

AZ31 镁合金热压缩过程动态再结晶行为研究

苏 辉¹, 楚志兵^{1,2}, 薛 春¹, 李玉贵¹, 马立峰¹

(1. 太原科技大学 重型机械教育部工程研究中心, 山西 太原 030024)

(2. 暨南大学 力学与建筑工程学院, 广东 广州 510632)

摘 要: 通过 AZ31 镁合金热压缩试验, 采用电子背散射衍射(EBSD)技术, 对不同变形条件(不同温度、应变速率和变形程度)下镁合金热变形过程中的动态再结晶行为、晶粒取向和织构的产生等现象进行研究。结果表明, 变形温度越高, 再结晶程度表现得越充分, 晶粒组织也越均匀, 而变形程度越大或应变速率越小, 再结晶程度则越大。在镁合金热变形过程中, 变形温度是决定其动态再结晶机制的最大影响因素。300 °C 时, AZ31 镁合金再结晶晶粒在原始晶界和亚晶界处形核, 再结晶行为主要由亚晶界的转动形成, 表现出典型的连续动态再结晶(CDRX)特征。400 °C 时, 局部剪切变形时再结晶晶粒取向发生偏转, 表现出典型的旋转动态再结晶(RDRX)特征。热压缩过程中产生(10 $\bar{1}$ 2)拉伸孪生, 晶粒重新旋转基面取向形成基面垂直于压缩方向的纤维织构。

关键词: 热压缩; 动态再结晶; 变形织构; 变形温度

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2033-07

对于镁合金而言, 其力学性能在很大程度上取决于其微观组织结构, 尤其是平均晶粒尺寸, 通过细化晶粒可显著提高其强度和延伸率^[1,2]。在塑性变形过程中, 镁合金极易发生动态再结晶(DRX)^[3-6], DRX 作为一种常用的晶粒细化机制, 其行为会受到变形温度、应变速率和变形程度的影响。电子背散射衍射(EBSD)技术^[7,8]能够清晰地反映材料的微观组织、形貌特征及其取向分布, 对全面认识材料变形过程中的成形机理及揭示其材料本质具有不可替代的作用^[9]。

Li 等^[10]在铸造 AZ31 镁合金的平行六面体样品上进行了平面应变压缩试验, 发现与 400 °C 相比, 300 °C 更有利于孪晶诱发的动态再结晶(TDRX), 实现更高的强度和塑性变形能力。Zhang 等^[11]以 Mg-10Gd-3Y-0.6Zr-1Ag 镁合金为研究对象, 分析了该合金在不同变形温度, 不同应变速率下流变应力的变化规律。结果表明流变应力随变形温度的升高和应变速率的降低而减小。Hyung-Gyun 等^[12]在平面应变压缩模式下, 以 AZ31 镁合金为研究对象, 研究了单一温度、单一应变速率下变形对组织和组织演变的影响, 结果表明晶粒结构和织构随应变的增加而交替变化。Liu 等^[13]等利用 EBSD 技术分析 AZ31 铸态镁合金在不同温度和真应变下热压缩的晶

粒取向和织构特点。结果表明, 随着真应变的增加, 基面织构消失的原因是滑移系转变为以基面滑移为主和动态再结晶的增加。然而, 并没有提及变形速率对镁合金织构演化和再结晶的影响。

变形过程中, 镁合金的取向、织构和 DRX 方式都随着变形温度、应变速率和变形程度等外部条件的变化而有所区别。因此, 研究镁合金在不同的外部条件下的晶粒取向、织构及 DRX 类型对生产过程中提高镁合金的力学性能有重大的意义。可以发现, 研究者们对镁合金在热变形条件下 DRX 类型的影响因素研究还相对较少。

本研究以 AZ31 镁合金为研究对象, 通过 EBSD 技术研究热压缩过程中不同变形工艺条件(变形温度、应变速率和变形程度)对其组织演变过程的影响, 通过研究热压缩过程中晶粒取向、取向差分布及其织构的特点, 进一步讨论热压缩过程中 AZ31 镁合金的 DRX 行为及其变形机制。

1 实 验

选择国内某单位提供的挤压态 AZ31 镁合金棒材为研究对象, 其合金成分见表 1。

热压缩实验: 将圆棒坯料加工成 $\phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱试样, 如图 1a 所示, 其中 CD 表示压缩方向

收稿日期: 2020-06-15

基金项目: 国家重点研发计划项目(2018YFB1307902); 国家自然科学基金(U1710113); 山西省研究生联合培养基地人才培养项目(2018JD33); 山西省青年拔尖人才; 山西省优秀青年基金(201901D211312); 山西省高等学校创新人才优秀青年学术带头人; 山西省高等学校科技成果转化培育项目(2019KJ028); 山西省新兴产业领军人才; 山西省研究生教育创新计划(2019SY482)

作者简介: 苏 辉, 男, 1994 年生, 硕士, 太原科技大学材料学院, 山西 太原 030024, E-mail: 949500160@qq.com

表 1 AZ31 镁合金主要元素成分

Al	Mn	Zn	Ca	Ni	Fe	Si	Mg
2.5~3.5	0.15~0.5	0.6~1.4	0.05	0.005	0.005	0.1	Bal.

