

不同状态条件下 AZ80 镁合金微观组织演化

李振亮, 田董扩

(内蒙古科技大学, 内蒙古 包头 014010)

摘 要: 利用电子背散射衍射 (EBSD) 技术观察研究了不同状态条件下 AZ80 镁合金的微观组织, 分析了不同状态条件下 AZ80 镁合金的微观组织演化。结果表明: 按照铸态、均质化热处理态和塑性变形态顺序, 试样平均晶粒尺寸逐渐减小, 平均晶粒形状纵横比呈先增大后减小的变化趋势, 网状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相逐渐消失, 材料塑性和强度得到提高; 晶界的协调作用主要受晶界迁移与几何必须位错 (GND) 密度两方面的影响, 伴随晶界的迁移, 小角度晶界逐渐增多并阻碍再结晶的进行, 使再结晶区呈先增大后减小的变化趋势, 而亚结构区则逐渐减小, 亚结构区的消失为孪晶的形成提供了能量, 促进了孪晶的形成; 几何必须位错密度呈先减小后增大的变化趋势, 几何必须位错密度的减小促进了孪晶的生长和晶粒间的旋转移动, 而几何必须位错密度的增大则使孪晶的生长和晶粒间的旋转移动受到阻碍。塑性变形态镁合金出现了典型的基面织构。

关键词: AZ80; EBSD; 晶界; 取向差; 几何必须位错密度

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)02-0639-09

镁合金具有密度低、比强度和比刚度高等优异性能, 在航空航天、交通和电子产品等领域得到越来越多的应用^[1-3], 但由于镁合金室温下可滑动系统数量少, 难以进行室温成形^[4,5]。合金化、晶粒细化和组织随机化是提高镁合金塑性的主要途径, 改善镁合金的塑性变形能力是提高力学性能常用方法。第 1, 铸态 AZ80、AZ91 镁合金组织中主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 基体相和 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相组成, 均匀化热处理后能有效地消除枝晶偏析, 减少晶界处粗大网状的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 并呈颗粒状分布在 $\alpha\text{-Mg}$ 基体上, 改善材料组织均匀性和提高力学性能^[6-9]。第 2, 铸态 AZ80 镁合金经压缩变形后网状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 破碎, 呈带状、颗粒状和层状分布在基体上。当变形温度较低时, 超细再结晶晶粒、大量纳米级 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和基面织构是获得高强度 AZ80 镁合金的主要原因。此外, 基面滑移系中硬取向 Schmid 因子对基面织构可起到强化作用, 提高材料强度但不利于材料的塑性变形^[10-12]。当变形温度高于 300 °C 或应变超过临界应变时, 变形强化以动态再结晶和晶粒细化为主, 此时变形程度对力学性能的影响较小^[13,14]。第 3, 孪晶与位错密度是反映变形过程及组织演变的重要参数^[15-19]。孪晶可促进再结晶晶粒在孪晶界面上形核, 起到细化晶粒的作用。铸态 AZ61

镁合金大量的板条状亚结构和晶粒内部适当的 Al 摩尔浓度梯度是孪晶形成的主要原因, 亚结构随着晶界的迁移逐渐消失, 为孪晶的形成提供能量^[15]。AZ31 镁合金低温变形时受孪晶控制, 孪晶使应变硬化率和流变应力峰值迅速增加, 孪晶数量随晶粒尺寸的减小而减少^[16,17]。铸态 AZ80 镁合金形变孪晶产生于晶界附近, 呈平行或交叉状分布, 生长受到位错密度的限制^[18]。位错密度是反映材料塑性和强度的重要参数, 铸态 AZ80 镁合金变形时, 随位错密度增大材料应变硬化现象明显。时效后延伸率增大, 其主要原因则是位错密度的减少^[12,19]。采用形核平均取向差方法 (KAM) 对 EBSD 数据进行局部取向差的确定, 并根据应变梯度理论简单计算出几何必须位错 (geometrically necessary dislocation, GND) 密度就可定量研究不同状态条件下位错密度的演化^[20-23]。目前, 对 AZ80 镁合金在不同状态下微观组织演化规律与晶界的协调作用的相关报道较少。

本工作在研究 AZ80 镁合金不同状态下微观组织演化的同时, 对晶界的协调作用进行了观察分析, 旨在从晶界迁移和几何必须位错密度两方面来探讨二者对晶界协调作用的影响, 以期生产工艺与高通量表征技术提供理论依据。

收稿日期: 2020-03-06

基金项目: 国家自然科学基金 (51364032); 内蒙古自然科学基金 (2018MS05039)

作者简介: 李振亮, 男, 1968 年生, 博士, 教授, 内蒙古科技大学材料与冶金学院, 内蒙古 包头 014010, 电话: 0472-5951572, E-mail: lzlflying@126.com

1 实 验

实验所用材料为商用 AZ80 镁合金铸态毛坯圆柱试件。铸态试样观测面垂直于浇铸方向。均质化热处理工艺为 380 °C/16 h, 观测面垂直于浇铸方向。塑性变形态试样机加工成 $\Phi 8\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱形, 试样轴线平行于浇铸方向。采用 Gleeble3500 热模拟试验机对试样进行热压缩变形, 试件升温速率 10 °C/s , 变形温度为 300 °C, 保温 5 min, 变形速率为 $\dot{\varepsilon}=1\text{ s}^{-1}$, 变形程度为 $\varepsilon=0.6$, 变形后水冷, 以变形后的纵截面为观察面。对其进行水磨、抛光和腐蚀处理 (腐蚀剂: 5 g 苦味酸+8 mL 乙酸+10 mL 水+100 mL 乙醇), 腐蚀时间为 30 s。腐蚀后用去离子水冲洗, 再用乙醇冲洗后吹干, 用蔡司金相光学显微镜对金相试样进行组织观察。EBSD 试样需要进行水磨和电解抛光 (电解液: AC2), 用配有 TSLOIM 6.1.3 软件的 Quanta200FEG-SEM 仪器分析铸态、均质化热处理态和塑性变形态试样的微观组织形貌, 利用 HKL Channel 5 软件对晶粒取向数据进行处理。

