

Mg-Y 及 AZ31 镁合金高温变形过程中微观织构的演化

杨续跃^{1,2}, 张 雷¹, 姜育培¹, 朱亚坤¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中南大学 有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 在温度为 723 K、应变速度为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的条件下, 对 Mg-Y 及 AZ31 镁合金挤压棒材进行单向压缩变形, 利用 OM、SEM 和 EBSD 观察、分析 Y 对挤压棒材动态再结晶和微观织构的影响。结果表明: AZ31 镁合金在真应变 $\varepsilon=0.2$ 时发生明显的动态再结晶, 在 $\varepsilon=0.5$ 时, 动态再结晶晶粒的体积分数高达 80% 以上; 而 Mg-Y 合金在真应变 $\varepsilon=0.4$ 时, 动态再结晶体积分数尚不足 10%, Y 对镁合金动态再结晶有显著的阻碍作用; AZ31 镁合金变形时, 几乎所有晶粒的基面趋向于由变形前平行于压缩方向转至垂直于压缩方向, 导致基面织构在 $\varepsilon=1.2$ 时发生近 90° 的转动; Mg-Y 合金则只有小部分晶粒发生转动, 转动所形成的择优取向在动态再结晶后显著弱化, 并导致取向分布更加随机; Y 的添加可导致镁合金基面织构在动态再结晶后显著弱化。

关键词: 镁合金; 钇; 高温变形; 动态再结晶; 微观织构

中图分类号: TG 146.2

文献标志码: A

Microtexture evolution in Mg-Y and AZ31 Mg alloy during hot deformation

YANG Xu-yue^{1,2}, ZHANG Lei¹, JIANG Yu-pei¹, ZHU Ya-kun¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering, Ministry of Education,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effects of Y on the dynamic recrystallization (DRX) and microtexture evolution of hot deformed Mg alloy were studied by optical, SEM and EBSD microscopy. For this purpose, AZ31 and Mg-Y alloy bars were compressed at strain rate of $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ and at temperature of 723 K. The results show that DRX frequently takes place in AZ31 Mg alloy just after being compressed to strained $\varepsilon=0.2$ and the volume fraction of DRX grains is more than 80% after further being compressed to strained 0.5. Whereas alloying by Y retarded DRX, the fraction of DRX in Mg-Y alloy is less than 10% even at the strain of 0.4. In AZ31 Mg alloy, the alignment of the basal planes initially parallel to the compression direction is rotated gradually by compression and approaches perpendicular to the compression direction in high strain and the basal texture is rotated by about 90° at the strain of 1.2. But in Mg-Y alloy, only a few grains rotate to be perpendicular to the compression direction with increasing strain. The basal texture caused by the rotated grains is significantly weakened and the orientation distribution becomes more random after DRX. The basal texture of Mg alloy can be significantly weakened after DRX by the addition of Y.

Key words: magnesium alloy; yttrium; hot deformation; dynamic recrystallization; microtexture

hcp 结构的镁合金晶体结构对称性较低, 导致晶体在不同方向的力学特性不同, 在塑性变形过程中极

易发生晶体取向变化, 形成很强的 {0001} 基面织构。镁合金的各向异性容易导致各种变形缺陷, 从而制约

了其应用。对于大多数立方结构金属的变形织构,通过控制变形温度、速度和经热处理后,大多变形织构可以减轻或避免。但镁合金的变形织构目前还很难通过这些方法来减轻和消除^[1]。

等径角挤压(ECAP)等特殊加工方法已被证实可以改善镁合金织构并提高其延展性^[2-3]。在镁合金中添加陶瓷颗粒 Y_2O_3 或 SiC_p 也可以弱化挤压后的丝织构并降低沿挤压轴向变形时的拉压不对称性^[4-5]。稀土元素具有细化镁合金晶粒、改善组织、提高力学性能和耐腐蚀性的效果^[6-8]。近年来有报道表明:稀土元素也具有弱化织构作用。AGNEW 等^[9]的研究表明,Y 可以增加 Mg 的晶格对称性并大大激活非基面滑移,提高镁合金的强度和延展性;MAYUMI 等^[10]研究 Mg-Y 二元合金在 550-650 K 的蠕变行为,发现 Y 具有显著提高蠕变强度的作用;COTTAM 等^[11]对 Mg-Y 合金进行挤压后发现,提高加工温度和增加 Y 的含量可以使晶粒的取向分布更加随机化;李敏等^[12]研究 Ce 对热轧 AZ31 镁合金的动态再结晶及织构的影响,指出 Ce 能加速动态再结晶和弱化基面织构。

