

# 旋转反挤压与常规反挤压 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金 杯形件显微组织对比研究

徐 健, 乔为栋, 闫钊鸣, 薛 勇

(中北大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030051)

**摘要:** 使用传统反挤压 (conventional backward extrusion, CBE) 和旋转反挤压 (rotational backward extrusion, RBE) 2 种工艺制备了不同的 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr (质量分数, %) 合金杯形件。使用 OM、SEM、EBSD 等测试方法对不同杯形件的对应区域进行表征。结果表明: RBE 的晶粒细化能力远远大于 CBE, RBE 心部的晶粒细化效果最好, RBE-III 区域的动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 含量可达 98.1%, 平均晶粒尺寸为 2.5  $\mu\text{m}$ 。RBE 的织构弱化能力也优于 CBE, 心部的织构强度可弱化为 1.258。在 RBE 得到杯形件当中, 其长周期堆积有序相 (LPSO) 相的破碎程度也大于 CBE, 第二相 ( $\beta$  相) 分布得也更加均匀, 析出的  $\beta$  相可以通过粒子刺激形核 (particles simulated nucleation, PSN) 机制促进 DRX, 并通过钉扎效应抑制晶粒长大。在 CBE 和 RBE 杯形件成形过程中, 其动态再结晶机制相同, 为连续动态再结晶 (continuous dynamic recrystallization, CDRX) 和不连续动态再结晶 (discontinuous dynamic recrystallization, DDRX) 2 种。

**关键词:** 旋转反挤压; 杯形件; Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金; 动态再结晶; LPSO 相

中图法分类号: TG376; TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2653-08

镁合金由于高比强度、轻量化等优点而被广泛应用于航空、汽车制造等领域<sup>[1-3]</sup>。然而, 镁合金因其密排六方 (hcp) 晶体结构能提供的滑移系有限, 导致其在室温下的成形能力较差, 从而限制了其的广泛应用<sup>[4]</sup>。为了解决镁合金强度和塑性较差的问题, 有学者提出可以通过加入适量的稀土元素 (Gd、Y 等), 通过其在镁合金当中显著的固溶强化和时效强化的效果来改善镁合金的强度, 并在此基础上加入 Zn 元素来提高镁合金的塑性<sup>[5-6]</sup>。在稀土镁合金 Mg-RE (Gd、Y 等) 当中加入 Zn 元素可以形成长周期堆积有序相 (long period-stacking order phase, LPSO 相), 其在变形过程当中可以通过扭结、破碎等变形机制容纳塑性变形, 能提高镁合金的强度和塑性<sup>[7-8]</sup>。在众多稀土镁合金当中, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金因优异的力学性能而受到了广泛关注。

众所周知, 杯形件在工业方面的应用十分广泛, 在之前的工作当中, 通常使用传统反挤压 (conventional backward extrusion, CBE) 的方法来制备杯形件。但是这种传统的成形方法应变小且变形不

均匀, 且很难获得具有高性能和均匀化微观结构特征的大型部件, 所以针对杯形件的制备工艺需要进一步提高。因此, 在之前的工作当中提出了一种新的大塑性变形 (SPD) 方法—旋转反向挤压法 (rotational backward extrusion, RBE), 这种方法仅需要一次变形就能获得较大的应变, 提高动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX) 的含量, 从而显著细化晶粒, 具有高效、能耗低和易于控制的优点, 在镁合金塑性变形的工艺研究当中具有十分重大的意义<sup>[9-10]</sup>。截止到目前, 针对于 RBE 工艺的研究也已经有了一定成果, Zheng 等人<sup>[11]</sup>研究了 RBE 制备的 ZK61 杯形件的不同位置 (沿壁厚方向和高度方向) 的晶粒尺寸分布等情况, 得出合金的平均晶粒尺寸沿壁厚 (从内壁到外壁) 和高度 (从底部到顶部) 方向单调增大和减小。Che 等人<sup>[12-13]</sup>研究了在 RBE 工艺当中加工温度和旋转圈数对 AZ80 杯形件的影响, 得出降低变形温度或增加转数可以促进晶粒细化和 DRX 比例提高。Meng 等人<sup>[14]</sup>研究了 RBE 下不同径向应变速率对 Mg-13Gd-4Y-2Zn-0.5Zr (质量分数, %) 合金的影响,

收稿日期: 2023-09-13

基金项目: 国家自然科学基金 (52075501, 52205428); 山西省基础研究计划 (20210302124206)

作者简介: 徐 健, 男, 1987 年生, 博士, 高级工程师, 中北大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030051, 电话: 0351-3921398, E-mail: 20160608@nuc.edu.cn

得出随着周向应变速率的增大, 合金 DRX 含量增大, 晶粒尺寸减小。Liu 等人<sup>[15]</sup>研究了 RBE 过程当中不同旋转速度对制备的杯形件的影响, 得出提高转速可改善变形均匀性和力学性能。Chen 等人<sup>[16]</sup>研究了模具运动参数对 AZ80 旋转反挤压合金组织和力学性能的影响, 得到 RBE 杯形件的等效应变、显微组织和力学性能有典型的梯度非均质特征。