2 实验结果

2.1 不同状态镁合金显微组织

图 1 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金晶粒形貌和尺寸的变化规律。图 1a~1c 中, 铸态原

始组织粗大、晶粒形状不均匀; 均质化热处理后组织细化、晶粒形状均匀; 变形后组织急剧减小、晶粒形状较均匀。

图 2 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金平均晶粒尺寸、平均晶粒形状纵横比的定量描述。由图 2a 可知, 铸态、均质化热处理态、变形态镁合金试样晶粒平均尺寸分别为 201.19、131.27、4.67 μm 。由图 2b 可知, 铸态、均质化热处理态、变形态镁合金平均晶粒形状纵横比分别为 1.752、1.825、1.716。按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态顺序, 试样平均晶粒尺寸是急剧减小, 而平均晶粒形状纵横比则是先增大后减小。

图 3 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金 SEM 组织。如图 3a~3c 所示, 铸态组织中连续网状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组织较为粗大, 均质化热处理后网状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组织减少、部分 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组织溶入基体, 变形后 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组织碎化几乎全部溶入基体中。铸态、均质化热处理态中均观察到楔形孪晶组织存在 (图 3a, 3b), 而塑性变形态 (图 3c) 中未观察到孪晶组织。

图 4 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金晶界分布。如图 4a~4c 所示, 铸态中晶界分布不均匀, 均质化热处理态中晶界分布均匀, 铸态、均质化热处理态亚晶界较少; 而塑性变形态晶界分布不均匀、

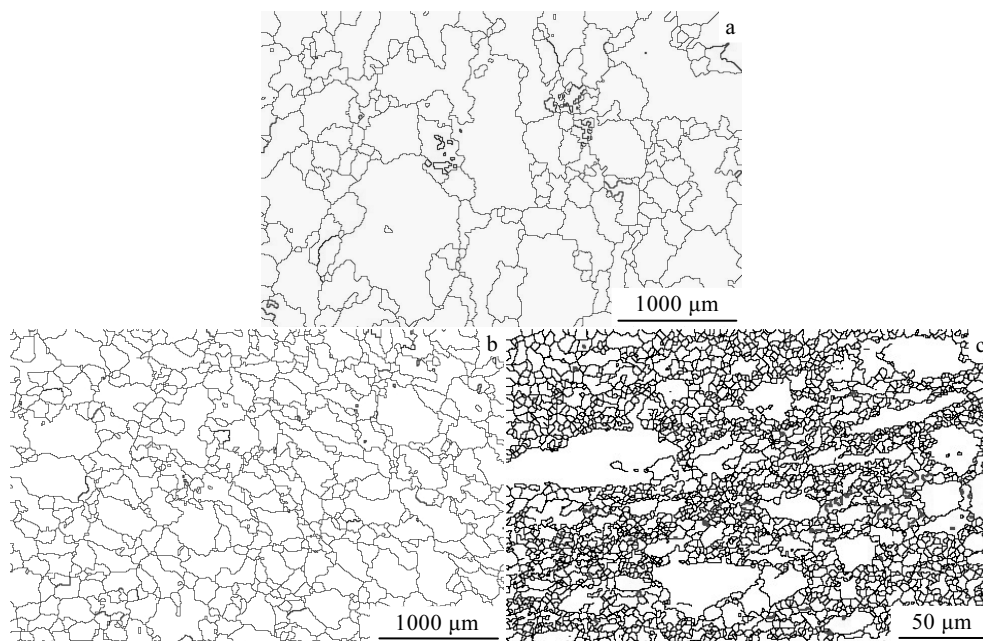


图 1 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金微观组织演变

Fig.1 Microstructures evolution of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

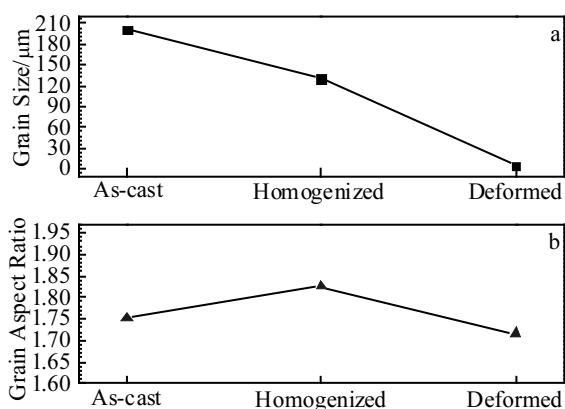


图2 铸态、均质化态、塑性变形态镁合金平均晶粒尺寸和平均晶粒形状纵横比

Fig.2 Average grain size (a) and average grain shape aspect ratio (b) of as-cast, homogenized and deformed Mg alloys