动态再结晶是材料高温变形下的重要过程,立方金属的动态再结晶机制根据层错能的高低可分为连续和不连续两类,受变形条件的影响较小^[13]。而镁合金的动态再结晶机制则随变形条件的不同而变化,中低温下变形时发生连续再结晶,包括孪生和旋转动态再结晶;高温下的再结晶通常有明显的形核和长大过程,即所谓的不连续再结晶^[14-15]。我国稀土资源丰富,若能通过添加稀土元素制备弱织构镁合金板、带和棒材无疑具有更为实用的价值。因此,研究稀土镁合金的动态再结晶,进而弱化和控制变形织构将具有重要的理论和实际意义。但目前国内还鲜见有关 Y 弱化镁合金织构方面的报道,动态再结晶对 Mg 及稀土镁合金织构演化的影响也不太清楚。

本文作者采用光学显微镜(OM)和扫描电子显微镜(SEM)的电子背散射衍射(EBSD)技术对普通镁合金(AZ31 镁合金)和稀土镁合金(Mg-Y 合金)挤压棒材单向压缩变形后的微观织构进行观测和分析,比较二者变形织构及其演化规律的异同。

1 实验

实验选用的 AZ31 镁合金的化学成分(质量分数,%)如下:Al 2.68、Zn 0.75、Mn 0.68、Cu 0.001、Si 0.03、Fe 0.003、Mg 余量。Mg-Y 二元合金中 Y 为 7%。样品为 $d 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的挤压棒材,其轴向与挤压方向

平行。样品在 733 K 退火处理 2 h 后炉冷。

压缩实验在附有快速水淬功能的真应变速度恒定的压缩试验机上进行。样品在温度为 723 K,应变速率为 $3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的条件下进行轴向压缩。当炉温升至预设温度时,将样品放入炉内静置 10 min,然后进行压缩,到达一定应变后,5 s 内将样品取出水淬。

将淬火样品沿压缩轴方向切成两部分,对剖面依次进行研磨、机械抛光和电解抛光,试样在 6%(质量分数)苦味酸+94%甲醇溶液中浸蚀后,通过 OLYMPUS 光学显微镜观察样品的显微组织。利用金相定量分析系统配备的 Analysis Imaging Processing 软件,处理光学显微镜下的金相组织图像,得到相应的数字图像,定量分析动态再结晶晶粒的尺寸和体积分数。EBSD 试样电解抛光后直接采用日立 S4500 型场发射 SEM 和配置的 OIM Data Collection 4.5 以及 OIM Analysis 5.0 软件对其微观织构进行观测和分析。

2 结果与讨论

2.1 高温压缩变形过程中的光学组织变化

图 1 所示为 AZ31 镁合金和 Mg-Y 合金在 $T=723 \text{ K}$ 压缩过程中的组织变化。由图 1(a)可以看到:AZ31 镁合金变形至真应变 $\epsilon=0.2$ 时就已经开始发生动态再结晶,再结晶的平均晶粒尺寸约为 $18 \mu\text{m}$,体积分数达 10%左右;当变形到 $\epsilon=0.5$ 时,再结晶体积分数就已达 80%以上(见图 1(c))而 Mg-Y 合金在真应变 $\epsilon=0.2$ 时,原始晶界刚开始出现凹凸,尚没有发生动态再结晶(见图 1(b));当变形至 $\epsilon=0.4$ 时,也只有少量的动态再结晶晶粒出现在初始晶界和晶界三接点处,再结晶的体积分数不足 10%(见图 1(d));在真应变 $\epsilon=1.2$ 时,动态再结晶的体积分数才达 80%(见图 1(f)),动态再结晶被明显延迟了,此时再结晶的平均晶粒尺寸约为 $6 \mu\text{m}$,比 AZ31 镁合金的再结晶晶粒尺寸小很多。

显然,Y 影响镁合金的变形和动态再结晶过程。普通 AZ31 镁合金高温变形时易形成变形带^[16],相互交叉的变形带能够将原始晶粒有效地分割细化,加速动态再结晶过程。在 Mg 中加入 Y 后,更多的非基面滑移被激活^[9, 11],晶体变形较均匀,动态再结晶的临界变形量增大,于是,Mg-Y 合金的动态再结晶被延迟,再结晶晶粒在晶界上形核后向晶内缓慢扩展。同时,Mg 和 Y 形成的 $Mg_{24}Y_5$ 等第二相易于富集在晶界^[17-18],导致晶界迁移困难,从而使再结晶晶粒得到细化。由此可见,稀土 Y 的添加阻碍镁合金的动态再结晶,并细化了再结晶晶粒。

