

Mg-8.07Al-0.53Zn-1.36Nd 轧制镁合金退火过程中的静态沉淀、再结晶及织构演变

崔晓明¹, 王争光¹, 于智磊², 刘飞¹, 杜赵新¹, 刘永宏¹, 白朴存¹

(1. 内蒙古工业大学 材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051)

(2. 内蒙古北方重工业集团有限公司, 内蒙古 包头 014033)

摘要: 采用 SEM、EBSD、EDS、TEM 等测试方法对不同退火温度下 Mg-8.07Al-0.53Zn-1.36Nd 镁合金的微观组织及织构进行表征。结果表明: 退火后的合金主要由 α -Mg 基体、 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀以及含 Nd 化合物组成。400 °C 以下退火后的合金中存在 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀析出区域和无析出区域双峰组织, 主要沿变形带和孪晶界面析出的大量纳米级颗粒状 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀先于 α -Mg 基体静态再结晶的形成。升高退火温度, β -Mg₁₇Al₁₂ 数量变少, 稀土相尺寸数量未有明显变化, 双峰组织中的 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀无析出区域优先发生静态再结晶, 这表明沉淀颗粒能够延缓静态再结晶。400 °C 退火后的合金中 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀溶解、数量显著减少, 镁基体发生完全再结晶且再结晶晶粒明显长大。EBSD 结果显示, 退火后的实验合金织构主要以弱化的基面织构为主, 并伴有部分非基面织构, 400 °C 以下退火的合金中, 数量较多的 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀对弱化基面织构具有重要作用。随着退火温度的升高, 合金中位错密度下降, 主要织构组分由 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构向 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构转变。

关键词: Mg-Al-Zn-Nd 合金; 热处理; 静态沉淀; 再结晶; 织构

中图分类号: TG146.22; TG156.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1413-07

镁合金作为最轻的工程结构材料, 具有密度低、比强度和比刚度高、减震性能好、电磁屏蔽效果优异以及易回收等特点, 被广泛应用于航空航天、国防军工、交通运输、3C 电子产品和民用家电等领域^[1-3]。目前, AZ91 镁合金是工业生产中应用最为广泛的商用镁合金之一。然而, 由于镁为密排六方 (hcp) 结构, 导致其延展性和成形性能较差^[4-6]。另外, 在载荷作用下, 镁合金中粗大的硬脆相 (如 AZ91 镁合金中的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相) 可以作为裂纹源优先萌生微裂纹, 导致镁合金力学性能下降, 这限制了镁合金的应用范围^[7,8]。采用合金化、机械变形、热处理等方法, 可以提高镁合金的延展性及力学性能^[9-11]。在镁合金中添加适量稀土元素, 能够细化组织, 改善合金力学性能^[12-15]。对稀土镁合金进行轧制变形, 可以在合金中产生细小的动态再结晶组织, 进一步提高合金延展性和力学性能^[16]。然而, 轧制后的稀土镁合金容易产生强烈的 $\{0001\}$ 基面织构, 给合金后续变形带来困难。通常, 在变形镁合金使用前, 需要对其进行退火处理消除加工硬化, 调控再结晶

晶粒大小, 弱化织构, 从而提高镁合金的延展性及综合力学性能。

目前, 科研人员就退火对轧制镁合金组织及织构的影响方面取得了一些成果。Alili 等人^[17]利用 EBSD 研究了退火前后轧制 AZ91 镁合金宏观织构演变, 认为 450 °C 退火 36 h 后, 合金退火织构仍然保留了沿极轴均匀分布的基面形变织构, 合金组织中没有出现晶粒的异常长大。Guan 等人^[18]研究了 WE43 镁合金在退火过程中的再结晶形核长大及织构演变, 研究表明沉淀和再结晶发生在退火初期, 沉淀颗粒沿着原始晶界和孪晶界形成, 沉淀有效延缓再结晶的原因主要归功于沉淀钉扎导致再结晶完成时间延长。Li 等^[19]通过对热轧 Mg-5Li-1Al 镁合金进行 300 °C × 30 min 退火, 得出板材具有弱的基体织构和均匀的再结晶组织。目前, 有关 Mg-Al-Zn-RE 合金退火处理过程中静态沉淀形核长大、再结晶与织构演变的研究报道较少。因此, 本研究在前期实验的基础上, 以 20% 轧制量的 Mg-Al-Zn-Nd 合金板材为研究对象, 对轧制实验合金进行退火, 研究退

收稿日期: 2021-04-08

基金项目: 内蒙古自治区自然科学基金 (2020MS05064, 2018MS05056)

作者简介: 崔晓明, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 内蒙古工业大学材料科学与工程学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, E-mail: xmcui@imut.edu.cn