目前, 虽然制取杯形件的工艺已经有了很大的改善, 但是前人并未对 CBE 和 RBE 2 种工艺当中的组织演变和再结晶变化规律作出详细解释。因此, 本研究使用了传统反挤压 (CBE) 和旋转反挤压 (RBE) 2 种工艺制备了不同的 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr (质量分数, %) 杯形件合金, 并将 2 种工艺进行对比, 详细分析了 2 种工艺当中的组织演变规律和动态再结晶机制。

## 1 实验

本研究当中所使用材料为 Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr (质量分数, %) 合金。从铸态合金当中取出 2 个坯料, 然后将铸态坯料在 420 °C 下进行均匀化处理, 处理 24 h 后用冷水冷却。再将模具和坯料分别在 420 和 450 °C 的温度下保温 3 h, 之后对其分别进行传统反挤压和旋转反挤压。

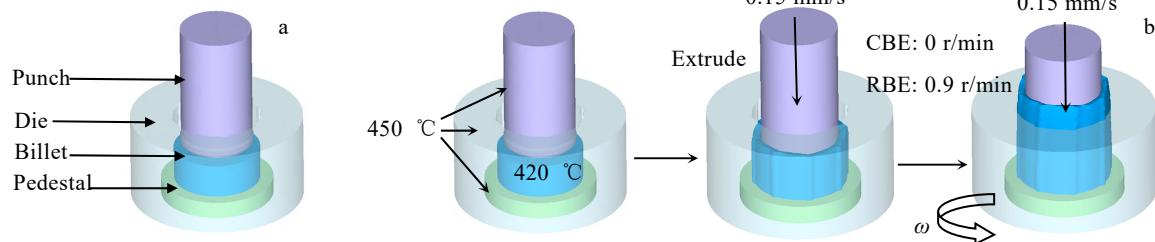


图 1 挤压模具图和 CBE、RBE 的工艺流程图

Fig.1 Extrusion mold diagram (a) and process flow diagram for CBE and RBE (b)

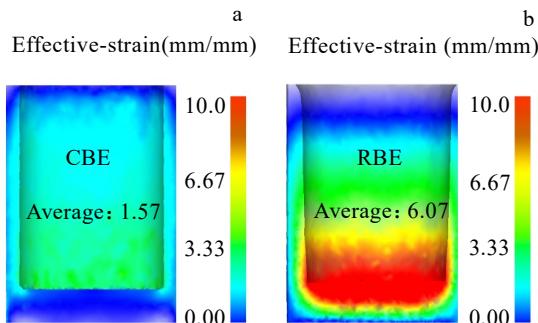


图 2 CBE 和 RBE 2 种工艺的有效应变分布图

Fig.2 Effective strain distributions for CBE (a) and RBE (b) processes

压处理。冲头的挤压速度为 0.15 mm/s, 模具的旋转速度分别为 0 (CBE) 和 0.9 r/min (RBE), 直至挤压过程结束, 最后得到 2 个外径为 200 mm、内径为 170 mm 的杯形件, 图 1 为挤压的模具图和工艺流程图。

在 UG 软件当中建立胚料和模具的三维模型, 导入到 Deform-3D 有限元仿真软件当中对 CBE 和 RBE 2 种工艺进行挤压仿真分析, 仿真结果如图 2 所示。图 2a 和 2b 分别为 CBE 和 RBE 的有效应变分布图, 通过该图可以得知 CBE 工艺得到的杯形件的平均等效应变值为 1.57 mm/mm, RBE 工艺得到的杯形件的平均等效应变值为 6.07 mm/mm, 其等效应变值约为 CBE 的 4 倍。RBE 工艺的等效应变值比 CBE 高的原因是在杯形件成形的过程当中引入了额外的剪切力<sup>[17]</sup>。

变形后得到的杯形件的实物如图 3a 所示。从前人的研究<sup>[11]</sup>和有限元仿真结果当中可知, 在 RBE 工艺获得的杯形件当中, 杯壁底端处的应变最大, 故而在此处取样进行研究。分别在 CBE 和 RBE 2 种工艺所得杯形件的底部区域进行取样, 并将每个样品再分为边、中、心 3 个区域, 将所得样品分别命名为: CBE-I、CBE-II、CBE-III、RBE-I、RBE-II、RBE-III, 具体取样情况如图 3b 所示。