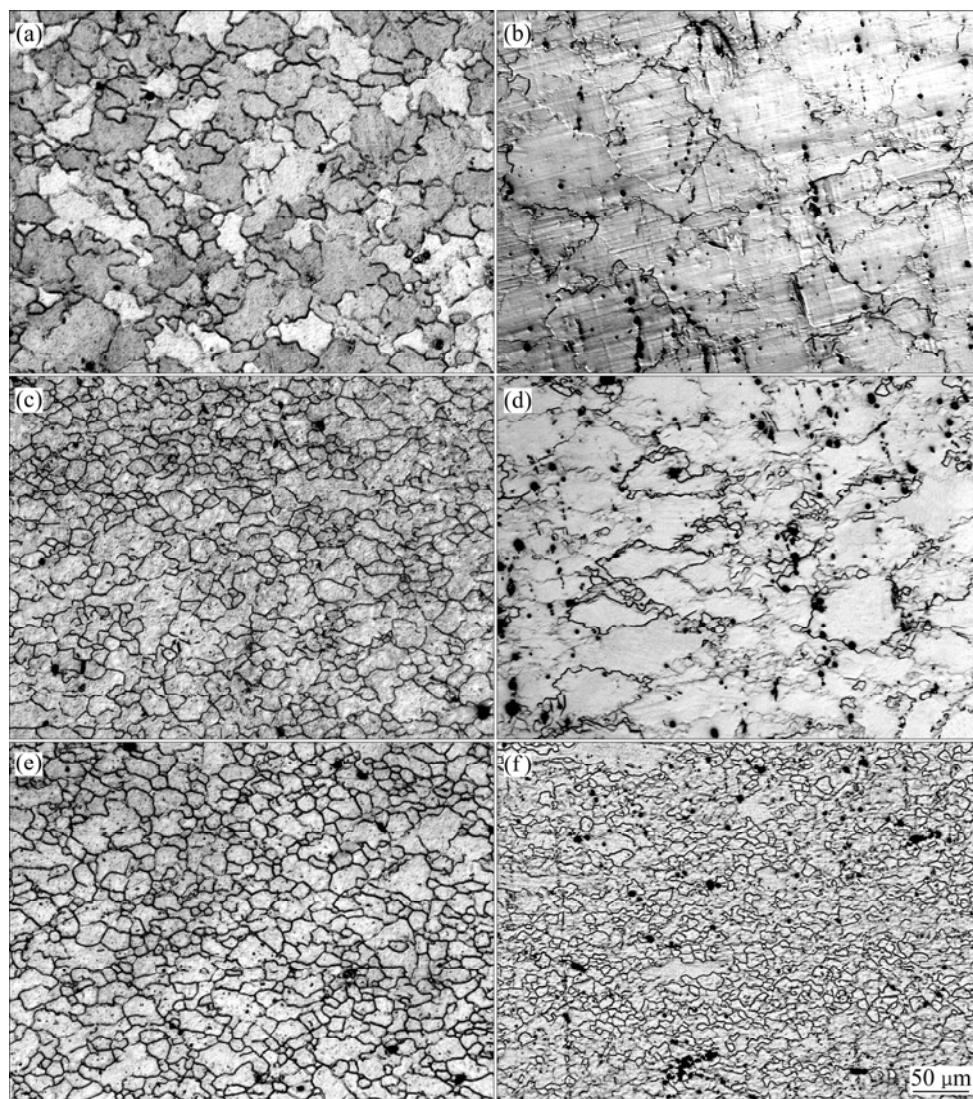


图 1 AZ31 镁合金和 Mg-Y 合金在 $T=723\text{ K}$ 不同真应变变量下的光学组织

Fig.1 Optical microstructures of alloys compressed at 723 K and $3\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ under different true strains: (a) AZ31 Mg alloy, $\varepsilon=0.2$; (b) Mg-Y alloy, $\varepsilon=0.2$; (c) AZ31 Mg alloy, $\varepsilon=0.5$; (d) Mg-Y alloy, $\varepsilon=0.4$; (e) AZ31 Mg alloy, $\varepsilon=1.2$; (f) Mg-Y alloy, $\varepsilon=1.2$

2.2 高温压缩变形过程中的微观组织演化

反极图是表示各晶粒的平行某特征外观方向的晶向在晶体学空间中分布的三维极射赤道平面投影图, 可以表示 RD、ND 和 TD 这 3 个方向的晶粒取向。镁合金挤压棒材多数晶粒的基面平行于挤压轴向, 形成很强的丝织构^[1, 16]。沿挤压轴向压缩时, 基面滑移导致的晶粒转动通常是使基面从平行于压缩方向转至与压缩方向垂直, 因此, 压缩方向的反极图能更方便地表示晶粒的转动角度, 利于研究微观组织的演化规律。用 OIM Analysis 5.0 计算并获得的 AZ31 镁合金在 723 K 压缩过程中压缩方向的反极图如图 2 所示。从图 2(a)可以看出: 变形到真应变 $\varepsilon=0.2$ 时, 试样在 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 有两个择优取向, 即 $\{0001\}$ 面平行

于压缩方向, 初始挤压时形成的基面织构还没有被明显改变; 变形初期, 由于基面滑移系的取向因子几乎为 0, 而孪生在高温时不易发生, 但非基面滑移系可以启动, 导致 $\{0001\}$ 面转至与压缩方向成 45° 角的最大取向因子方向。从图 2(b)可以看到, 变形至真应变 $\varepsilon=0.5$ 时, 几乎所有晶粒的 $\{0001\}$ 面都已经转至与压缩方向成约 45° , 形成一个强度峰值。随着应变量的进一步增大, 晶粒因发生基面滑移而继续转动(见图 2(c)), 最终在真应变 $\varepsilon=1.2$ 时 $\{0001\}$ 面转至近似垂直于压缩方向(见图 2(d))。由此可见, AZ31 镁合金压缩至 $\varepsilon=1.2$ 时几乎所有晶粒发生了近 90° 的转动, $\{0001\}$ 面从开始平行于压缩方向转至几乎与压缩方向垂直。