火过程中合金静态沉淀、再结晶与织构演变规律，探讨合金静态沉淀析出、再结晶行为与织构类型之间的相互联系，为今后开展类似合金的相关研究，提供理论指导和实验原型。

1 实验

本实验以单道次 400 °C 热轧 20% 压下量的 Mg-8.07Al-0.53Zn-1.36Nd 合金为研究对象，轧后板材长×宽×厚为 50 mm×20 mm×3.52 mm，对轧态合金分别进行 300 °C×1 h、350 °C×1 h、400 °C×1 h 退火处理。退火后实验合金的 EBSD 试样，采用 AC2 电解抛光液在 -30 °C、20 V 电压和 0.1 A 电流条件下进行电解抛光，抛光时间控制在 60~120 s。利用 FEI-QUNTA 650 型场发射扫描电子显微镜及其配置的能谱仪，对实验合金进行 SEM 观察和 EDS 分析。使用 FEI-QUNTA 650 型场发射扫描电子显微镜配置的 HKL Nordlys Nano 系统，对不同状态下实验合金进行电子背散射衍射 (EBSD) 分析，EBSD 数据采集对应的加速电压为 20 kV，探头距离为 250 mm，扫描步长为 0.2 μm。采用 Channel 5 软件对采集的 EBSD 数据进行后处理，获得 EBSD 面分布图、极图、反极图、晶粒尺寸分布、取向差角分布等数据。利用 FEI Talos 200X 透射电子显微镜和附带能谱，对合金沉淀颗粒形貌及元素面分布进行观察。

2 结果与分析

2.1 实验合金第二相及再结晶结果分析

前期对均匀化处理后单道次 20% 轧制量实验合金微观组织研究发现，合金中主要物相包括 α-Mg 基体、颗粒状 Al₂Nd 相及长条状 Al₁₁Nd₃ 相^[7,20]。对轧态实验合金进行不同退火温度处理后的微观组织 SEM 照片如图 1 所示。对 300 °C 退火后的实验合金进行观察(图 1a)，发现合金组织主要有 α-Mg、尺寸相对较大的 Al-Nd 相以及大量细小较弥散分布的静态沉淀 (static precipitation, SP) 颗粒相，没有发现明显的再结晶组织，表明合金中的静态沉淀先于静态再结晶晶粒形核长大，这主要是由于此时退火温度较低，镁合金变形组织主要以动态回复为主。然而，该温度仍然能够为静态沉淀析出提供必要的动力学条件。当退火温度为 350 °C 时(图 1b)，合金中细小的沉淀颗粒数量减少，高熔点稀土相形貌及数量基本没有变化，组织中形成了静态再结晶晶粒。值得注意的是，合金中存在静态沉淀几乎无析出的区域 (static precipitation free zone, SPFZ) 和静态沉淀析出区域 (static precipitation zone, SPZ) 双峰组织。对于静态沉淀无析出区 (SPFZ) 而言，如图 1b 中黄色椭圆形区域所示，该区域基本为静态再结晶组织。然而，静态沉淀析出区 (SPZ) 的基体组织中还存在未完全再结晶的变形组织，这表明静态沉