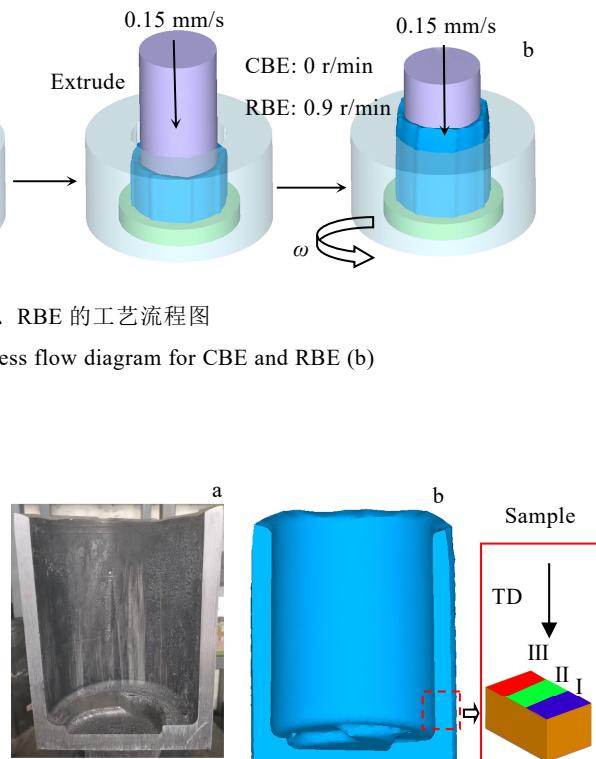


图 3 杯形件的实物图和取样位置示意图

Fig.3 Physical drawing of the cup-shaped piece (a) and schematic diagram of the sampling location (b)

在上述的每个区域当中, 切割用于表征的试样。使用蔡司光学显微镜(OM)和带有EBSD和EDS的扫描电子显微镜(SEM)对试样进行微观组织观察。试样在观察前需要用SiC砂纸和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>抛光剂打磨抛光, 得到光滑的表面。在OM实验前需要使用一定比例的混合化学试剂(苦味酸1 g、蒸馏水2 mL、乙酸2 mL、乙醇25 mL)对其进行腐蚀。在EBSD实验前需要用30 mL高氯酸与270 mL乙醇配置的溶液在-30 °C下对样品进行电解抛光, 电解抛光的电压为15 V, 电流保持在0.1 mA左右, 电解60 s左右。EBSD数据采集的实验要在加速电压为20 kV的情况下进行, 工作距离为15 mm, 倾斜角度为70°。之后使用取向成像显微镜(OIM)软件对获得的EBSD数据进行分析, 得到对应的OIM图、确定试样的晶界取向和组织分布情况。

## 2 结果和讨论

### 2.1 均匀化合金的初始组织

图4为均匀化处理后的Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr(质量分数, %)合金的OM照片和BSE照片。可以得知均匀化处理后的合金当中, 主要由 $\alpha$ -Mg基体、块状相和少量的层片状相组成(块状相如图中的红色区域所示、层片相如图中的蓝色区域所示), 根据之前对于该种合金的研究可以得知这些块状相和层片相均为LPSO相。经过均匀化处理后, 可以明显发现合金当中的层片状LPSO相被大量溶

解, 仅有块状相分布于晶界处, 由此可推断出块状相的热稳定性高于层片状的LPSO相<sup>[18]</sup>。

### 2.2 杯形件的显微组织演变

图5为通过传统反挤压(CBE)和旋转反挤压(RBE)2种方法制备的杯形件不同区域的光学显微组织, 上半部分为传统反挤压的OM显微组织, 下半区域为旋转反挤压的OM显微组织, 从左往右依次为I、II、III区域。从图5可以明显看出, 大部分区域(RBE-III区

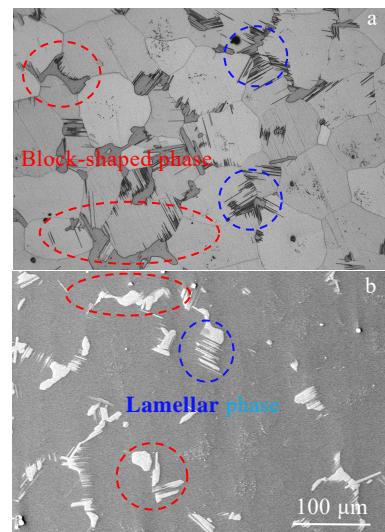


图4 均匀化后Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr合金的OM和BSE照片  
Fig.4 OM (a) and BSE (b) images of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr alloy after homogenization