图 3 所示为 AZ31 镁合金在 723 K 压缩变形过程

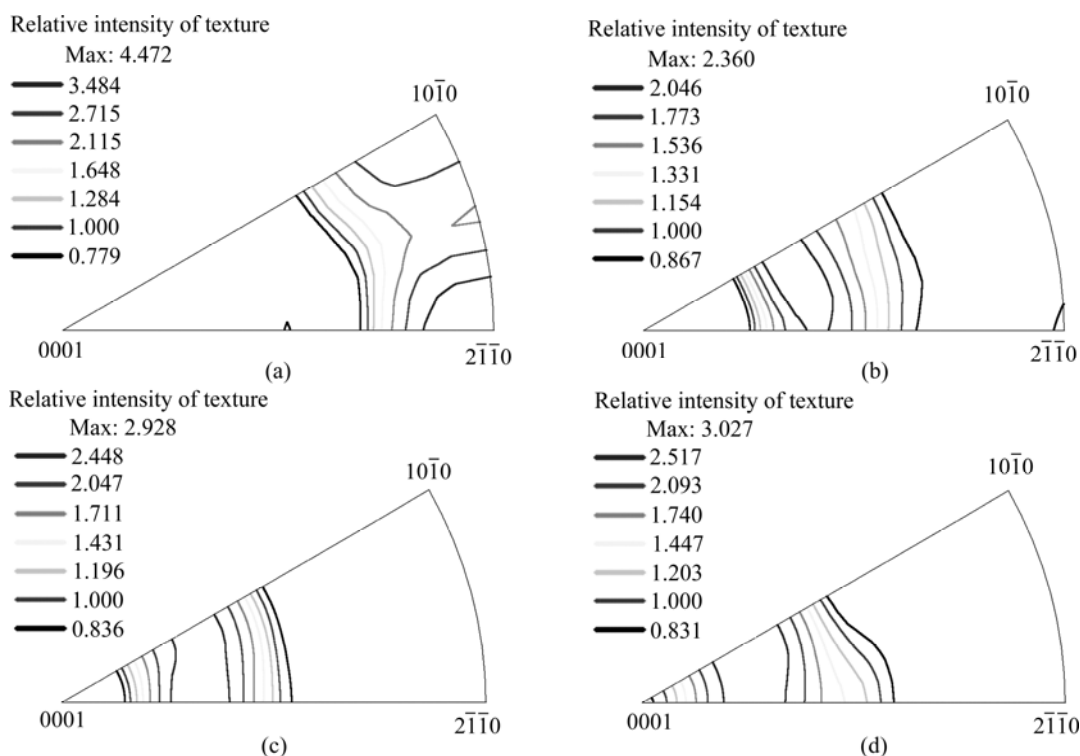


图 2 723 K 不同真应变下 AZ31 镁合金沿压缩方向的反极图

Fig.2 Inverse pole figures from compression direction of local texture of AZ31 Mg alloy compressed at different true strains and $T=723$ K: (a) $\varepsilon=0.2$; (b) $\varepsilon=0.5$; (c) $\varepsilon=0.8$; (d) $\varepsilon=1.2$

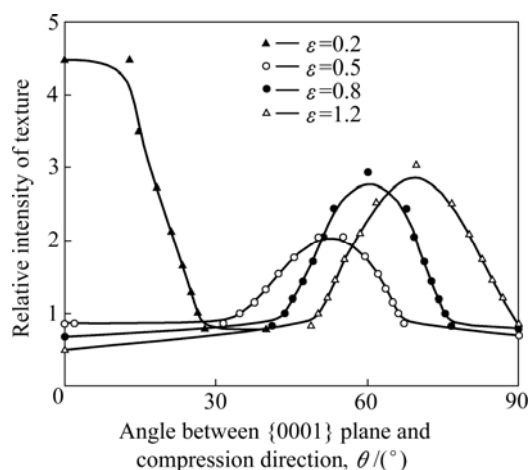


图 3 AZ31 镁合金 {0001} 面取向强度及 {0001} 面与压缩方向的夹角随应变的变化

Fig.3 Changes in relative intensity of {0001} plane and angle between {0001} plane and compression direction of AZ31 Mg alloy with strain

中 {0001} 面取向强度及 {0001} 面与压缩方向的夹角随真应变的变化规律。由图 3 可以看出：各应变下都只有一个显著的 {0001} 面取向峰，始终表现出较强的 {0001} 面的择优取向；在真应变 $\varepsilon=0.2$ 时，{0001} 面与压缩方向的夹角几乎为 0，取向分散在小于 30° 的范