亚晶界增多且分布不均匀, 这种亚晶界的增多是由于外加应力作用的结果^[24]。

图5为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金取向差分布。如图5所示, “Correlated”表示相邻晶粒取向差分布、“Uncorrelated”表示不相邻晶粒取向差分布、“Random”表示随机或理论取向差分布。

(1) 铸态、均质化热处理态、塑性变形态取向差都在 2° 左右出现了峰值并随后降低, 这是由于发生了晶界迁移导致的。而取向差在 30° 左右出现峰值, 这是由于六方晶体结构六次对称轴的限制——2个理想的(0001)晶粒间最大的取向差是 30° , 转角为 $\langle 0001 \rangle$ ^[25]。(2) 铸态、均质化热处理态取向差在 64° 均观察到 $\{10\bar{1}3\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 压缩孪晶, 而塑性变形态取向差在 64° 则未观察到 $\{10\bar{1}3\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 压缩孪晶。(3) 铸态、均质化热处理态、塑性变形态取向差在 86° 均观察到 $\{10\bar{1}2\} \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ 拉伸孪晶。(4) 通过对图5a~5c中不相邻晶粒取向差分布(Uncorrelated)与理论取向差分布(Random)比较

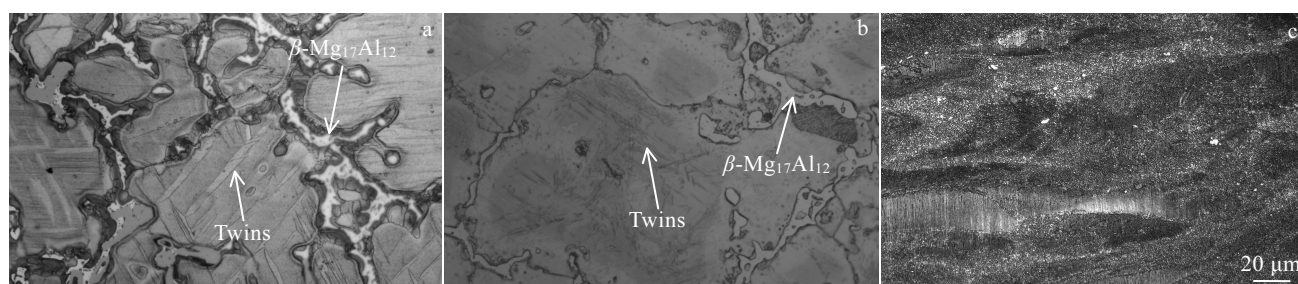


图3 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金 SEM 显微组织

Fig.3 SEM microstructures of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

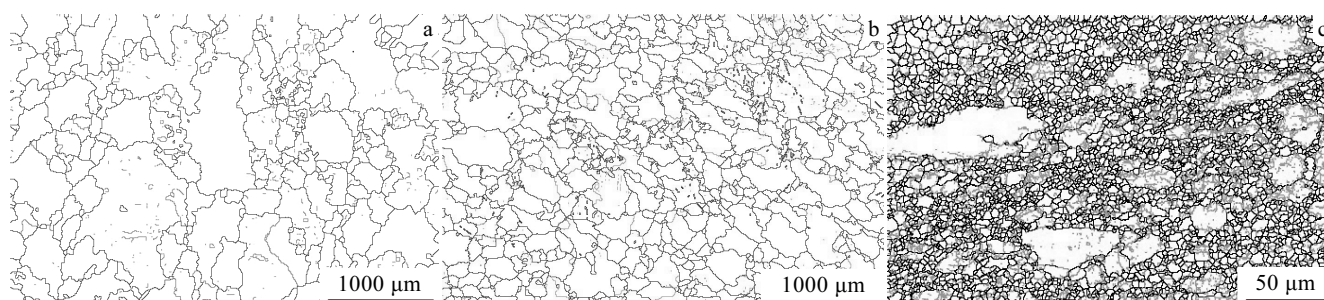


图4 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金晶界分布

Fig.4 Grain boundary maps of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

分析可知, 铸态、均质化热处理态中均未产生明显织构而塑性变形态则产生了明显的织构。

图6为铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合

金小、中、大角度晶界占比与动态再结晶占比。图6a中, 铸态试样小角度、中角度、大角度晶界分别占46%、2%、52%, 均质化热处理态试样分别占53%、1%、

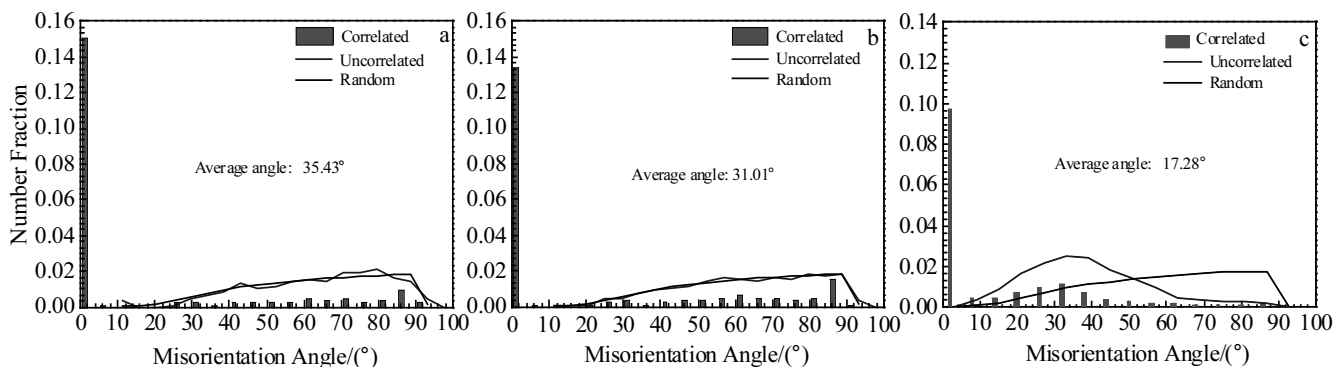


图 5 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金取向差分布

Fig.5 Misorientation angle distribution of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