(compression direction), RD 表示径向 (radial direction), TD 表示轴向 (transverse direction), RD、TD 均垂直于 CD。在 Gleeble-3800 热模拟试验机上, 对试样分别在温度 200、300、400 °C, 应变速率 0.01、1 s⁻¹ 下进行压缩, 压缩量为 30%、60%, 升温速率为 5 °C/s, 保温 90 s 后连续压缩变形, 之后用水激冷, 以保留热变形过程中的再结晶晶粒, 如图 1b 所示。

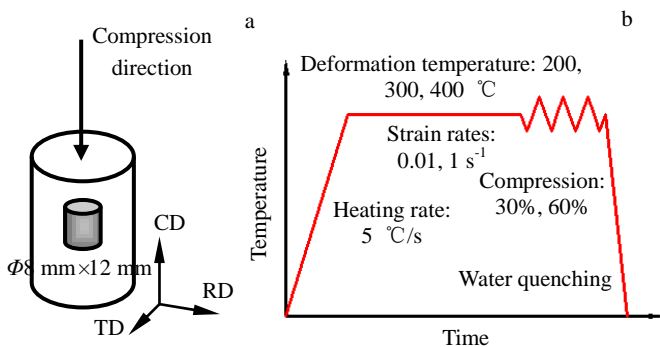


图 1 热压缩试验试样选取和试验方案

Fig.1 Thermal compression test sample selection (a) and experimental scheme (b)

为了降低试样与压头之间的摩擦力对实验结果产生的影响, 压缩前试样两端涂抹机油并黏贴石墨片。将压缩试样沿 CD 方向切开, 如图 2a 所示。位置 1 为大变形区, 基本为单向压缩应变, 位置 2 和 3 为难变形区, 由摩擦力产生的三向应变, 因此主要对位置 1 进行 EBSD 观察。实验后压缩试样如图 2b 所示, 从左到右压下量分别为 30%、60%, 换算之后应变分别为 0.35、0.92。换算公式为:

$$\varepsilon = -\ln(1-x) \tag{1}$$

式中, x 为压下量, ε 为应变。

图 3a 为挤压态 AZ31 镁合金热压缩试验之前的原始组织。由图可知, 原始镁合金材料在挤压过程中已经发生了完全的 DRX, 晶粒表现出等轴的 DRX 组织, 晶粒平均尺寸约为 38 μm。图 3b 为热压缩实验前镁合金初始宏观织构图。由图可知, 多数晶粒 c 轴垂直于挤压方向分布, 即初始晶粒的(0001)基面平行于 CD 方向, 导致镁合金初始织构为典型的纤维织构, 其强度最大为 5.1。

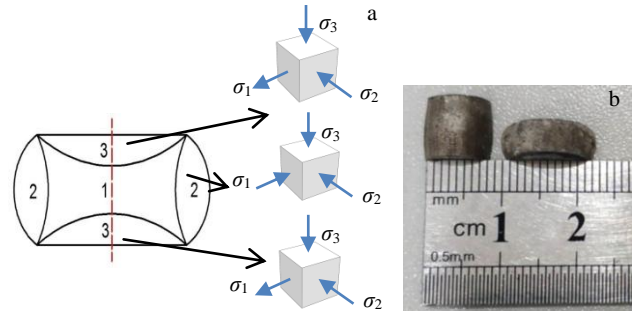


图 2 压缩试样变形分布和压缩后试样

Fig.2 Deformation distribution of compressed sample (a) and samples after compression (b)

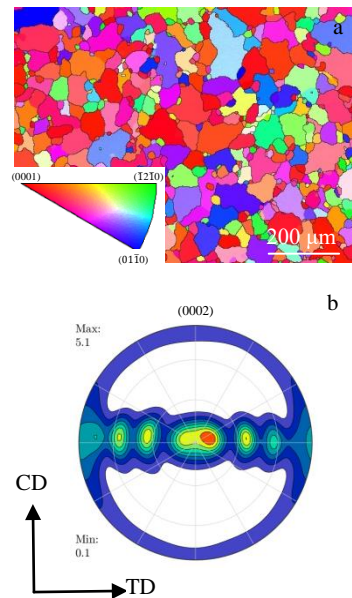


图 3 AZ31 镁合金原始晶粒组织和初始宏观织构

Fig.3 Initial grain structure (a) and initial macroscopic texture (b) of AZ31 magnesium alloy