围内；在 $\varepsilon=0.5$ 时，基面与压缩方向的夹角增加至 50° 左右，取向强度有所降低，但分散度加大，这可能是受动态再结晶的影响；随着变形量的进一步增加，基面夹角及其取向强度都缓慢增大，在 $\varepsilon=1.2$ 时，基面夹角达到 70° 左右，取向强度达到 3 以上。立方结构金属动态再结晶后，晶体取向分布一般会被随机化^[13]。由图 3 还可见，AZ31 镁合金的动态再结晶在真应变 $\varepsilon=0.5$ 全面发生后，随着应变的进一步增大，基面织构不仅没有消失，其强度还有所提高，表明动态再结晶对 AZ31 镁合金变形织构的影响较小。

图 4 所示为 Mg-Y 合金在 723 K 压缩变形过程中沿压缩方向的反极图。由图 4 可以看出：变形至真应变 $\varepsilon=0.2$ 时(见图 4(a))，除在 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 之间的取向峰，还有一个靠近 $\langle 0001 \rangle$ 的取向峰，表明有部分晶粒的基面已发生了近 90° 的转动。除此之外还有两个较弱的取向峰(见图 4(a)的虚线圆圈)，这可能是非基面滑移引起的，与 AZ31 镁合金相比，Mg-Y 合金的非基面滑移因稀土 Y 的作用而得到更多的激活^[9, 11]；随应变量的增大(见图 4(b)~(d))， $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 取向峰的强度变化不大，说明有部分晶粒的 {0001} 面始终平行于压缩方向，只有 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ 以外的晶粒在转动，导致虚线圆圈标识的取向峰在高应变下消失或减弱，并形成更

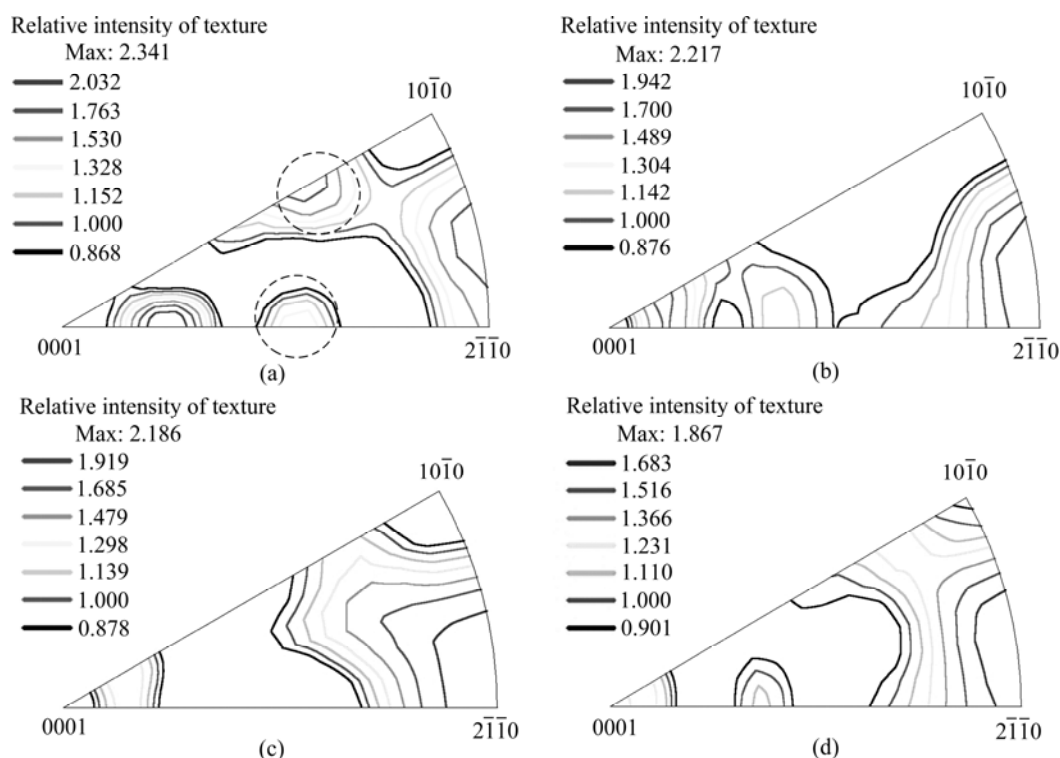


图 4 Mg-Y 合金在 $T=723$ K 不同真应变下沿压缩方向的反极图

Fig.4 Inverse pole figures from compression direction of local texture of Mg-Y alloy compressed at different true strains and $T=723$ K: (a) 0.2; (b) 0.4; (c) 1.0; (d) 1.2

接近 $\langle 0001 \rangle$ 的取向峰。变形至 $\varepsilon=1.2$ 时, 最大取向峰在 $\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$ (见图 4(d)), 表明动态再结晶后, Mg-Y 合金多数晶粒的基面仍平行于压缩方向, 没有像 AZ31 镁合金那样几乎所有晶粒的基面转至与压缩方向垂直。