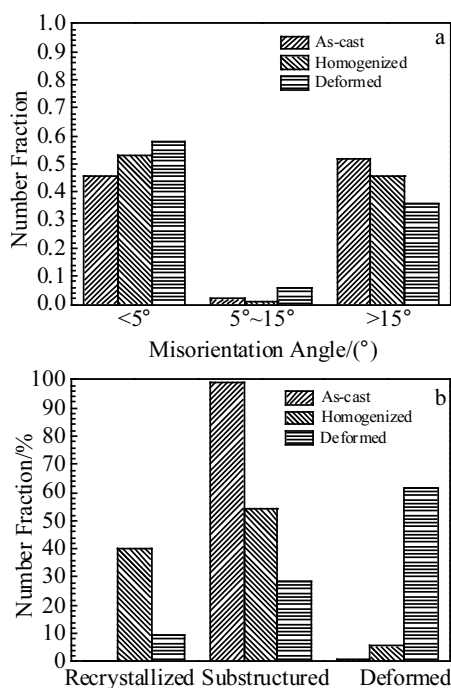


图 6 不同状态试样大中小角度晶界与动态再结晶占比

Fig.6 Changes in the fractions of misorientation angle scopes (a) and recrystallized contents (b) of as-cast, homogenized and deformed samples

46%，塑性变形态试样分别占 58%、6%、36%。可见，按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态试样顺序，小角度晶界是逐渐增多而大角度晶界逐渐减少，且低角度晶界向高角度晶界的迁移过程是伴随着再结晶过程进行的^[26]。图 6b 中，铸态试样再结晶区、亚结构区、形变区分别占 0.3%、99%、0.7%，均质化热处理态试样分别占 40%、54%、6%，塑性变形态试样分别

占 9.5%、28.7%、61.8%。可见，按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态试样顺序，再结晶区是先增大后减小、亚结构区是逐渐减小而形变区则是逐渐增大。

为了定量研究铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金试样位错密度的演化，计算了几何必须位错（GND）密度^[21-23]：

$$\rho^{\text{GND}} = \frac{2\theta}{ub} \quad (1)$$

式中， ρ^{GND} 表示几何必须位错密度， θ 表示局部取向差平均值， b 表示 Burger 矢量， u 表示单位长度。

图 7 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金几何必须位错密度分布。图 7 中，铸态试样经均质化热处理后几何必须位错密度总体水平减少，均质化热处理态经变形后几何必须位错密度总体水平增多。

图 8 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金几何必须位错密度分布统计。从图 8a~8c 中可以定量地观察到，铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金的几何必须位错密度平均值分别为 1.77×10^{13} 、 1.39×10^{13} 、 $4.50 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 。铸态经均质化热处理后几何必须位错密度减少，而变形后几何必须位错密度增多。

2.2 不同状态下镁合金织构

图 9 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金晶粒 Schmid 因子分布。如图 9 所示，不同的颜色代表不同变形能力的晶格，晶体由硬取向向软取向转变时，颜色也相应地从蓝色转变到红色^[26]。

图 10 为铸态、均质化热处理态和塑性变形态镁合金 Schmid 因子分布统计。如图 10 所示，为了定量描述镁合金 Schmid 因子的变化，当施密德因子从 0 到 0.5 变化时表示晶体由硬取向变为软取向^[26]。铸态和均质化热处理态 Schmid 因子分布不均匀，在 Schmid 因子 > 0.2 的区间有较高的分布（最大峰值均在 0.43 左

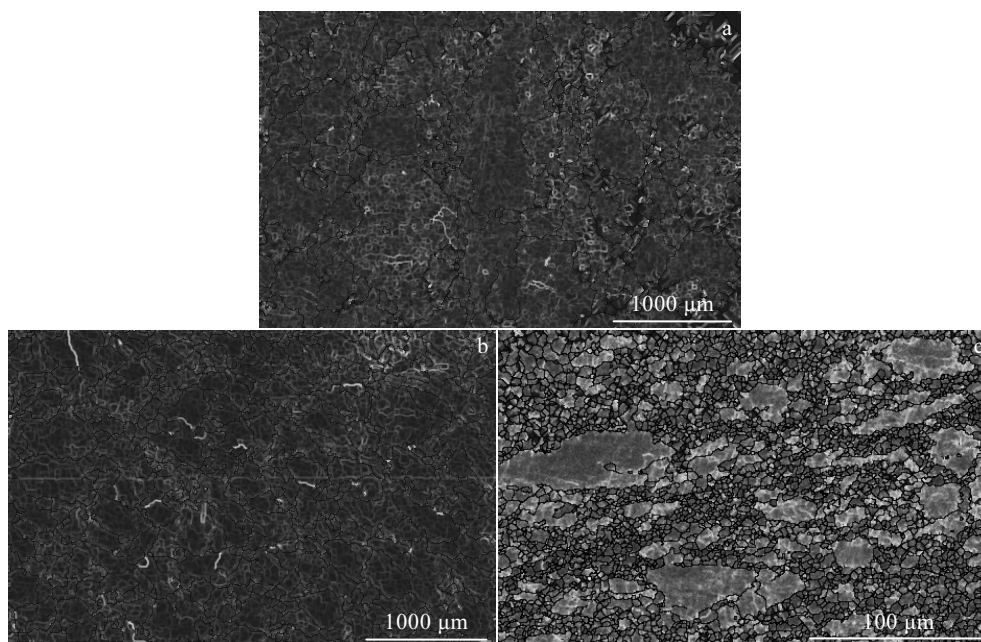


图7 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金几何必须位错密度分布

Fig.7 Geometrically necessary dislocations (GND) density mapping based on local misorientation results of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

