping, WANG Zhe. Effects of texture and grain size on press formability of AZ31 magnesium alloy sheets[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(9): 2424-2429.
- [4] 胥广亮,陈国清,周文龙,付雪松,任 晓,孙中刚. 等径角挤压对 AZ31 镁合金组织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2011(2): 69-72.
XU Guang-liang, CHEN Guo-qing, ZHOU Wen-long, FU Xue-song, REN Xiao, SUN Zhong-gang. Effect of equal channel angular extrusion on the microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Engineering, 2011(2): 69-72.
- [5] 李树梅,汪明朴,张 真,李 周,唐 宁,雷 前. AZ31B 镁合金的低温压缩变形机制[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1254-1259.
LI Shu-mei, WANG Ming-pu, ZHANG Zhen, LI Zhou, TANG Ning, LEI Qian. Compression mechanism of AZ31B Mg alloy at low temperature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1254-1259.
- [6] AGNEW S, YOO M, TOME C. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. Acta Mater, 2001(49): 4277-4289.
- [7] YIN S M, WANG C H, DIAO Y D, WU S D, LI S X. Influence of grain size and texture on the yield asymmetry of Mg-3Al-1Zn alloy[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2011, 27(1): 29-34.
- [8] XIN Y C, JIANG J, CHAPUIS A, WANG M Y, LIU Q. Plastic deformation behavior of AZ31 magnesium alloy under multiple passes cross compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 532: 50-57.
- [9] XU S, LIU T M, CHEN H C, MIAO Z C, ZHANG Z, ZENG W. Reducing the tension-compression yield asymmetry in a hot-rolled Mg-3Al-1Zn alloy via multidirectional pre-compression[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 565: 96-101.
- [10] 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.
- [11] XIN Y C, WANG M Y, ZENG Z, HUANG G J, LIU Q. Tailoring the texture of magnesium alloy by twinning deformation to improve the rolling capability[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(10): 986-989.
- [12] XIN Y C, ZHOU X J, LIU Q. Suppressing the tension-compression yield asymmetry of Mg alloy by hybrid extension twins structure[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 567: 9-13.
- [13] HE J J, LIU T M, ZHANG Y, TAN J. Twin characteristics and flow stress evolution in extruded magnesium alloy AZ31 subjected to multiple loads[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 578(25): 536-542.
- [14] LOUXY, Li M, BOGER R, AGNEW S, WAGONER R. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet[J]. International Journal of Plasticity, 2007, 23(1): 44-86.
- [15] BARNETT M, KESHAVARZ Z, BEER A, ATWEEL D. Influence of grain on the compressive deformation of wrought Mg-3Al-1Zn[J]. Acta Materialia, 2004, 52(17): 5093-5103.
- [16] JIANG L, JONAS J J, LUO A A, SACHDEV A K, GODET S. Influence of $\{10\bar{1}2\}$ extension twinning on the flow behavior of AZ31 Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 445/446: 302-309.
- [17] NAVE M D, BARNEET M R. Microstructures and textures of pure magnesium deformed in plane-strain compression[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(9): 881-885.
- [18] PEI Y, GODFREY A, JIANG J, ZHANG Y B, LIU W, LIU Q. Extension twin variant selection during uniaxial compression of

- a magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 550: 138–145.
- [19] MARTIN E, CAPOLUNGO L, JIANG L, JONAS J. Variant selection during secondary twinning in Mg-3%Al[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(11): 3970–3983.
- [20] BARNETT M, KESHAVARZ Z, BEER A, MA X. Non-Schmid behavior during secondary twinning in a polycrystalline magnesium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1): 5–15.

Twinning mechanism and mechanical property of AZ31 magnesium alloy during multi-paths compressions

SONG Guang-sheng¹, CHEN Qiang-qiang¹, XU Yong², ZHANG Shi-hong²

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

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

Abstract: The multi-path compression with sequential RD→TD→RD→TD deformation direction was performed on the AZ31 magnesium alloy rolled sheet, and the mechanical property of the previous deformation was studied, the electron backscatter diffractometry (EBSD) was applied to observe the grain orientation evolution during the above deformation, and the activations of twin variants were analyzed. The results show that the deformation mechanism of $\{10\bar{1}2\}$ extension twin, $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ secondary twin, $\{10\bar{1}2\}$ detwin and $\{10\bar{1}2\}$ extension twin are sequentially related to each compression during the above deformation. The activity stress for twinning nucleation during the subsequent deformation is raised by the pre-straining generated from the first compression, which increases the yielding strength significantly during the subsequent deformation. The activation of $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ secondary twin follows the Schmid criterion, and there is an obvious selective tendency for twin variant activation, twin variant t_1 or t_5 are activated to start the $\{10\bar{1}2\}$ – $\{10\bar{1}2\}$ secondary twin.

Key words: AZ31 magnesium alloy; multi-path compression; yielding strength; secondary twin; twin variant

Foundation items: Project(50775211, 51174189) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(L2011024) supported by the Education Department of Liaoning Province, China

Received date: 2015-06-30; **Accepted date:** 2016-01-28

Corresponding author: SONG Guang-sheng; Tel: +86-13604066091; E-mail: songgs17@163.com

(编辑 龙怀中)