图 5 所示为 Mg-Y 合金在 723 K 压缩变形过程中 $\{0001\}$ 面取向强度及 $\{0001\}$ 面与压缩方向的夹角随应变的变化规律。由图 5 可看出: 与 AZ31 镁合金明显不同的是, 在各应变下都有多个取向峰, 且在基面与压缩方向的夹角为 0° 的附近都有一个明显的峰值, 其强度随应变的变化不大, 但分散度在动态再结晶后明显变大; 当真应变 $\varepsilon=0.2$ 时, 在基面夹角为 40° 和 70° 的地方还有两个取向峰, 其中 70° 位置为强度最大的峰, 说明 Mg-Y 合金在真应变 $\varepsilon=0.2$ 时, 有明显的基面近似垂直于压缩方向的织构; Mg-Y 合金在压缩变形初期有部分晶粒的基面滑移系处于有利的取向(见图 6), 基面滑移可以得到启动, 同时, 非基面滑移也由于 Y 的添加而被大大激活^[9, 11]。因此, $\{0001\}$ 面平行于压缩方向的晶粒大多没有发生转动, 晶体始终保持着较低强度的 $\{0001\}$ 面平行于压缩方向的织构。而基面滑移得到启动的晶粒基面则转至与压缩方向垂直。随着应变量的进一步增大, 这些晶粒将继续发生

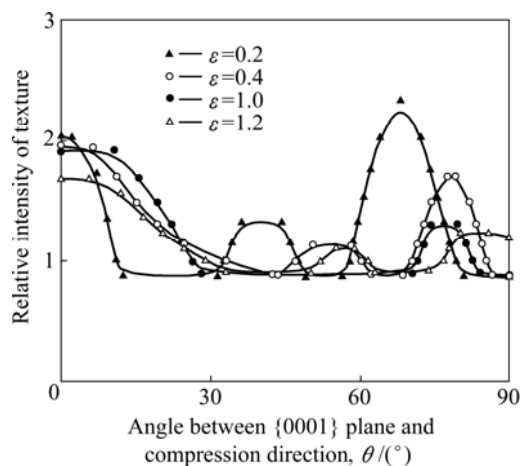


图 5 Mg-Y 合金 $\{0001\}$ 面取向强度及 $\{0001\}$ 面与压缩方向的夹角随应变的变化

Fig.5 Changes in relative intensity of $\{0001\}$ plane and angle between $\{0001\}$ plane and compression direction of Mg-Y alloy with strain

转动, 40° 和 70° 的取向峰向 90° 方向移动, 晶粒基面愈发接近于与压缩方向垂直, 但其强度在 $\varepsilon=0.4$ 以后随着动态再结晶的进行不断下降, 到 $\varepsilon=1.2$ 时, 这两个峰已经很不明显了, 整条曲线上的最大强度差只有 0.6 左右, 取向分布很均匀, Mg-Y 合金在 $\varepsilon=0.2$ 时, 靠近 90° 的织构在动态再结晶后被显著弱化。

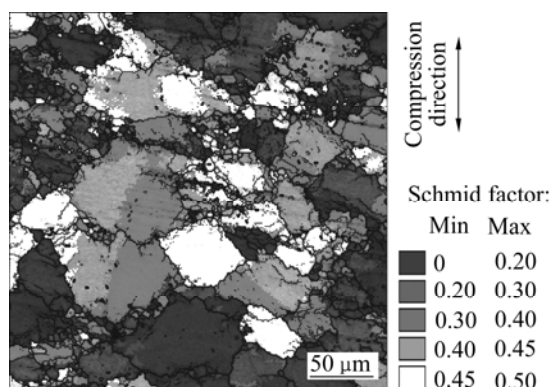


图 6 723 K 时 Mg-Y 合金压缩至真应变 $\epsilon=0.2$ 后各晶粒基面滑移系的取向因子图

Fig.6 Schmid factors of $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ slip system in Mg-Y alloy compressed to true strain of 0.2 at 723 K