2 结果与分析

2.1 变形温度对组织演变的影响

2.1.1 IPF 分析

图 4a~4c 分别是 AZ31 镁合金应变速率为 1 s⁻¹, 应变为 0.35, 温度分别为 200、300、400 °C 的晶粒取向(IPF)图。从取向的演化中可以看出, 随着温度的升高, 再结晶晶粒的取向和原始晶粒取向不一致, 温度的升高使得再结晶现象的产生改变了原始组织的初始织构。当温度为 200 和 300 °C 时, 再结晶晶粒取向与初始晶粒取向相差不大, 多为<0001>取向平行于压缩方向的晶粒。当温

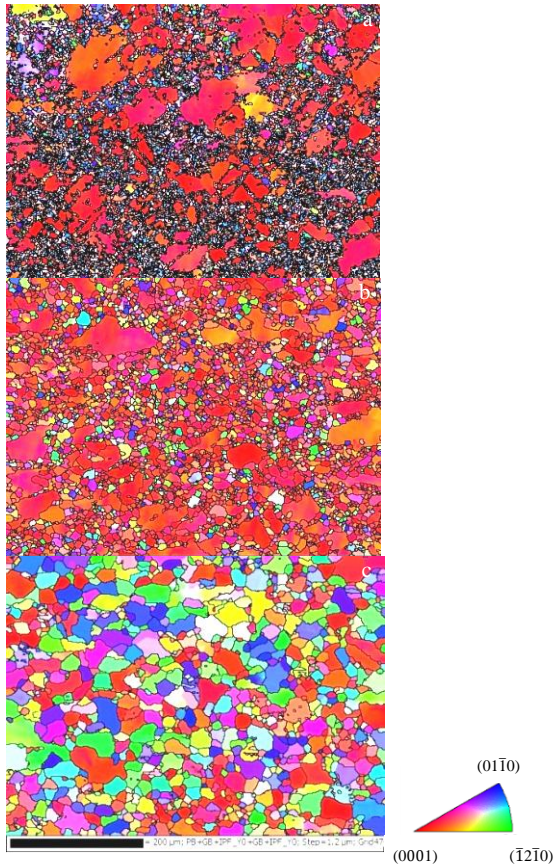


图 4 AZ31 镁合金应变速率为 1 s^{-1} 、应变为 0.35 下的晶粒取向 (IPF) 图

Fig.4 Grain orientation (IPF) diagrams of AZ31 magnesium alloy with the strain rate of 1 s^{-1} and strain of 0.35 at different temperatures: (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C

度为 400 °C 时，再结晶晶粒取向由原来的(0001)取向转变为(01 $\bar{1}$ 0)取向和($\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0)取向平行于压缩方向。由此可见，再结晶可能随着温度的不同存在着不同的再结晶机制^[7]。

进一步分析可知，当温度为 200 和 300 °C 时，项链状组织随着温度的升高而增加，大量细小再结晶晶粒在原始晶粒晶界和亚晶界处形核，镁合金发生明显 DRX，表现出典型的连续动态再结晶 (CDRX)，并且晶粒在变形过程中产生“择优取向”。当温度继续上升到 400 °C 时，热压缩使基体趋于垂直于 CD 方向，产生不利于继续变形的取向，由此局部剪切变形开始产生，导致镁合金再结晶晶粒旋转成不同的晶粒取向，这种现象被称为旋转动态再结晶(RDRX)^[14]。

2.1.2 晶界（取向差）分析

图 5a~5c 分别为 AZ31 镁合金应变速率 1 s^{-1} ，应变 0.35，温度 200、300、400 °C 下的晶界图和晶界取向差

统计图。其中，晶界取向差在 $2^\circ\sim 5^\circ$ 之间的定义为小角度晶界，用绿色实线表示；晶界取向差为 15° 以上的表示大角度晶界，用黑色实线表示。由图可知，图 5a~5c 中小角度晶界所占的比例分别为 17.86%、13.32% 和 10.25%，表明 AZ31 镁合金热变形过程中，随着温度升高，小角度晶界逐渐减少并转换成大角度晶界。通过大角度晶界的迁移，再结晶的形核与长大消除了镁合金的畸变，再结晶程度的增加引起取向差的增大，进一步表现出通过亚晶旋转的 CDRX 特征。因此，温度升高会促进小角度晶界向大角度晶界不断迁移，导致再结晶程度越来越高。另外，从图 5c 中可以看出，晶粒取向差分别在 $2^\circ\sim 5^\circ$ 和 $80^\circ\sim 90^\circ$ 附近出现峰值。其中， $2^\circ\sim 5^\circ$ 属于小角度晶界，是由于晶粒发生基面滑移导致变形过程中基面织构的产生，导致镁合金在塑性变形过程中不利于二次变形。而 $80^\circ\sim 90^\circ$ 峰值处的晶粒说明热压缩过程产生大量(10 $\bar{1}$ 2)拉伸孪晶^[15]。结果表明：较高的温度下发生局部剪切变形现象，晶粒取向发生改变进而有利于晶粒的