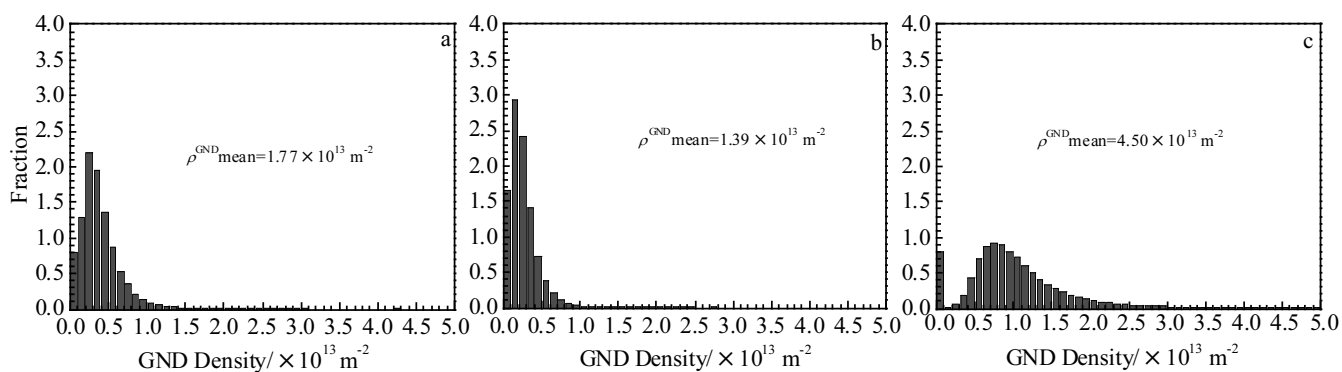


图8 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金计算的几何必须位错密度分布统计

Fig.8 Calculated geometrically necessary dislocations (GND) density distributions in as-cast (a), homogenized (b) and deformed (c) Mg alloys

右), 表明铸态、均质化热处理态中晶体由软取向占主导, 但在均质化热处理态 Schmid 因子 <0.1 区间则分布增大。塑性变形态 Schmid 因子分布较均匀, 在 Schmid 因子 <0.2 的区间有较高分布(最大峰值在 0.01 左右), 表明塑性变形态中晶体由硬取向占主导。按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态顺序, 晶体的硬取向分布呈逐渐增大的变化趋势, 这与图 9 结果相吻合。

图 11 为铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金的组织演化过程。从图 11a~11c 可知, 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金极密度的最大值分别为 12.92、4.59、10.41。按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态试样顺序, 极密度最大值先减小后增大, 即塑性变形态镁合金中形成了典型的基面组织。

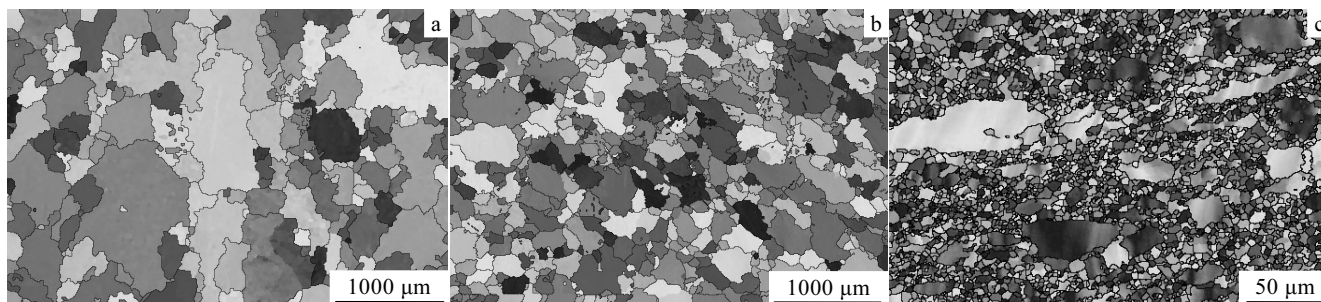


图 9 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金 Schmid 因子分布

Fig.9 Schmid factor distribution maps of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