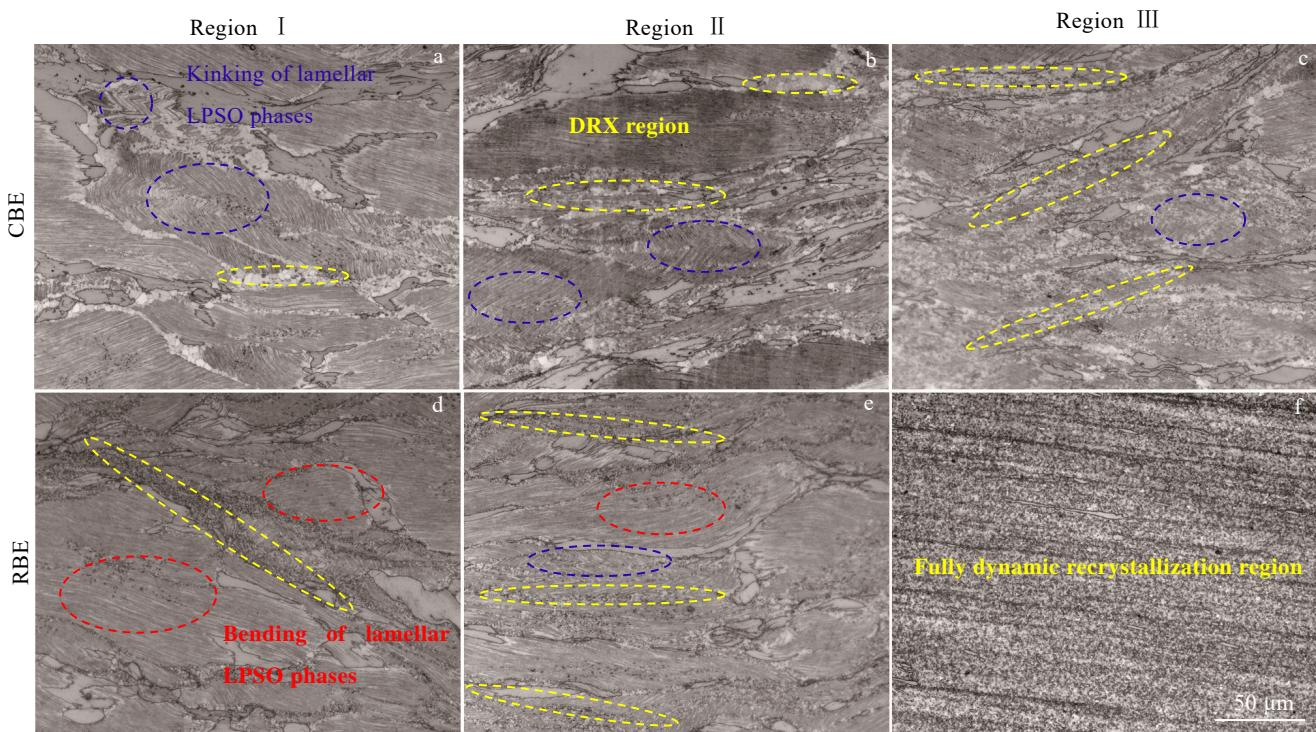


图5 CBE和RBE的I、II、III区域的OM显微组织

Fig.5 OM microstructures of regions I, II, and III of CBE and RBE

域除外)均由大的变形晶粒、小的动态再结晶晶粒( DRXed) 和 LPSO 块状相组成, 呈现出典型的双峰组织, 并且在变形晶粒内部还观察到有大量的 LPSO 层片相析出( DRX 区域在图中由黄色虚线表示)。层片相的出现是因为在变形的过程中晶粒累积位错密度增加, 为原子扩散提供了通道, 这有利于溶质元素重排形成 LPSO 结构。而 RBE-III 区域则由大量的 DRXed 晶粒和一些破碎的块状 LPSO 相组成, 层片状 LPSO 相基本消失不见, 呈现出完全动态再结晶组织。通过对杯形件的不同区域可以得出: 在 2 种方法下得到的杯形件当中, 其变形程度从 I 区-II 区-III 区不断增大。随着变形量的增大, 粗晶粒的数目不断减少, 动态再结晶晶粒数目不断增多, 并且在此过程当中伴随有不同程度的层片状 LPSO 相的扭折、弯曲行为和块状 LPSO 相的破碎行为( 层片状 LPSO 相的扭折行为由蓝色虚线表示、弯曲行为由红色虚线表示)。LPSO 相的扭折、弯曲和破碎是为了协调粗晶粒的变形, 并且变形程度越大, LPSO 相的破碎程度也就越大。此外, 通过对比 CBE 和 RBE 得到的 2 个杯形件的相同区域可以看出: 在相同区域处, RBE 的变形程度大于 CBE 的变形程度, 这是因为 RBE 在传统反挤压的基础上引入了额外的剪切力, 这种情况在 CBE-III 和 RBE-III 区域的对比当中体现得更加明显。所以, 在相同区域处, RBE 得到的杯形件的细晶数目和 LPSO 相的变形程度均高于 CBE 得到的杯形件。

图 6 为 CBE 和 RBE 杯形件不同区域的 SEM 和部分区域的 EDS 分析结果。从图 6 中可以明显看出, 从杯形件的 I 区域到 II 区域到 III 区域, 块状 LPSO 相的破碎程度不断增大。在 CBE-I 区域当中, 呈现出大的块状相, 在 CBE-II 区域当中, 块状相开始破碎, 在 CBE-III 区域当中, 块状相完全破碎( 图 6b)。而在 RBE-I 区域当中, 呈现出大的块状相, 在 RBE-II 区域当中, 块状相开始破碎, 在 RBE-III 区域当中, 块状相完全破碎( 图 6e)。图 6b 和图 6e 中的红色虚线区域为层片状 LPSO 相, 蓝色虚线区域为块状 LPSO 相。