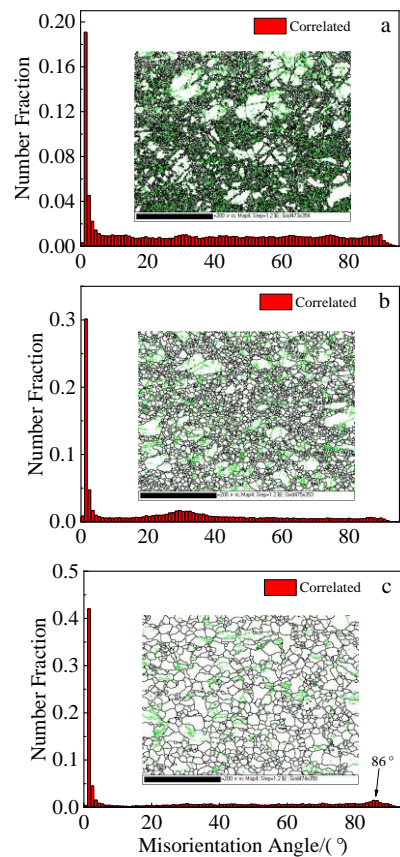


图 5 AZ31 镁合金不同温度下应变速率为 1 s^{-1} 、应变为 0.35 的晶界图和晶界取向差统计图

Fig.5 Grain boundary diagrams and statistical graphs of grain boundary orientation difference of AZ31 magnesium alloy with the strain rate of 1 s^{-1} and strain of 0.35 at different temperatures: (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C

滑移,表现出 RDRX 的特征,使得再结晶晶粒具有和原始晶粒不同的取向。

2.1.3 局部取向差 (KAM) 图分析

局部取向差图,简称 KAM 图,可以用来表示晶粒的变形程度,颜色越深代表局部取向差越大^[16,17],最大值为 5。图 6a~6c 分别为 AZ31 镁合金在应变速率 1 s^{-1} 、应变 0.35,温度 200、300、400 °C 下局部取向差图。通过计算可得,平均局部取向差分别为 0.78、0.74 和 0.66。随着温度的升高,原始晶界以及亚晶界周围产生位错塞积与缠结,导致镁合金内部储存能较高。当位错塞积到一定程度时,为了降低内部储存能,位错通过滑移和攀移重排形成位错胞,之后随着位错胞合并到一定尺寸,与周围晶粒的取向差超过 15° 或者更大角度时,就会转变为大角度晶界。当温度为 400 °C 时,位错迁移速度加快,晶粒位错密度显著降低,几乎所有的亚晶被消除,