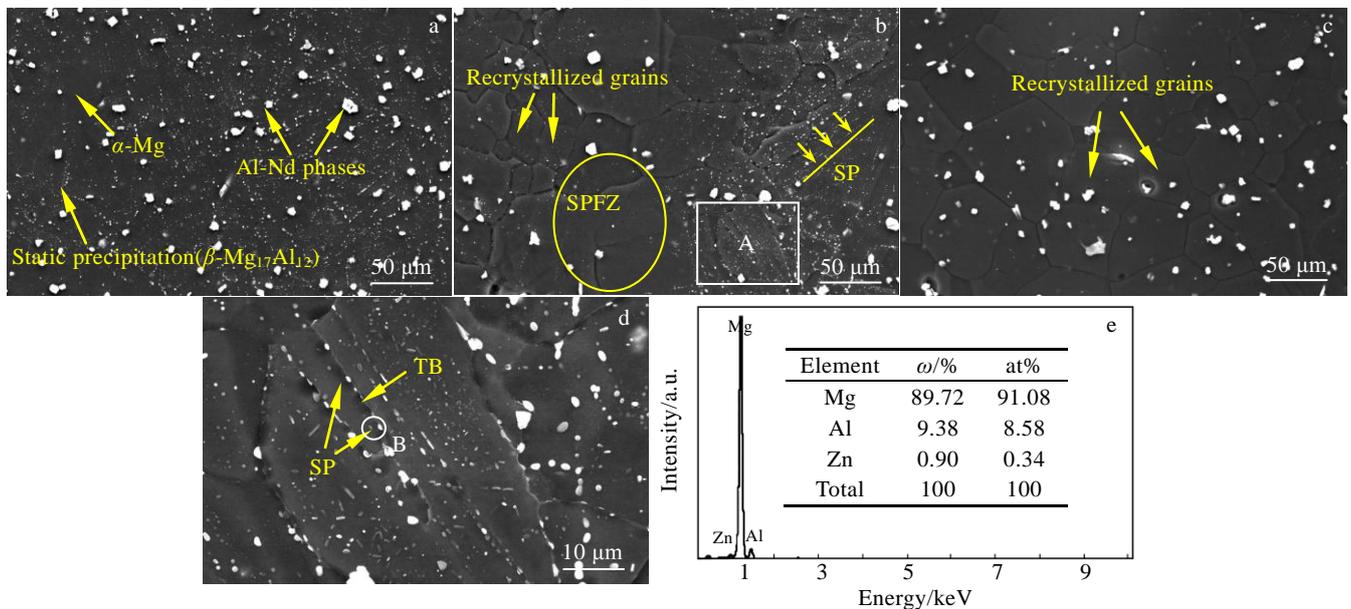


图 1 不同退火温度下实验合金微观组织 SEM 像和 EDS 能谱分析结果

Fig.1 SEM microstructures of experimental alloys at different annealing temperatures: (a) 300 °C×1 h, (b) 350 °C×1 h, and (c) 400 °C×1 h; SEM image of region A marked in Fig.1b (d) and EDS result of point B marked in Fig.1d (e)

淀能够抑制再结晶过程。进一步观察 SPZ 区域合金组织发现,沿晶粒内部变形带(图 1b 右侧黄色箭头-直线标注的 SP 析出位置)和孪晶界面(图 1d 中 TB(twin boundary)位置,图 1d 为图 1b 中白色方框选定区域“A”的放大图)存在静态沉淀析出,这表明合金中的变形带及孪晶界等界面缺陷能够为静态沉淀析出提供形核位置。对图 1d 孪晶界“B”处沉淀颗粒 EDS 结果(图 1e)进行分析,初步判断该沉淀为 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 。从退火温度升高到 400 °C 的合金 SEM 图中可以看出(图 1c),组织中的第二相以 Al-Nd 为主, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀数量显著减少,这是由于 Mg-Al 系合金中 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的相变点对应温度约为 437 °C,400 °C 的退火温度接近于实验合金的固溶温度,因此, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 将发生分解,大部分回溶到镁基体中,仅有极少的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀存在于组织中。此外,400 °C 退火后的镁基体变形组织发生了完全再结晶,此时,Al-Nd 虽然能阻碍再结晶晶粒长大,但是与低于 400 °C 退火后的再结晶晶粒相比,400 °C 退火后的再结晶晶粒仍有明显长大。这主要是因为 400 °C 退火后的合金中 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀含量极少,导致其阻碍晶界运动的作用下降。

为了进一步确定合金中静态沉淀的结构,对孪晶界

附近沉淀颗粒进行了 TEM 观察,结果见图 2。从形貌图中可以看出(图 2a),沿孪晶界位置上存在沉淀颗粒析出,孪晶内部几乎没有沉淀颗粒析出,同时也没有观察到孪晶内部再结晶晶粒的形成,这可能与孪晶界面处沉淀延缓再结晶有关。图 2a 中白色方框选定区域“A”放大后的 HAADF 图像见图 2b 所示,从图中可以看出孪晶界面处析出的多边形沉淀颗粒尺寸约 200 nm,对图 2b 中沉淀颗粒与基体处进行 FFT 处理,得到的衍射斑点见图 2c 所示,对衍射斑点进行标定后,可以确定该沉淀颗粒为 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$,且 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀与镁基体存在如下位向关系: $(321)_{\beta} // (0002)_{\text{Mg}}$ 。图 2b 中 Mg 元素和 Al 元素面分布结果分别如图 2d、2e 所示,可知沉淀主要由 Mg、Al 元素富集,表明该沉淀应为 Mg-Al 化合物,这与上述 TEM 结果是一致的。

2.2 实验合金织构 EBSD 结果分析

图 3 为不同退火温度下实验合金 ND 方向取向成像图、 $\{0001\}$ 极图散点图和局域取向差角分布图。从 300 °C 退火处理后的合金取向成像图可以看出(图 3a),合金以 $\{0001\}$ 基面织构为主,即合金晶粒的 $\{0001\}$ 基面与板材 ND 方向呈垂直关系,合金晶粒内部及晶界处可见少量呈随机取向分布的再结晶晶粒形成。图