区域当中, 块状相的破碎程度进一步扩大。在 RBE 的 I、II、III 区域当中, 块状相也呈现出相同的变化规律, 但其块状相的破碎程度均大于 CBE 当中块状相的破碎程度, 尤其是在 RBE-III 区域当中, 块状相已经基本上完全破碎( 块状 LPSO 相的破碎在图 6 中由红色虚线表示)。对于 LPSO 层片状相来说, 其演变机制与块状相类似。在 CBE-I 区域当中, 层片状 LPSO 相表现出弯曲和扭折的特点; 在 CBE-II 区域当中, 层片状 LPSO 相的扭折程度加大; 在 CBE-III 区域当中, 大片的层片相破碎成了小的层片相。而在 RBE-I 区域当中, 层片相出现了大范围的扭折; 在 RBE-II 区域当中, 层片相的扭折程度加剧且出现了破碎行为; 在 RBE-III 区域当中, 层片状 LPSO 相基本上消失不见了( 层片状 LPSO 相的扭折行为由蓝色虚线表示)。此外, 在杯形件的不同区域当中, 还可以观察到有亮白色颗粒相析出, 其尺寸很小分布于晶粒内部和晶界处。对图 6c 当中的块状 LPSO 相( Spot 1) 和亮白色颗粒相( Spot 2) 进行 EDS 测试, 其结果如图 6d、6h 所示。通过 EDS 分析结果可知, Spot 1 和 Spot 2 的化学成分分别为 87.87 Mg-4.13 Gd-2.26 Y-9.79 Zn-0.68 Zr 和 79.94 Mg-1.55 Gd-9.63 Y-0.62 Zn-8.26 Zr。结合前人的研究<sup>[20]</sup>可知, Spot 1 的结果为 Mg<sub>12</sub>(Gd,Y)Zn 相, 即为 LPSO 相; Spot 2 的结果为 Mg<sub>5</sub>(RE, Zn) 相( 图中紫色虚线所示), 即为  $\beta$  相。值得一提的是, 在杯形件的不同区域当中, 随着变形量的增大,  $\beta$  相的数目也在不断增加, 尤其是在变形量最大的 RBE-III 区域当中,  $\beta$  相的数目最多, 且均匀分布于细晶周围。研究表明, 对于  $\alpha$ -Mg/LPSO 合金, DRX 可以通过粒子激发成核( particles simulated nucleation, PSN) 机制激活。由于 LPSO 相的弹性模量远大于  $\alpha$ -Mg, 所以在挤压的过

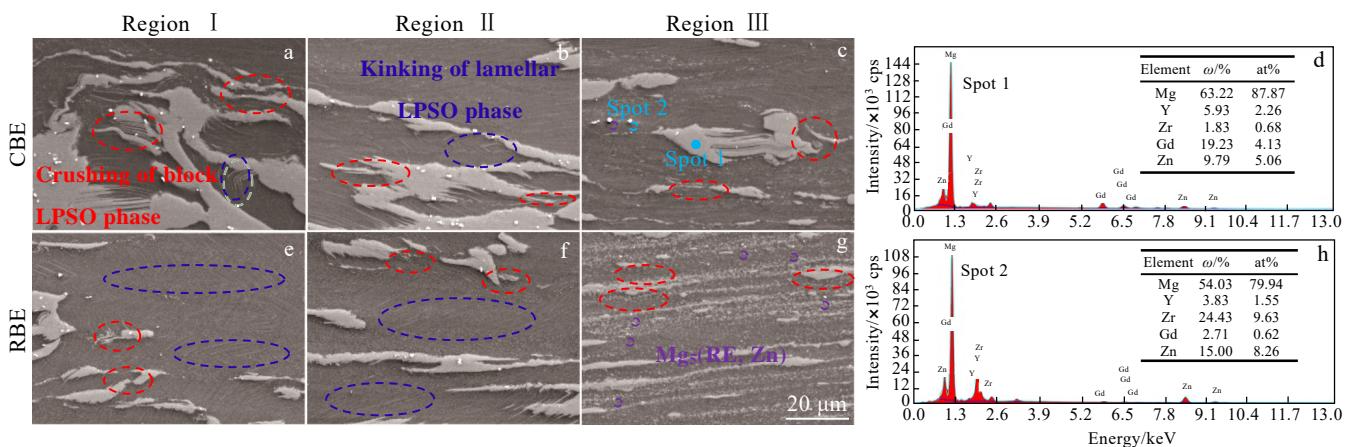


图 6 CBE 和 RBE 的 I、II、III 区域的 SEM 照片及 EDS 能谱分析

Fig.6 SEM images (a-c, e-g) and EDS analysis results (d, h) of regions I, II and III of CBE and RBE

程当中,  $\alpha$ -Mg 基体和 LPSO 相之间的不协调变形就会导致出现较强的应力集中, 从而促进了 DRX 的生成。在没有发生 DRX 的区域当中, 晶粒就被片层状的 LPSO 相所覆盖, 而在晶界处分布的  $\beta$  相就会通过钉扎效应来抑制 DRX 的长大, 从而达到促进 DRX 的效果<sup>[19]</sup>。通过对比 CBE 和 RBE 在相同区域的 LPSO 相的演变机制可以得出: RBE 较 CBE 相比可以在很大程度上细化晶粒组织, 并使第二相在较小尺寸下均匀分布在细晶周围, 从而通过钉扎效应来促进 DRX<sup>[22]</sup>。

### 2.3 杯形件的组织演变和动态再结晶机制

图 7 为 CBE 和 RBE 不同区域的 EBSD 照片。在该图当中, 晶粒颜色相同或相近代表其晶粒取向也相同或相近, 黑色区域为 LPSO 相, 由于缺乏相关数据无法解析, 并且用白色线条来表示低角度晶界 (LAGBs:  $2^\circ \sim 15^\circ$ ), 用黑色线条来表示高角度晶界 (HAGBs:  $15^\circ \sim 100^\circ$ )。