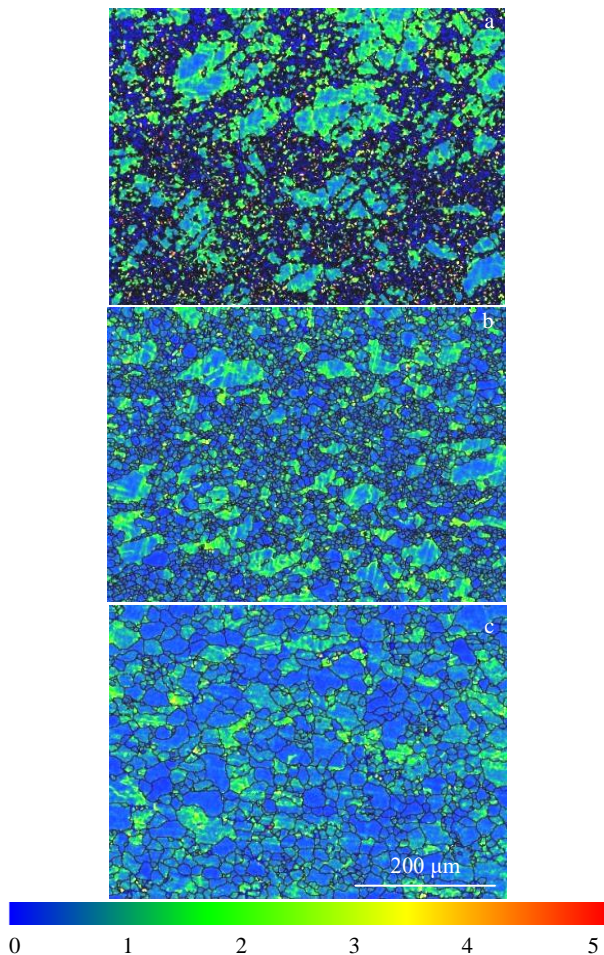


图 6 AZ31 镁合金不同温度下应变速率为 1 s^{-1} 、应变为 0.35 的局部取向差(KAM)图

Fig.6 KAM for local orientation difference of AZ31 magnesium alloy with the strain rate of 1 s^{-1} and the strain of 0.35 at different temperatures: (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C

取而代之的是大量等轴的再结晶晶粒出现。综上所述,相对于高温状态,在较低温度下,再结晶的主要变形方式为亚晶的旋转合并。

2.1.4 再结晶定量分析

图 7a~7c 分别为 AZ31 镁合金在应变速率 1 s^{-1} 、应变 0.35,温度分别为 200、300、400 °C 下的再结晶分布图。其中,晶粒取向差 $<2^\circ$ 的为再结晶晶粒(recrystallized),用蓝色表示;晶粒取向差在 $2^\circ\sim 7.5^\circ$ 之间的为变形晶粒(Deformed),用红色表示;晶粒取向差在 $7.5^\circ\sim 15^\circ$ 之间的为亚晶粒(substructured),用黄色表示。由图 7a 可知,再结晶晶粒大部分在原始晶界处形核;图 7b 可知,大量细小再结晶晶粒逐渐长大并取代原始粗大晶粒;图 7c 可知,再结晶晶粒越来越多,晶粒大小逐渐趋于均匀。图 7a~7c 中的再结晶百分数分别为 31.71%、39.28% 和 39.47%,发生这一现象的主要原因有两点:一是较高的温度为再结晶的发生提供了所需的热激活能;二是高温下晶界迁移率加快,小角度晶界逐渐转变为大角度晶界,再结晶程度也逐渐增大。

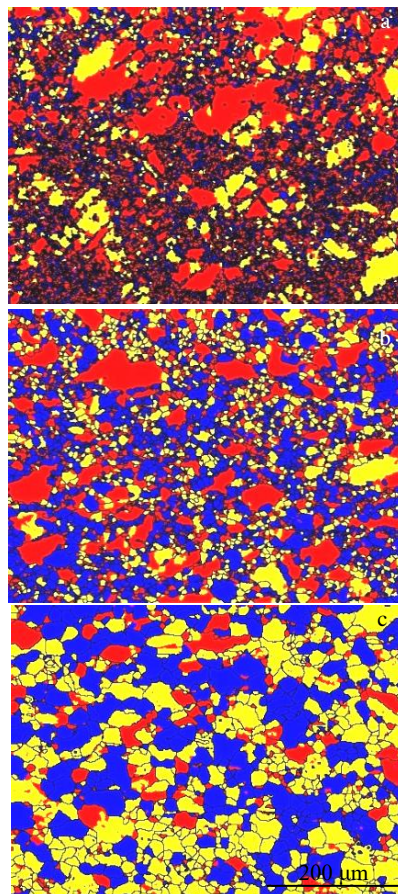


图 7 AZ31 镁合金不同温度下应变速率为 1 s^{-1} 、应变为 0.35 的再结晶分布图

Fig.7 Recrystallization profiles of AZ31 magnesium alloy with the strain rate of 1 s^{-1} and the strain of 0.35 at different temperatures: (a) 200 °C, (b) 300 °C, and (c) 400 °C

2.2 应变速率和变形程度对组织演变的影响

2.2.1 IPF 分析

图 8a~8c 分别为 AZ31 镁合金在 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35、200 °C/0.01 s⁻¹/0.92、200 °C/1 s⁻¹/0.92 (温度/应变速率/应变) 状态下的 IPF 图。由图可知, 随着应变速率或变形程度的改变, 再结晶晶粒取向与初始晶粒取向都相差不大, 多为(0001)取向平行于压缩方向的晶粒, 说明在所研究范围内, AZ31 镁合金再结晶机制的首要影响因素为温度, 其次为应变速率和变形程度。

2.2.2 晶界分析

图 9a~9c 分别为 AZ31 镁合金在 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35、200 °C/0.01 s⁻¹/0.92、200 °C/1 s⁻¹/0.92 (温度/应变速率/应变) 状态下的晶界图和晶界取向差统计图。图中小角度晶界所占的比例分别为 23.79%、16.93%和 19.04%, 说明随着应变速率的增加, 小角度晶界逐渐增多, 这是因为镁合金具有较低堆垛层错能, 在高应变速率下, 晶粒没有充足的时间消耗自身位错进行形核, 导致晶界没