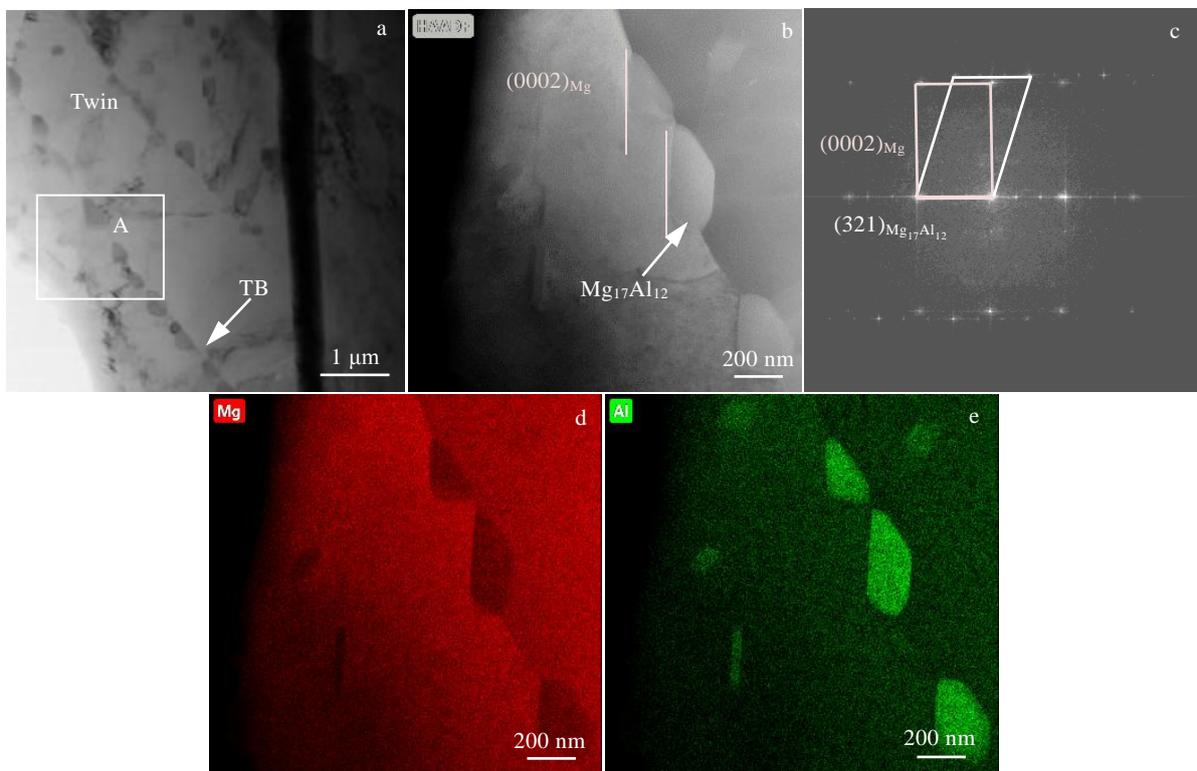


图 2 350 °C ×1 h 退火后合金中孪晶附近沉淀颗粒 TEM 像

Fig.2 TEM images of precipitates in the alloy annealed at 350 °C for 1 h: (a) precipitated particles; (b) HAADF of region A marked in Fig.2a; (c) FFT of interface particle and matrix marked in Fig.2b; EDS element mappings of Mg (d) and Al (e)

3a1 为 300 °C 退火合金对应的{0001}极图散点图, 可以看出合金组织以弱化的基面织构为主, 并伴有少量非基面织构。由上述 SEM 分析结果(图 1)可知, 300 °C 退火后的合金仍以变形组织为主, 因此, 合金中的大部分再结晶晶粒与非基面织构应该在轧制变形过程中就已经形成。随着退火温度的升高(图 3b、3c), 合金取向成像图仍以{0001}基面织构为主, 但相较 300 °C 取向成像图结果而言, 升高退火温度后的合金中{0001}基面织构得到显著弱化, 相应合金的{0001}极图散点图可见极图中心部位极点分布密度逐渐降低(图 3b1、3c1), 这与取向随机分布的再结晶晶粒有关。文献[18]研究表明, 析出相在原有晶界及孪晶界上析出, 能够抑制原有晶界的移动, 从而限制晶界再结晶的产生, 导致基面织构弱化, 而且, 析出相的产生也能够抑制晶粒的取向生长。由于本实验 350 °C 退火后的合金中存在稀土相和大量 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀, 这些第二相能够起到抑制晶界再结晶, 并能够控制再结晶晶粒的取向。因此, 该温度下的