从图 7 中可以看出除 RBE-III (图 7 f) 的区域外, 其他区域均由大的变形晶粒和周围的小的再结晶晶粒组成, 构成了明显的双峰组织, 而 RBE-III 区域中, 呈现出完全再结晶组织, 这与之前的结论相同。由图 7 可知, CBE 的边、中、心区域的平均晶粒尺寸 ( $d_{ave}$ ) 分别为 106.4、57.5、和 37.8  $\mu\text{m}$ , 动态再结晶分数分别为: 14.8%、22.8% 和 51.4%; RBE 的边、中、心区域的平均晶粒尺寸分别为: 35.6、20.1 和 2.5  $\mu\text{m}$ ; 动

态再结晶分数分别为: 28.8%、45.7% 和 98.1%。通过以上数据可知: 随着变形程度的不断增大, 从边部到中部再到心部, 其对应区域内的平均晶粒尺寸不断降低, 动态再结晶百分比不断增加, 并且 RBE 的晶粒细化效果要优于 CBE 的细化效果。此外, 还可以看出在图 7a 和 7c 当中的白线 (LAGBs) 的含量多于其他区域, 为了更详细地分析其晶界角度变化, 将图 7 中各区域的晶界角度分布图在图 8 中显示出来。

从图 8 中可以看出, 从杯形件的边部到中部到心部, 其平均晶界角度不断增加, LAGBs 的含量不断降低。在 CBE 中, 其平均晶界角度从  $24.54^\circ$  增大到  $38.53^\circ$ , LAGBs 的百分数从 60.3% 降低到 37.1%; 在 RBE 中, 其平均晶界角度从  $33.07^\circ$  增大到  $54.92^\circ$ , LAGBs 的百分数从 45.3% 降低到 10.0%。不难看出, RBE 中的 LAGBs 数量明显少于 CBE 当中的 LAGBs。这是因为在 RBE 当中产生的应变大于 CBE, 导致合金内部产生了高密度位错和较大的变形储能, 为 DRX 行为提供驱动力。均匀的应变和大的变形有利于位错堆积, LAGBs 就可以吸收内部堆积的位错, 逐渐从亚晶界转变为 HAGBs, 导致 LAGBs 比例降低<sup>[17]</sup>。

图 9 为 CBE 和 RBE 的 I、II、III 区域的反极图 (IPF)。从图 9 中可知, CBE 和 RBE 杯形件边中心区域的组织强度变化有着相同的变化规律, 即: 从 I 区到 II 区再到 III 区, 组织强度不断降低, 其中 RBE 的组织弱化效果