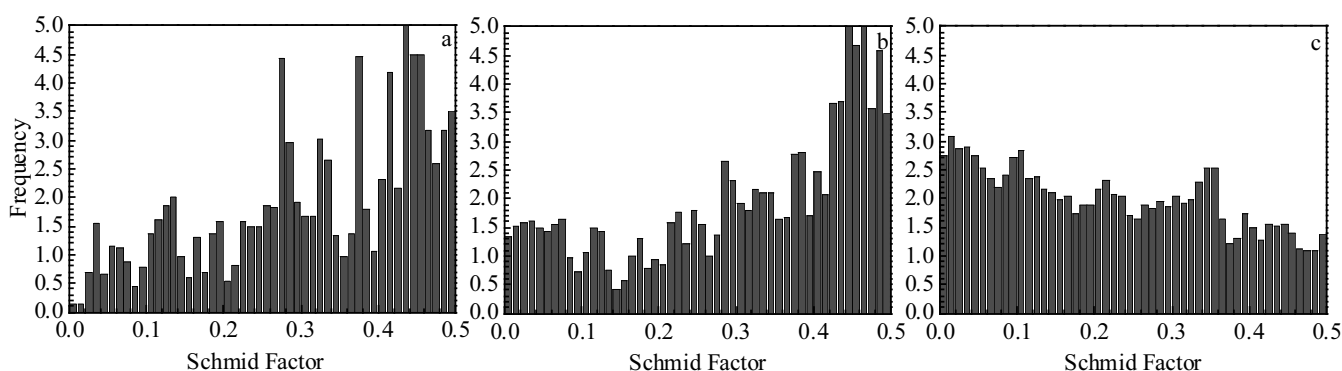


图 10 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金 Schmid 因子分布统计

Fig.10 Statistics of Schmid factor distribution of as-cast (a), homogenized (b) and deformed (c) Mg alloys

3 分析与讨论

3.1 不同状态下镁合金织构演变

由图 11a~11c 可知,铸态条件下镁合金极密度值较大(织构分布不均匀),均质化热处理后极密度值减小即出现了织构弱化,而塑性变形态则形成了典型的基面织构。其主要原因是:(1)再结晶的影响。铸态 AZ80 在均质化热处理过程(图 6b)中发生了再结晶,由于再结晶晶粒的基面织构强度较弱,故再结晶区的急剧增大可以弱化基面织构。塑性变形态(图 6a)小角度晶界的增多阻碍了再结晶的进行,故随变形区急剧增长变形晶粒形成了较强的择优取向。(2)晶粒度的影响。晶粒细化使晶粒转动和晶界移动更加容易,晶粒转动导致晶粒取向发生了变化^[27]。(3)GND 密度的影响。GND 密度可以反映晶体内某个滑移系的位错的密集程度,GND 密度越小该滑移系的位错就越稀疏。均质化热处理态(图 8b)几何必须位错密度减小,故有利于孪晶生长及晶粒间旋转移动;而塑性变形态(图 8c)几何必须位错密度急剧增大,则会阻碍孪晶

生长及晶粒间旋转移动。(4)孪晶的影响。取向差在 64° 的 $\{10\bar{1}3\} < \bar{1}210 >$ 压缩孪晶出现在铸态(图 5a)、均质化热处理态(图 5b),而塑性变形态(图 5c)该 64° 压缩孪晶则消失了,并且铸态、均质化、塑性变形态均出现 $86^\circ \{10\bar{1}2\} < \bar{1}210 >$ 拉伸孪晶(图 5a~5c)。其原因有,一是孪晶可以改变晶粒取向;二是 Koike^[28]、Wang^[29]等发现 Mg 基体晶粒尺寸细化至小于 $10\ \mu\text{m}$,非基面滑移可贯穿整个晶粒内部而抑制孪晶的发生,所以才导致塑性变形态(图 5c)在 64° 压缩孪晶的消失以及在 86° 拉伸孪晶的减少,这与文献相吻合。(5)六次对称轴的限制。取向差在 30° 时,均质化热处理态(图 5b)峰值变化不明显而塑性变形态(图 5c)峰值则急剧增大,这是由于六方晶体结构六次对称轴的限制,2 个理想的 (0001) 晶粒间最大的取向差是 30° ,转角为 $<0001>$ ^[25]。