对于稀土镁合金变形组织弱化的现象, SENN 和 AGNEW^[19]在 Mg-Y-Nd 合金的静态再结晶中也观察到, 并指出是剪切带使再结晶形核随机化而引起随后的随机组织分布, 但镁合金的剪切带通常在低温变形时产生, 高温变形下不易发生^[20], 从图 1 中也未看到大量的剪切带, 动态再结晶主要从晶界和晶界三接点处形核, 故该观点不能解释本实验结果。COTTAM 等^[11]认为是非基面滑移得到很大激活以及孪生得到抑制导致 Mg-Y 合金组织的弱化。CHINO 等^[21-22]发现添加 Ce 也可引起镁合金组织弱化, 也同样认为是稀土元素改变晶格结构, 使其对称性增加, 非面滑移得到大大激活所致。但在 723 K 变形时, 即便是 AZ31 镁合金, 非基面滑移也开始发挥重要作用, 可是其基面组织并没有弱化。由前述实验结果可知, 在动态再结晶之前($\epsilon=0.2$), 虽然非基面滑移已经得到有效启动, Mg-Y 合金依然表现出较强的择优取向, 组织的显著弱化主要发生在动态再结晶之后($\epsilon=0.4$ 以上), 可见动态再结晶对 Mg-Y 合金组织的弱化具有最直接的影响。Mg-Y 合金 $\{0001\}$ 基面平行于压缩方向的组织取向只有少量弱化, 表明动态再结晶的发生与晶粒的取向有很大关系, 这可能是由于基面近似垂直于压缩方向的晶粒的初始取向有利于基面滑移, 发生了更多的晶内变形, 导致位错密度高于基面与压缩方向平行的晶粒, 动态再结晶更容易形核和长大。通过 EBSD 分析得到的 Mg-Y 合金变形至真应变 $\epsilon=0.2$ 时, 各晶粒 $\{0001\}\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 基面滑移的取向因子如图 6 所示。由图 6 可以看到深色表示的晶粒基面的取向因子很小, 对应于基面始终平行于压缩方向的晶粒, 基面滑移不易启动, 晶粒内的位错堆积速度慢, 不利于动态再结晶

的形核和长大, 取向变化不会太大。白色表示的晶粒则有很大的取向因子(0.45~0.50), 进一步变形时, 基面滑移能够在这些晶粒中发生, 从而比深色晶粒更快地累积更多的应变, 动态再结晶将会优先在这些晶粒中发生。因此, Mg-Y 合金动态再结晶弱化的组织主要是晶粒转动 90°左右后形成的组织。

相比之下, AZ31 镁合金动态再结晶后依然表现出明显的 $\{0001\}$ 基面择优取向, 动态再结晶对 Mg-Y 合金和 AZ31 镁合金变形组织的影响存在很大差异。初始组织一般对其加工组织和再结晶过程产生很大影响, Mg-Y 合金挤压后形成的丝织组织很弱, 近似于铸态组织^[11]; 而挤压态 AZ31 镁合金则具有很强的丝织组织, 因此, 两种合金完全不同的组织演化规律可能是因为二者具有不同的初始组织。但是, 具有其它不同初始组织的 AZ31 镁合金在压缩过程中, 晶粒的取向也趋于转至基面组织取向附近, 形成与本实验类似的强基面组织^[23-25]。因此, 两种合金不同的组织演化规律并非由于初始组织不同, 而是由于其合金成分的不同所致。由图 1 可知, 两种合金的动态再结晶的速度完全不同, 稀土元素 Y 的添加可能改变镁合金的动态再结晶形核和长大机制, 从而使得变形组织在动态再结晶后被弱化。因此, 导致 Mg-Y 合金动态再结晶后组织弱化的根本原因是 Y 对晶体性能的改变。

3 结论

1) AZ31 镁合金变形至真应变 $\epsilon=0.5$ 时已全面发生动态再结晶, 再结晶体积分数达 80%以上; 而 Mg-Y 合金动态再结晶体积分数在真应变 $\epsilon=0.4$ 时尚不足 10%, Y 对镁合金动态再结晶有显著的阻碍作用。

2) AZ31 镁合金压缩变形至真应变 $\epsilon=1.2$ 时, 几乎所有的晶粒都发生近 90°的转动, 基面由变形前平行于压缩方向转至与压缩方向垂直, 而 Mg-Y 合金只有部分晶粒发生转动。

3) AZ31 镁合金动态再结晶后依然保留很强的基面组织, Mg-Y 合金变形初期的基面组织在动态再结晶后被显著弱化; 添加 Y 可导致镁合金基面组织在动态再结晶后显著弱化。

REFERENCES

- [1] YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Isochronal annealing behavior of magnesium alloy AZ31 after hot deformation[J]. Materials Transactions, 2005, 46(12): 2981-2987.