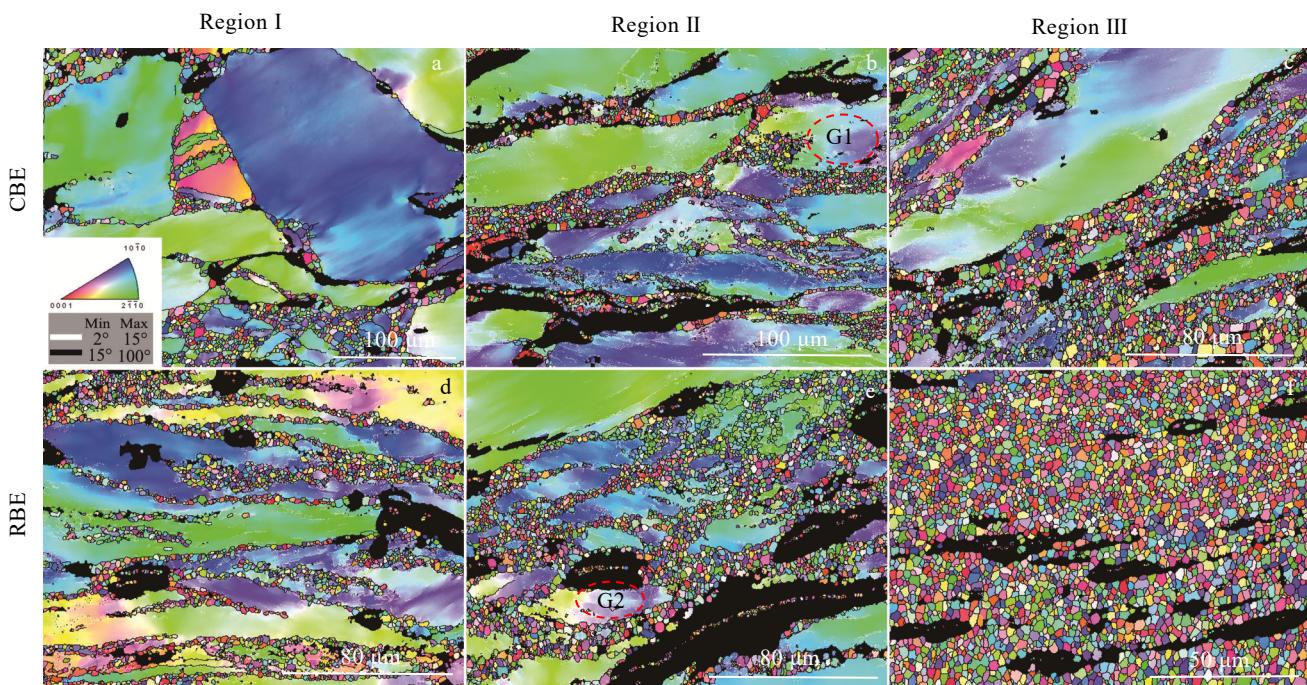


图 7 CBE 和 RBE 的 I、II、III 区域的 EBSD 照片

Fig.7 EBSD images of regions I, II, and III of CBE and RBE: (a)  $f_{\text{DRX}}=14.8\%$ ,  $d_{\text{ave}}=106.4 \mu\text{m}$ ; (b)  $f_{\text{DRX}}=22.8\%$ ,  $d_{\text{ave}}=57.5 \mu\text{m}$ ; (c)  $f_{\text{DRX}}=51.4\%$ ,  $d_{\text{ave}}=37.8 \mu\text{m}$ ; (d)  $f_{\text{DRX}}=28.8\%$ ,  $d_{\text{ave}}=35.6 \mu\text{m}$ ; (e)  $f_{\text{DRX}}=45.7\%$ ,  $d_{\text{ave}}=20.1 \mu\text{m}$ ; (f)  $f_{\text{DRX}}=98.1\%$ ,  $d_{\text{ave}}=2.5 \mu\text{m}$

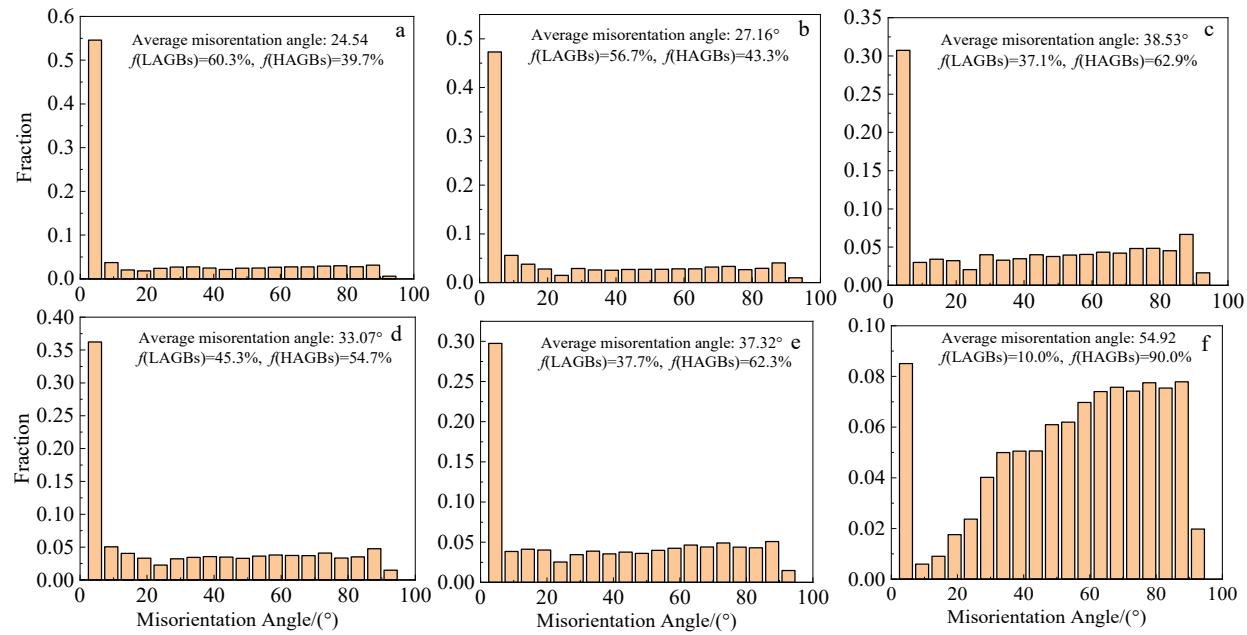


图 8 CBE 和 RBE 的 I、II、III 区域的晶界角度取向分布图

Fig.8 Misorientation angles of regions I (a, d), II (b, e) and III (c, f) of CBE (a-c) and RBE (d-f)