3.2 晶界的协调作用

晶界迁移微观机制涉及晶界邻域的原子迁移过程,它受晶界结构、外界条件(温度、作用晶界的力)以及点缺陷影响。小角度晶界由位错构成,其晶界迁

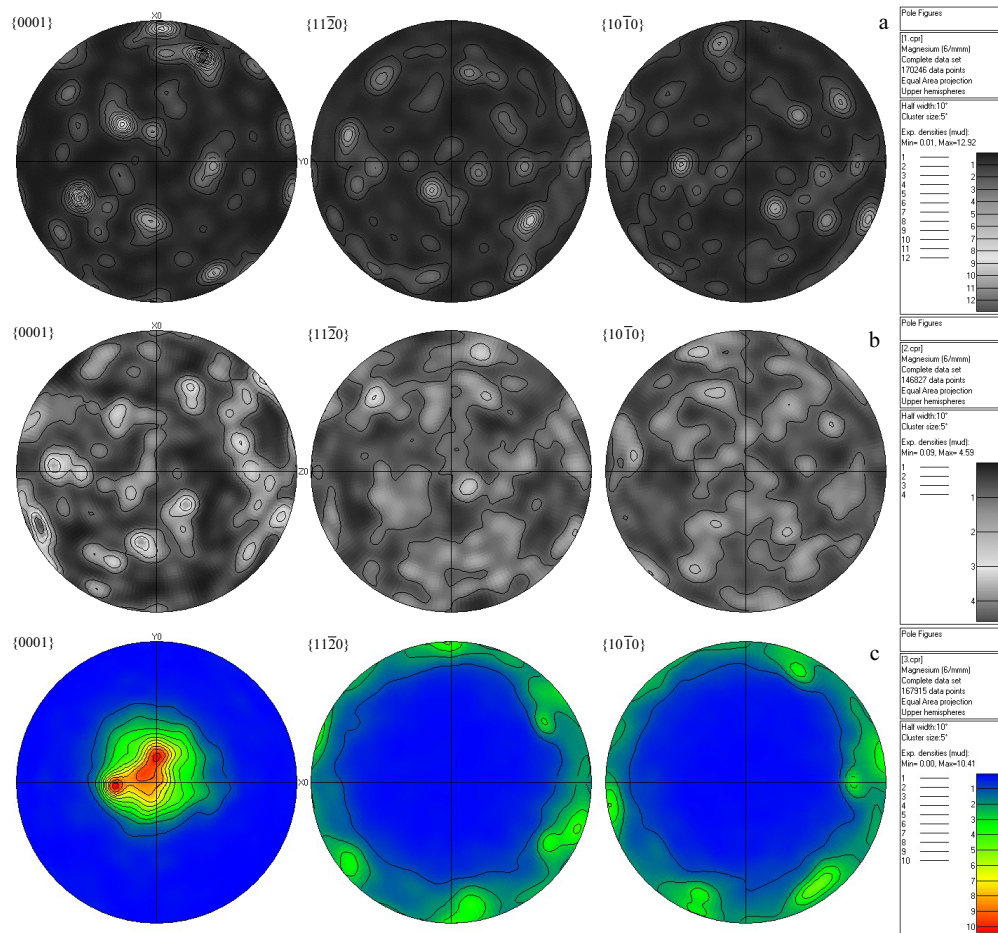


图 11 铸态、均质化热处理态、塑性变形态镁合金的极图

Fig.11 Pole figures of as-cast (a), homogenized (b), and deformed (c) Mg alloys

移主要通过位错的滑移、攀移进行，而大角度晶界迁移则涉及界面原子的热激活扩散过程，与杂质浓度密切相关。小角度晶界的结构和能量是晶界取向差的函数，小角度晶界迁移率对晶界取向差非常敏感，在取向差很小的情况下，随着取向差的减小，晶界上位错间距增大，而使迁移率升高，如果晶界位错移动只需要滑移，则它引起的晶界迁移是非热激活的，此时适当地外加切应力就可使晶界迁移并有可能产生孪晶。本研究中，按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态顺序 AZ80 镁合金试样的取向差平均值（图 5）逐渐减小（ 35.43° 、 31.01° 、 17.28° ），即伴随着晶界的迁移，小角度晶界是一个逐渐增多（图 6a）并阻碍再结晶进行的过程，同时晶界迁移的过程也伴随着孪生的变化。均质化热处理（ $380^\circ\text{C}/16\text{h}$ ）时由于达到了再结晶温度导致再结晶区急剧增大（图 6b），均质化态再结晶区的急剧增大迫使亚结构区减少，亚结构区的减少为孪晶形成提供能量，促使了均质化热处理态孪晶的增

多（图 5b）。塑性变形态（图 5c）取向差平均值最小（ 17.28° ），晶界迁移最显著，但此时孪晶却减少了，这就说明塑性变形过程会强烈影响晶界迁移对孪生的作用效果。本研究变形温度（ 300°C ）较低，在外加应力作用下小角度晶界和塑性变形区显著增大，并导致再结晶区和亚结构区减少（图 6b），这些都会影响孪晶的变化。文献表明^[30]，随变形温度升高（ 300 、 350 、 400°C ），伴随小角度晶界的减小，再结晶区急剧增大，而再结晶区急剧增大会导致亚结构区的减少。由于晶界迁移是一定驱动力下的自发过程，晶界迁移对孪生的影响实质上就是晶界协调变形的过程，因此晶界迁移、再结晶、亚结构之间的交互作用对晶界孪生协调机制的作用机理仍待深入研究。

铸态、均质化热处理态、塑性变形态的几何必须位错密度呈先减小后增大的变化趋势（图 8），这是因为，随变形温度的降低，几何必须位错密度急剧增大^[30]。由于几何必须位错密度主要受变形温度影响，

较为敏感,几何必须位错密度的增大阻碍了孪晶的生长和晶粒间旋转移动,而几何必须位错密度的减小则会促进孪晶的生长和晶粒间旋转移动,故几何必须位错密度是影响孪晶的生长和晶粒间旋转移动的另一个重要因素。

通过对 AZ80 镁合金不同状态下微观组织演化的观察分析,可知晶界迁移和几何必须位错密度是晶界协调作用的主要影响因素,二者综合协调可通过孪晶来影响晶界的塑性变形。

4 结 论

1) 按照铸态、均质化热处理态和塑性变形态顺序, AZ80 镁合金平均晶粒尺寸逐渐减小,平均晶粒形状纵横比呈先增大后减小的变化趋势,网状 β -Mg₁₇Al₁₂ 相逐渐消失,材料塑性和强度得到提高。

2) 晶界的协调作用主要受晶界迁移与几何必须位错密度的影响。伴随晶界的迁移,按照铸态、均质化热处理态、塑性变形态顺序,试样小角度晶界逐渐增多,阻碍再结晶的进行,再结晶区呈先增大后减小变化趋势,亚结构区则逐渐减小,亚结构区的消失为孪晶的形成提供能量促进孪晶的形成。铸态、均质化热处理态、塑性变形态的几何必须位错密度呈先减小后增大变化趋势,几何必须位错密度的减小促进孪晶生长和晶粒间旋转移动,而几何必须位错密度的增大则阻碍孪晶生长和晶粒间旋转移动。