合金中随机取向分布的再结晶织构能够被稳定维持下来。进一步观察发现, 350 °C 时的晶粒组织不均匀, 平均晶粒尺寸约为 10 μm , 400 °C 下的晶粒明显长大, 平均晶粒尺寸约为 25 μm , 这是由于 400 °C 热处理后的合金中大部分 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀回溶分解, 导致第二相数量显著减少, 使得第二相抑制再结晶长大的作用减弱。

局域取向差角平均值能够间接反映多晶体合金中不同取向晶粒内位错密度分布情况及平均水平, 可以用来衡量合金位错密度的差异。局域取向差角平均值越大, 说明合金中位错密度平均水平越高, 反之亦然。对比图 3a2、3b2、3c2 中局域取向差角结果发现, 300 °C 退火合金局域取向差角的差异性最为显著, 较大的局域取向差角平均值主要沿晶界及第二相(未标定出的黑点)周围分布, 表明晶界及第二相附近的位错密度较高, 这也间接反映了该退火处理条件下的镁合金组织仍主要为变形组织。随着退火温度的升高(350、400 °C), 合金中局域取向差角的差异性明显变小, 晶

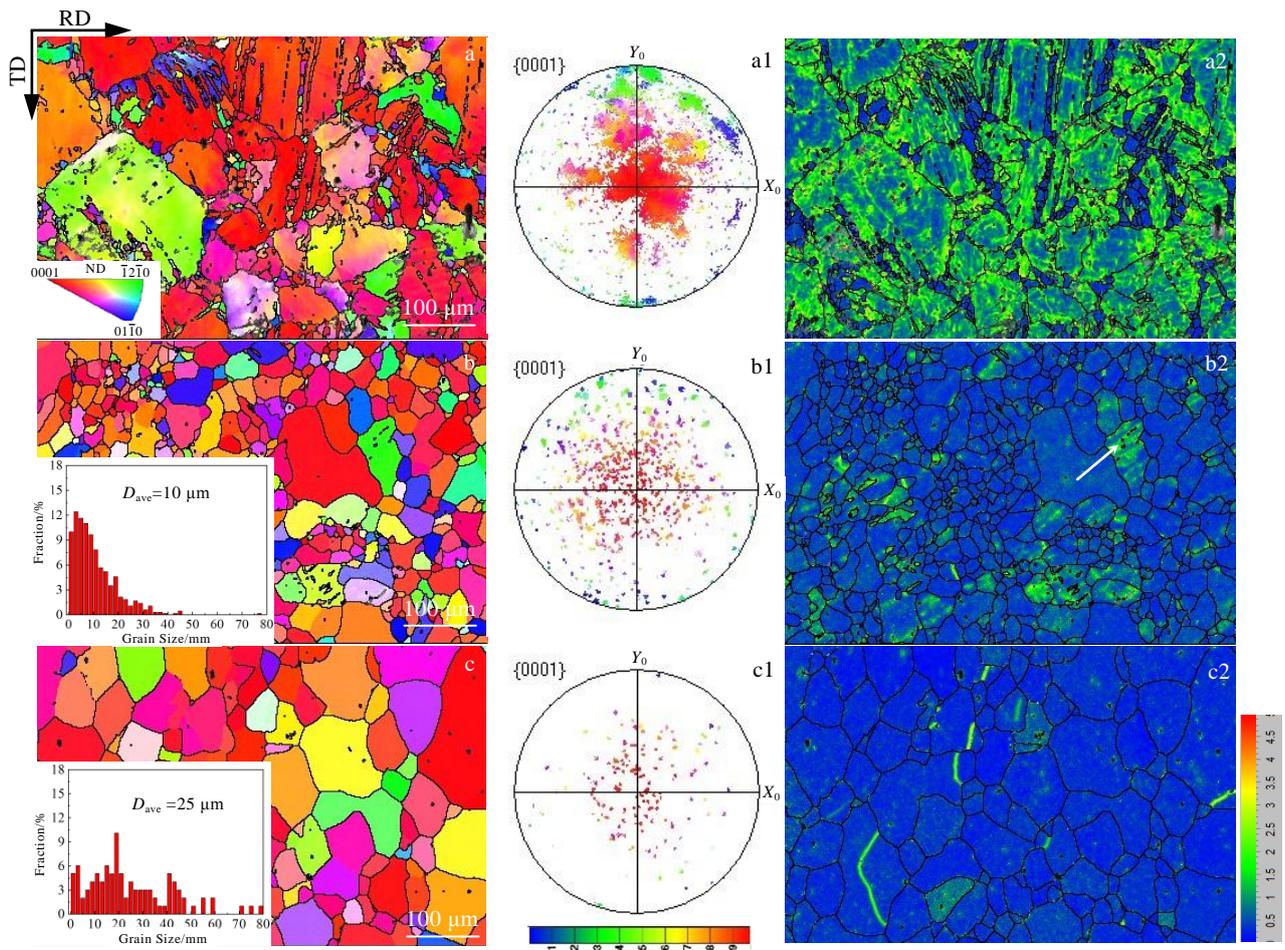


图 3 不同退火温度下实验合金的取向成像图、{0001}极图和局域取向差角

Fig.3 Orientation image maps (a~c), {0001} pole figures (a1~c1) and local misorientation angle (a2~c2) of experimental alloys annealed at 300 °C (a, a1, a2), 350 °C (b, b1, b2), and 400 °C (c, c1, c2) for 1 h

界和第二相附近局域取向差角平均值逐渐减小, 这表明晶界和第二相附近高位错密度的亚结构转变成了再结晶晶粒, 导致合金中位错密度降低。进一步观察发现, 350 °C 下合金中, 个别晶粒内部局域取向差角平均值还保留一定的取值, 见图 3b2 中箭头所指位置, 这说明该状态下的晶粒内部仍有一定的位错密度, 这可能是由于晶粒内部的 β -Mg₁₇Al₁₂ 沉淀颗粒或稀土相阻碍了位错运动, 从而提高了该位置的位错密度。

为分析退火态合金中的织构类型, 对其 EBSD 数据进行进一步处理, 得到如图 4 所示的退火态合金板材 RD、TD、ND 3 个方向的反极图。从图中可以看出, 合金退火处理时大部分晶粒的基面与轧面呈平行关系, 这与上述图 3 中所描述的结果相一致。此外, 从图中也可以发现, 退火态合金在发生静态再结晶前后主要存在 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构和 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构 2 种基面织构组分。从 RD 方向反极图可以看出合金在发生静态再结晶之前(图 4a), 大部分晶粒表现为 $\langle 01\bar{1}0 \rangle // RD$ 的取向关系, 存在少部分晶粒表现为 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle // RD$ 的取向关系。