- [2] KOIKE J, KOBAYASHI T, MUKAI T, WATANABE H, SUZUKI M, MARUYAMA K, HIGASHI K. The activity of non-basal slip systems and dynamic recovery at room temperature in fine-grained AZ31B magnesium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(7): 2055.
- [3] AGNEW S R, HORTON J A, LILLO T M, BROWN D W. Enhanced ductility in strongly textured magnesium produced by equal channel angular processing[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 50(3): 377–381.
- [4] GARCES G, PEREZ P, ADEVA P. Effect of the extrusion texture on the mechanical behaviour of Mg-SiC_p composites[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(7): 615–619.
- [5] GARCES G, RODRIGUEZ M, PEREZ P, ADEVA P. Effect of volume fraction and particle size on the microstructure and plastic deformation of Mg-Y₂O₃ composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 419: 357–364.
- [6] NAIR K S, MITTAL M C. Rare earths in magnesium alloys[J]. *Materials Science Forum*, 1988, 30: 89–104.
- [7] 刘楚明, 葛位维, 李慧中, 陈志永, 王 荣, 高艳蕊. Er 对铸态 AZ91 镁合金显微组织和耐腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(5): 847–853.
- LIU Chu-ming, GE Wei-wei, LI Hui-zhong, CHEN Zhi-yong, WANG Rong, GAO Yan-rui. Effect of Er on microstructure and corrosion resistance of AZ91 magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(5): 847–853.
- [8] KIRYUU M, OKUMURA H, KAMADO S, KOJIMA Y, NINOMIYA R, NAKATSUGAWA A. Corrosion resistance of heat resistant magnesium alloys containing heavy rare earth elements[J]. *Japan Institute of Light Metal*, 1996, 46(1): 39–44.
- [9] AGNEW S R, YOO M H, TOME C N. Application of texture simulation to understanding mechanical behavior of Mg and solid solution alloys containing Li or Y[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(20): 4277–4289.
- [10] MAYUMI S, HIROYUKI S, KOUICH M, HIROSHI O. Creep deformation behavior and dislocation substructures of Mg-Y binary alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 319/321: 751–755.
- [11] COTTAM R, ROBSON B J, LORIMER G, DAVIS B. Dynamic recrystallization of Mg and Mg-Y alloys: crystallographic texture development[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 485(1/2): 375–382.
- [12] 李再久, 金青林, 蒋业华, 周 荣. Ce 对热轧 AZ31 镁合金动态再结晶及组织的影响[J]. *金属学报*, 2009, 45(8): 924–929.
- LI Zai-jiu, JIN Qing-lin, JIANG Ye-hua, ZHOU Rong. Effect of Ce on the dynamic recrystallization and texture of AZ31 magnesium alloy during hot deformation[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(8): 924–929.
- [13] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. 2nd ed. Oxford: Pergamon Press, 2004: 427–441.
- [14] ION S E, HUMPHREYS F J, WHITE S H. Dynamic recrystallization and the development of microstructure during the high temperature deformation of magnesium[J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30: 1909–1919.
- [15] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(7): 1199–1207.
- [16] YANG X Y, MIURA H, SAKAI T. Dynamic evolution of new grains in magnesium alloy AZ31 during hot deformation[J]. *Materials Transactions*, 2003, 44(1): 197–203.
- [17] ZHANG M X, KELLY P M. Morphology and crystallography of Mg₂₄Y₅ precipitate in Mg-Y alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(4): 379–384.
- [18] 袁亲松, 赵 平, 赵 亮. Y 对铸态 Mg-Li 合金显微组织和力学性能的影响[J]. *铸造*, 2009, 58(5): 494–497.
- YUAN Qin-song, ZHAO Ping, ZHAO Liang. Effect of Y on as-cast microstructure and mechanical properties of Mg-Li alloy[J]. *Foundry*, 2009, 58(5): 494–497.
- [19] SENN J W, AGNEW S R. Texture randomization during thermomechanical processing of a magnesium-yttrium-neodymium alloy[C]// PEKGULERYUZ M O, MACKENZIE L W F. *Proceedings of Magnesium Technology in the Global Age*. Montreal, QC: Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum, 2006: 115–130.
- [20] 杨续跃, 姜育培. 镁合金热变形下形变带的形貌和晶体学特征[J]. *金属学报*, 2010, 46(4): 451–457.
- YANG Xu-yue, JIANG Yu-pei. Morphology and crystallographic characteristics of deformation bands in Mg alloy under hot deformation[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(4): 451–457.
- [21] CHINO Y, KADO M, MABUCHI M. Compressive deformation behavior at room temperature –773 K in Mg-0.2mass% (0.035at.%) Ce alloy[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(3): 387–394.
- [22] CHINO Y, KADO M, MABUCHI M. Enhancement of tensile ductility and stretch formability of magnesium by addition of 0.2 wt%(0.035 at%)Ce[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494(1/2): 343–349.
- [23] 孟 利, 杨 平, 崔凤娥, 赵祖德. 镁合金 AZ31 动态再结晶行为的取向成像分析[J]. *北京科技大学学报*, 2005, 27(2): 187–192.
- MENG Li, YANG Ping, CUI Feng-e, ZHAO Zu-de. Analysis on behavior of dynamic recrystallization in magnesium alloy AZ31 by orientation mapping[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2005, 27(2): 187–192.
- [24] 杨 平, 胡轶嵩, 崔凤娥. 镁合金 AZ31 高温变形机制的组织分析[J]. *材料研究学报*, 2004, 18(1): 52–59.
- YANG Ping, HU Yi-song, CUI Feng-e. Texture investigation on the deformation mechanisms in magnesium alloy AZ31 deformed at high temperatures[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2004, 18(1): 52–59.
- [25] YANG Xu-yue, JI Ze-sheng, MIURA H, SAKAI T. Dynamic recrystallization and texture development during hot deformation of magnesium alloy AZ31[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2009, 19: 55–60.

(编辑 李艳红)