3) 铸态和均质化热处理态取向差在 64° 出现 $\{10\bar{1}3\} < \bar{1}210 >$ 压缩孪晶,铸态、均质化热处理态和塑性变形态取向差在 86° 均出现 $\{10\bar{1}2\} < \bar{1}210 >$ 拉伸孪晶。塑性变形态形成了典型的基面织构,其主要原因是几何必须位错密度急剧增大,阻碍了孪晶生长和晶粒间旋转移动。

参考文献 References

- [1] Yang Z, Li P J, Zhang J X *et al.* *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2008, 21(5): 313
- [2] Khan A S, Pandey A, Gnäupel-Herold T *et al.* *International Journal of Plasticity*[J], 2011, 27(5): 688
- [3] Wu J L, Jin L, Dong J *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 42: 175
- [4] Cai Yun(蔡 贇), Sun Chaoyang(孙朝阳), Wan Li(万 李) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(9): 1123
- [5] Yasi J A, Hector L G, Trinkle D R *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(17): 5704
- [6] Jin Junbing(金军兵), Wang Zhixiang(王智祥), Liu Xuefeng(刘雪峰) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2006, 42(10): 1014
- [7] Čížek L, Greger M, Pawlica L *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 157: 466
- [8] Yakubtsov I A, Diak B J, Sager C A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 496(1-2): 247
- [9] Guo Qiang(郭 强), Yan Hongge(严红革), Chen Zhenhua(陈振华) *et al.* *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2006, 31(7): 77
- [10] Wang Z T, Yang Y Q, Li B C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 582: 36
- [11] Yu H, Park S H, You B S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 610: 445
- [12] Zhou X J, Zhang J, Chen X M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 787: 551
- [13] Guo Q, Yan H G, Chen Z H *et al.* *Materials Characterization* [J], 2006, 58(2): 162
- [14] Xu H Y, Wang Q, Zhang Z M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(S1): 122
- [15] Shi Huiying(时惠英), Chen Zishan(陈梓山), Zhang Jumei(张菊梅) *et al.* *Special Casting & Nonferrous Alloys(特种铸造及有色合金)*[J], 2009, 29(9): 867
- [16] Barnett M R, Keshavarz Z, Beer A G *et al.* *Acta Materialia*[J], 2004, 52(17): 5093
- [17] Jain A, Duygulu O, Brown D W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 486(1): 545
- [18] Zhang Qinglai(张青来), Zheng Xuanxuan(郑玄玄), Shao Wei(邵 伟) *et al.* *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2016, 43(1): 128
- [19] Quan G Z, Shi Y, Wang Y X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(28): 8051
- [20] Calcagnotto M, Ponge D, Demir E *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(10): 2738
- [21] Gao H, Huang Y, Nix W D *et al.* *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1999, 47: 1239
- [22] Kubin L P, Mortensen A. *Scripta Materialia*[J], 2003, 48(2): 119
- [23] Ma X L, Huang C X, Moering J *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 116: 43
- [24] Rupert T J, Gianola D S, Gan Y *et al.* *Science*[J], 2009, 326: 1686
- [25] Yang Ping(杨 平), Hu Yisong(胡轶嵩), Cui Feng'e(崔凤娥). *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2004, 18(1): 52
- [26] Yan Z F, Wang D H, He X L *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 723: 212

- [27] Chen Zhenhua(陈振华). *Deformed Magnesium Alloy*(变形镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 81
- [28] Koike J, Kobayashi T, Mukai T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2003, 51(7): 2055
- [29] Wang Y N, Huang J C. *Materials Transactions*[J], 2007, 48(2): 184
- [30] Tian Dongkuo(田董扩), Li Zhenliang(李振亮). *Journals of Inner Mongolia University of Science and Technology*(内蒙古科技大学学报)[J], 2020, 40(1): 43

Microstructure Evolution of AZ80 Magnesium Alloy Under Different States

Li Zhenliang, Tian Dongkuo

(Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, China)

Abstract: The microstructure of AZ80 magnesium alloy under different conditions was observed and studied using electron backscatter diffraction (EBSD) technology. The microstructure evolution of AZ80 magnesium alloy under different conditions was analyzed. The results show that in accordance with the order of as-cast, homogenized and deformed states, the average grain size gradually decreases, the average grain shape aspect ratio shows a trend of increasing first and then decreasing, the network β -Mg₁₇Al₁₂ phase gradually disappears, improving plasticity and strength of the material. The coordination of grain boundaries is mainly affected by grain boundary migration and geometrically necessary dislocations (GND) density. With the migration of grain boundaries, the low-angle grain boundaries gradually increase, which hinders the progress of recrystallization, and the recrystallization area has a tendency of increasing first and then decreasing. The substructure region gradually decreases, and the disappearance of the substructure region provides energy for the formation of twins and promotes the formation of twins. The geometrically necessary dislocations density has a trend of reducing first and then increasing. The decrease of geometrically necessary dislocations density promotes the growth of twins and the rotational movement between grains. The increase of geometrically necessary dislocations density hinders the growth of twins and the rotational movement between grains. The deformed magnesium alloy has a typical basal texture.

Key words: AZ80; EBSD; grain boundary; misorientation angle; geometrically necessary dislocation (GND) density

Corresponding author: Li Zhenliang, Ph. D., Professor, College of Materials and Metallurgy, Inner Mongolia University of Science and Technology, Baotou 014010, P. R. China, Tel: 0086-472-5951572, E-mail: lzlflflying@126.com