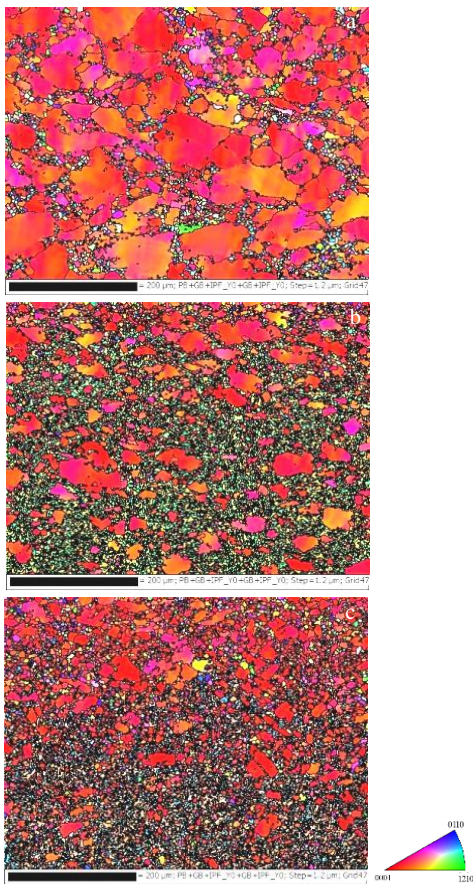


图 8 AZ31 镁合金不同变形条件(温度/应变速率/应变)下的 IPF 图
Fig.8 Grain orientation (IPF) diagrams of AZ31 magnesium alloy under different deformation conditions (temperature/strain rate/strain): (a) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35, (b) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.92, and (c) 200 °C/1 s⁻¹/0.92

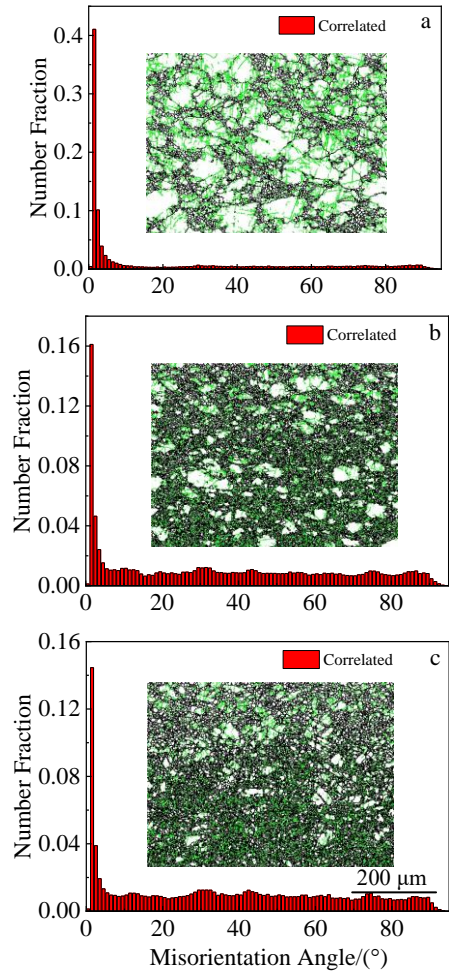


图 9 AZ31 镁合金不同变形条件(温度/应变速率/应变)下的晶界图和晶界取向差统计图

Fig.9 Grain boundary diagrams and statistical graphs of grain boundary orientation difference of AZ31 magnesium alloy under different deformation conditions (temperature/strain rate/strain): (a) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35, (b) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.92, and (c) 200 °C/1 s⁻¹/0.92

有大量迁移, 形变储存能难以释放, 因此微观组织中始终存在一定比例的小角度晶界, 表现为再结晶不完全。

2.2.3 再结晶定量分析

图 10a~10c 分别为 AZ31 镁合金 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35、200 °C/0.01 s⁻¹/0.92、200 °C/1 s⁻¹/0.92 (温度/应变速率/应变) 状态下的再结晶分布图。图 10a~10c 中的再结晶分数分别为 15.81%、39.69%和 39.58%, 随着变形程度的增加和应变速率的减小, 再结晶程度增加, 当变形程度达到一定程度时, 再结晶发生得较为完全, 大量再结晶晶粒逐渐取代原始晶粒, 晶粒逐渐转变为等轴的动态再结晶晶粒, 晶粒尺寸明显减小, 晶粒大小趋于均匀, 晶粒组织得到细化。