当退火温度达到合金静态再结晶温度之后(图 4b), 在 RD 方向上部分晶粒的取向发生 30° 的倾转, 从 $\langle 01\bar{1}0 \rangle // RD$ 的取向关系向 $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle // RD$ 的取向关系转变。这是由于退火温度达到静态再结晶温度后, 合金中再结晶组织增多, 合金中织构类型由主要的 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构向

$\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构 + $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构转变。当退火温度增大到 400 °C 时, 织构分布如图 4c 所示, 由于合金组织已经完全转变为静态再结晶组织, 无变形组织存在, 因此合金板材中 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构消失, 完全转变为 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构。综上, 合金在退火时随着退火温度的升高, 伴随静态再结晶的发生, 其主要织构组分经历从 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构到 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle + \{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 混合织构再到 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构的演变过程。

图 5 为合金板材在不同退火工艺条件下的取向分布函数 (ODF), 图 5a~5c 中不同颜色代表晶体取向密度大小, 图 5d、5e 为计算得到的镁合金 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 截面上织构的理想分布位置。通过对比可以发现, 合金在 300 °C × 1 h (图 5a) 退火时由于变形组织未发生明显改变, 其主要织构类型仍为 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 变形织构。在 350 °C × 1 h (图 5b) 退火时由于合金静态再结晶的启动, 大部分变形组织转变为再结晶组织, 合金中主要织构类型演变为 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构, 残留少量 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 变形织构。在 400 °C × 1 h (图 5c) 退火时由于合金发生完全静态再结晶, 因此合金整体呈现 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构。此外对图 5 做进一步分析发现, 各退火条件下获得的取向分布函数分布图中织构位置与理想计算得到的织构组分位置都存在小角度的偏差, 这意味着晶粒基面发生一定倾斜, 与 ND 方向不再呈垂直关系, 且向 RD 方向偏转约 10°。