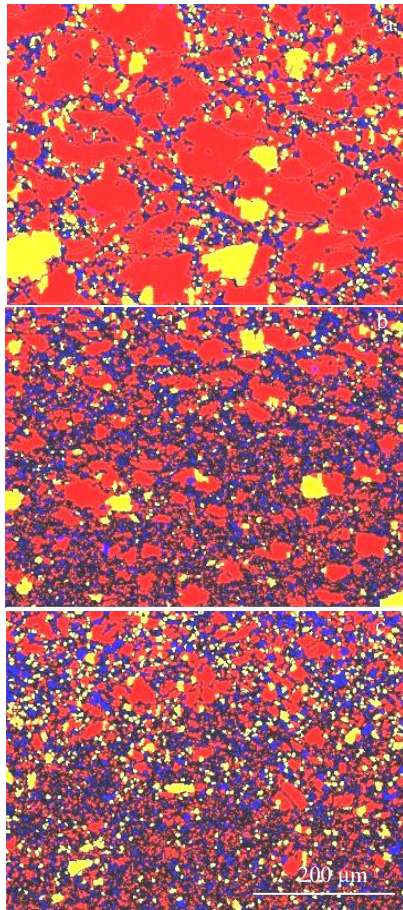


图 10 AZ31 镁合金不同变形条件（温度/应变速率/应变）下的再结晶分布图

Fig.10 Recrystallization profiles of AZ31 magnesium alloy under different deformation conditions (temperature/strain rate/strain): (a) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.35, (b) 200 °C/0.01 s⁻¹/0.92, and (c) 200 °C/1 s⁻¹/0.92

2.3 热压缩过程结构及取向分析

图 11a~11c 分别是 AZ31 镁合金在应变速率为 0.01 s⁻¹、应变为 0.35，温度分别为 200、300、400 °C 下的极图。图 11a~11c 极密度分别为 23.19、22.28 和 4.79。可以看出，在温度为 200 和 300 °C 下，沿晶粒 *c* 轴方向的压缩会产生大量的拉伸孪生，孪晶的开启导致晶粒 *c* 轴发生约 90° 的旋转，使得(0001)基面织构的极密度逐渐向 CD 的正反方向偏移，而(10 $\bar{2}0$)和(10 $\bar{1}0$)棱柱面织构的极密度逐渐向垂直于 CD 方向的 TD 方向偏移。在温度为 400 °C，晶粒取向发生了明显的转动，形成基面垂直于压缩方向的纤维织构，即(0001)基面垂直于 CD 方向，而(10 $\bar{1}0$)棱柱面逐渐趋于与压缩方向平行。

进一步分析可知，在热压缩过程中，镁合金产生(10 $\bar{1}2$)拉伸孪生，晶粒重新旋转基面取向，整个 *c* 轴转

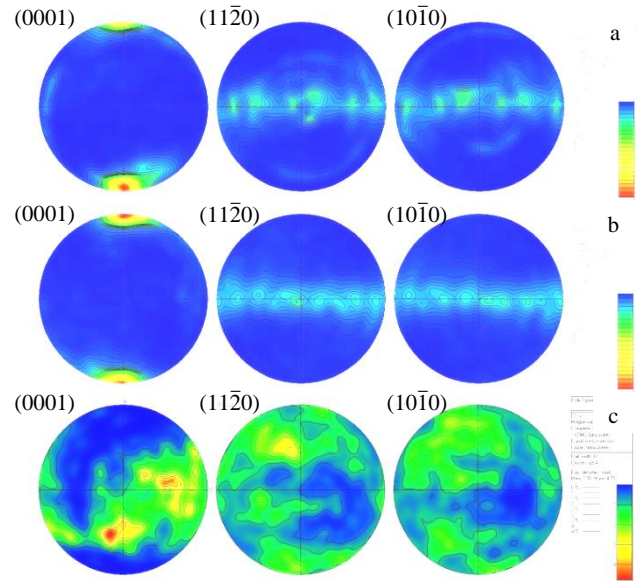


图 11 AZ31 镁合金不同温度下应变速率为 1 s⁻¹、应变为 0.35 的极图

Fig.11 Pole figures of AZ31 magnesium alloy with the strain rate of 1 s⁻¹ and strain of 0.35 at different temperatures: (a) 200 °C, (b) 300 °C and (c) 400 °C

到和压缩方向近似平行的位置，同时新的细小的再结晶晶粒在扭转区域形核，表现出一种旋转动态再结晶现象，说明动态再结晶过程中新晶粒的产生为晶粒取向的择优生长导致织构的不同^[18-20]。

3 结论

1) AZ31 镁合金热变形过程中 DRX 行为与变形条件有着密切联系，其中，决定 DRX 机制的最大因素为变形温度，而应变速率和变形程度则在一定程度上决定了再结晶的程度、晶粒大小及其分布规律。

2) 变形温度越高，再结晶程度表现得越充分，晶粒组织也越均匀，而变形程度越大或应变速率越小，再结晶程度则越大。

3) 在热压缩过程中，300 °C 时，AZ31 镁合金再结晶晶粒在原始晶界和亚晶界处形核，再结晶行为主要由亚晶界的转动形成，表现出典型的 CDRX 特征；400 °C 时，局部剪切变形时再结晶晶粒取向发生偏转，表现出典型的 RDRX 特征。

4) 变形过程中，镁合金产生(10 $\bar{1}2$)拉伸孪生，晶粒重新旋转基面取向，即(0001)基面发生转动并逐渐垂直于 CD 方向，而(10 $\bar{1}0$)棱柱面逐渐趋于与压缩方向平行，形成基面垂直于压缩方向的纤维织构。

参考文献 References

- [1] Asgari H, Odeshi A G, Szpunar J A *et al.* *Materials Characterization*[J], 2015, 106: 359
- [2] Yan Z F, Wang D H, He X L *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 723: 212
- [3] Barrett C D, Imandoust A, Oppedal A L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2017, 128: 270
- [4] Huang E W, Liaw P K, Wang H *et al.* *MRS Bulletin*[J], 2019, 44(11): 873
- [5] Cai Y, Sun C Y, Li Y *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2020, 133: 102 773
- [6] Hao M J, Cheng W L, Wang L F *et al.* *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(3): 899
- [7] Nicolas B, Hendrix D, Raynald G. *Journal of Imaging*[J], 2018, 4(7): 88
- [8] Chen Shaokai(陈绍楷), Li Qingyu(李晴宇), Miao Zhuang(苗壮) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(3): 500
- [9] Humphreys F J. *Scripta Materialia*[J], 2004, 51(8): 771
- [10] Li Xu, Xiang Minghua, Wang Jun *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(3): 522
- [11] Zhang Z Q, Li J H, Huang Z *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2014, 6: 1
- [12] Hyung-Gyun P, Kwon-Hoo K, Okayasu K *et al.* *Journal of the Japan Institute of Metals & Materials*[J], 2016, 80(10): 608
- [13] Liu Xiao, Lou Yan, Li Luoxing *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2012, 22(8): 6
- [14] Valle J A D, Pérez-Prado M T, Ruano O A. *Materials Science & Engineering A*[J], 2003, 355(1-2): 68
- [15] Barnett M R. *Materials Science & Engineering A*[J], 2007, 464(1): 8
- [16] Jin L, Dong J, Sun J *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2015, 72: 218
- [17] Yang Y, Yang X, Xiao Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 688: 280
- [18] Liu Xiao(刘筱). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Hunan University, 2013
- [19] Yan H, Xu S W, Chen R *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 566: 98
- [20] Huang Hongtao(黄洪涛). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2013

Dynamic Recrystallization Behavior of AZ31 Magnesium Alloy During Thermal Compression

Su Hui¹, Chu Zhibing^{1,2}, Xue Chun¹, Li Yugui¹, Ma Lifeng¹

(1. Engineering Research Center Heavy Machinery Ministry of Education, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. School of Mechanics and Architectural Engineering, Jinan University, Guangzhou 510632, China)

Abstract: The dynamic recrystallization behavior, grain orientation and texture formation of magnesium alloy under different deformation conditions (temperature, strain rate and deformation degree) were studied by electron backscattering diffraction (EBSD) in the thermal compression experiment of AZ31 magnesium alloy. The results show that the greater the deformation temperature, the more adequate the degree of recrystallization and the more uniform the grain structure. The greater the degree of deformation or the smaller the strain rate, the greater the degree of recrystallization. During the hot deformation of magnesium alloys, the deformation temperature is the biggest factor influencing the dynamic recrystallization mechanism. At 300 °C, the recrystallized grains of AZ31 magnesium alloy nucleate at the original grain boundary and sub-grain boundary. The recrystallization behavior is mainly formed by the rotation of sub-grain boundary, which shows the typical continuous dynamic recrystallization (CDRX) characteristics. At 400 °C, the orientation of the recrystallized grains is deflected during local shear deformation, showing the typical characteristics of rotational dynamic recrystallization (RDRX). During the thermal compression process, (10 $\bar{1}2$) tensile twins are generated, and the grains re-rotate the basal plane orientation to form a fiber texture with the basal plane perpendicular to the compression direction.

Key words: hot compression; dynamic recrystallization; deformed texture; deformation temperature

Corresponding author: Chu Zhibing, Ph. D., Professor, Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: piegen@163.com