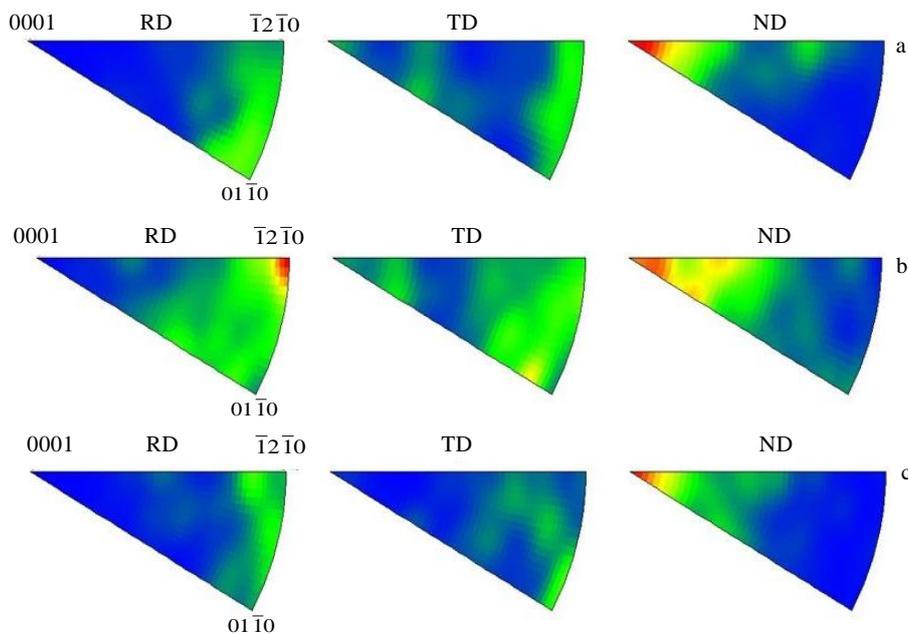


图 4 不同退火温度下实验合金的反极图

Fig.4 Inverse pole figures of the experimental alloys annealed at 300 °C (a), 350 °C (b), and 400 °C (c) for 1 h

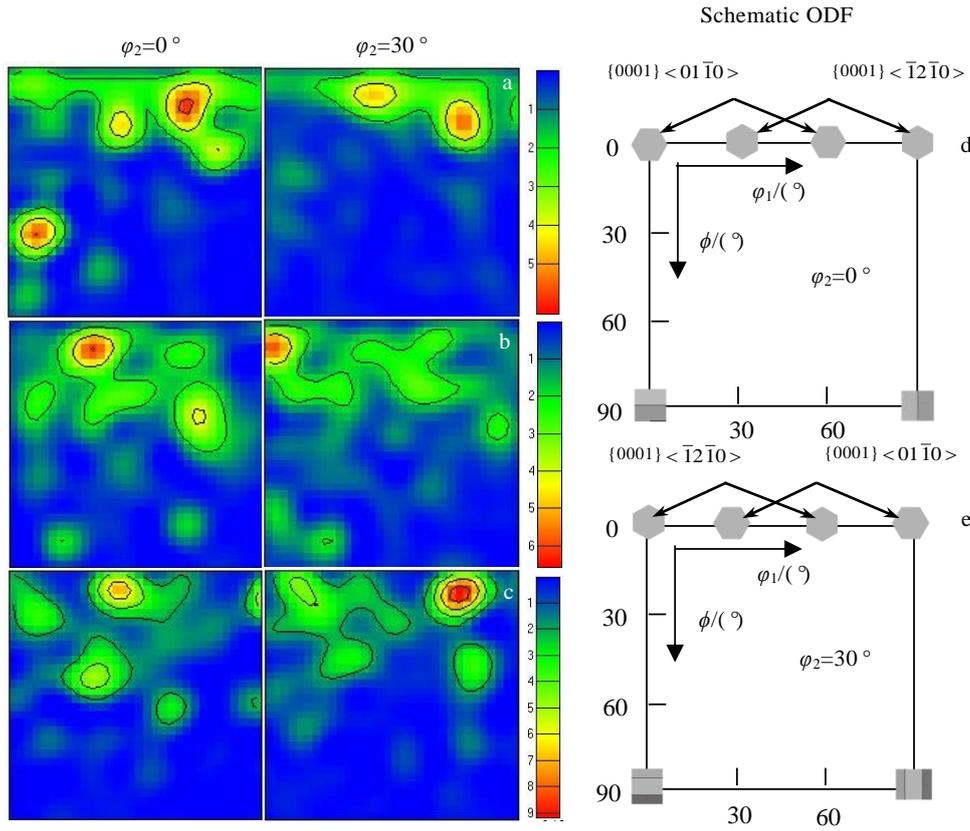


图 5 实验合金在 $\varphi_2=0^\circ$ 和 $\varphi_2=30^\circ$ 的 ODF 截图

Fig.5 ODF screenshots of the experimental alloys at $\varphi_2=0^\circ$ and $\varphi_2=30^\circ$: (a) $300^\circ\text{C} \times 1\text{h}$, (b) $350^\circ\text{C} \times 1\text{h}$, (c) $400^\circ\text{C} \times 1\text{h}$; ideal ODF diagrams for $\varphi_2=0^\circ$ (d) and $\varphi_2=30^\circ$ (e)

3 结 论

1) 退火后的合金主要相包括 $\alpha\text{-Mg}$ 、Al-Nd 相以及 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀，组织中存在静态沉淀无析出区和静态沉淀析出区的双峰组织。变形带及孪晶界等界面缺陷能够为 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 静态沉淀析出提供形核位点，静态沉淀先于静态再结晶晶粒形核长大，且 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀颗粒能够延缓再结晶过程。

2) 退火后的实验合金织构主要以弱化的基面织构为主，并伴有部分非基面织构，合金中形成的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 静态沉淀对弱化基面织构具有重要作用。

3) 随着退火温度的升高，合金主要织构组分经历从 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle$ 形变织构到 $\{0001\} \langle 01\bar{1}0 \rangle + \{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 混合织构再到 $\{0001\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 再结晶织构的演变过程。

参考文献 References

[1] Wang Wenke, Cui Guorong, Zhang Wencong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 724: 486

[2] Gupta M, Wong W L E. *Materials Characterization*[J], 2015, 105: 30

[3] Li Wei(李 伟), Chu Zhibing(楚志兵), Wang Huanzhu(王环珠) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1242

[4] Mirzadeh Hamed. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2015, 152: 123

[5] Huang Xinsheng, Suzuki Kazutaka, Chino Yasumasa *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 632: 94

[6] Mirzadeh Hamed. *Mechanics of Materials*[J], 2014, 77: 80

[7] Cui Xiaoming(崔晓明), Bai Pucun(白朴存), Liu Fei(刘 飞) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 728

[8] Ray Atish K, Wilkinson David S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 658: 33

[9] Yuan Yuchun, Ma Aibin, Guo Xiaofan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 125

[10] Ren Xianwei, Huang Yuanchun, Zhang Xieyi *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 140 306

- [11] Zareian Z, Emamy M, Malekan M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 774: 138-929
- [12] Kandalam Sahithya, Agrawal Priyanka, Avadhani G S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 623: 317
- [13] Wang Xudong, Du Wenbo, Liu Ke *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 522: 78
- [14] Sun Ming, Hu Xiaoyu, Peng Liming *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 89
- [15] Fang Xiya, Yi Danqing, Luo Wenhai *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2008, 26(3): 392
- [16] Liu Zhiyi, Huang Tiantian, Liu Wenjuan *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 378
- [17] Alili B, Azzeddine H, Abib K *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(8): 2215
- [18] Guan Dikai, Rainforth W Mark, Gao Junheng *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 135: 14
- [19] Li Ruihong, Chen Zhijun, Jiang Bin *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(12): 3640
- [20] Cui Xiaoming, Yu Zhilei, Liu Fei *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 759: 708

Static Precipitation, Recrystallization and Texture Evolution of Mg-8.07Al-0.53Zn-1.36Nd Rolled Magnesium Alloy During Annealing

Cui Xiaoming¹, Wang Zhengguang¹, Yu Zhilei², Liu Fei¹, Du Zhaoxin¹, Liu Yonghong¹, Bai Pucun¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, China)

(2. Inner Mongolia North Heavy Industries Group Corp., Ltd, Baotou 014033, China)

Abstract: The microstructure and texture of Mg-8.07Al-0.53Zn-1.36Nd magnesium alloy at different annealing temperatures were characterized by SEM, EBSD, EDS and TEM. The results show that the annealed alloy is mainly composed of α -Mg matrix, β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates and Nd-containing compounds. There are bimodal grain structure of β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates zones and free zone in the alloy after annealing below 400 °C. A large number of nanoscale granular β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates mainly along the deformation zone and twin interface are precipitated first, and then the static recrystallization of α -Mg matrix forms. With the increasing of annealing temperature, the amount of β -Mg₁₇Al₁₂ decreases, and the size and amount of rare earth phases do not change significantly. The static recrystallization occurs preferentially in the precipitates-free zones of β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates in bimodal grain structure, which indicates that the precipitation particles can delay the static recrystallization. The β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates in the alloy after annealing at 400 °C are dissolved and the amount is reduced significantly. The magnesium matrix recrystallizes completely and the recrystallized grains grow up significantly. EBSD results show that the texture of the experimental alloy after annealing is mainly based on the weakened basal texture, accompanied by part of the non-basal texture. In the alloy after annealing below 400 °C, a large number of β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates play an important role in weakening basal texture. With the increasing of annealing temperature, the dislocation density in the alloy decreases, and the main texture components change from {0001} <01 $\bar{1}$ 0> deformation texture to {0001} < $\bar{1}$ 2 $\bar{1}$ 0> recrystallization texture.

Key words: Mg-Al-Zn-Nd alloy; heat treatment; static precipitation; recrystallization; texture

Corresponding author: Cui Xiaoming, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6575752, E-mail: cuixiaoming2010@qq.com