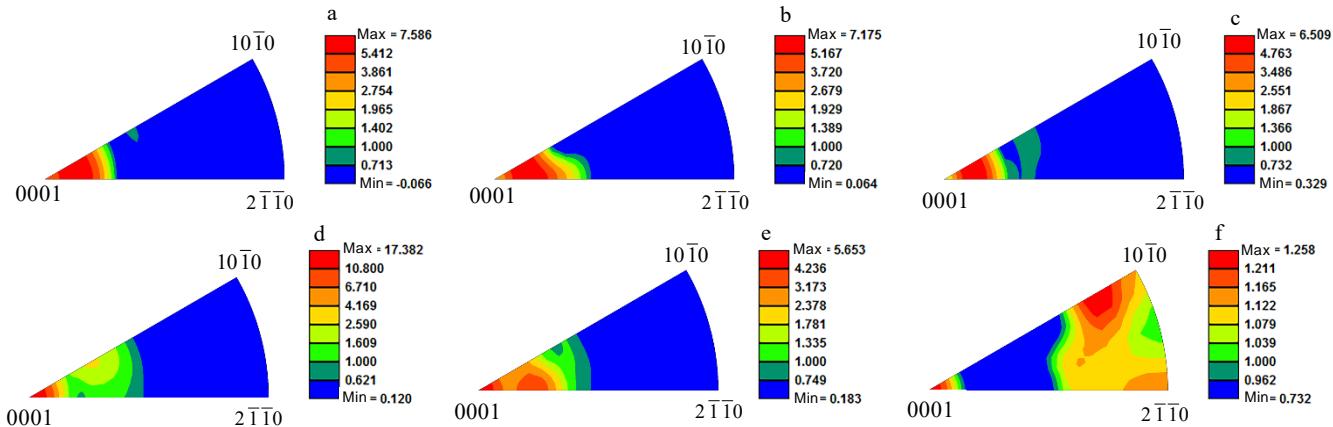


图 9 CBE 和 RBE 的 I、II、III 区域的 IPF 图

Fig.9 IPF plots of regions I (a, d), II (b, e), and III (c, f) of CBE (a-c) and RBE (d-f)

要优于 CBE。尤其是在 RBE 的心部区域表现更为突出, 其织构强度从边部的 17.382 被弱化为心部区域的 1.258, 这是因为 DRX 可以有效地削弱合金的织构强度, DRXed 晶粒体积分数的增加可以有效地抵消变形晶粒的强变形织构, 使织构更具有随机性<sup>[18]</sup>。

2 种杯形件的微观结构和 EBSD 结果表明, 在 CBE 和 RBE 过程当中均存在明显的晶粒细化行为, 而 DRX 机制是影响晶粒细化的主要因素, 为了探究 2 种杯形件成形过程当中的 DRX 机制, 从图 7b、7c 中选取 2 个典型区域进行详细分析 (如图 10a、10c 所示)。

图 10a、10c 分别为变形晶粒 G1 和 G2, 图 10b、10d 则分别显示了晶粒 G1 和 G2 当中的箭头 AB 和 CD 的点对点和点对原点的取向差角变化。在变形过程当中, 晶粒内部的晶格旋转, 就会导致点对点的取向偏差改变。从图 10 中可知, G1 和 G2 晶粒的晶界处呈现向内凹陷的锯齿形状, 这是由于再结晶晶粒在晶界处形核长大, 再结晶晶粒晶界向变形晶粒内部弓出导致的, 这是不连续动态再结晶 (discontinuous dynamic recrystallization, DDRX) 的典型特征<sup>[18,20]</sup>。此外, 在所提取的晶粒 G1 和 G2 当中, 可以看到, 其晶粒内部

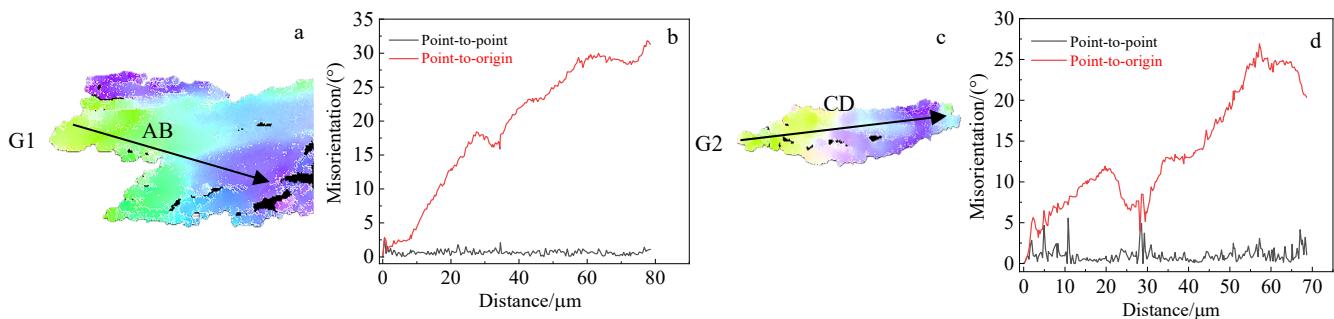


图 10 从 CBE-II 和 RBE-II 当中提取的晶粒以及沿箭头 AB 和 CD 的点对点和点对原点的取向差角变化

Fig.10 Extracted grains G1 (a) and G2 (c) from CBE-II and RBE-II; point-to-point and point-to-origin misorientations along arrows AB (b) and CD (d)

有明显的颜色分布不均匀的情况。通过测量沿箭头方向的取向角差可以看到: 随着位错累积, LAGBs 逐渐转变为 HAGBs, 这表明在 CBE 和 RBE 的过程当中均发生了连续动态再结晶 (continuous dynamic recrystallization, CDRX) [18,20]。综上, CBE 和 RBE 杯形件成形过程中发生的再结晶机制为 DDRX 和 CDRX 2 种。

### 3 结 论

1) 在变形的过程当中, CBE 和 RBE 杯形件不同区域当中的 LPSO 相均出现了不同程度扭折、破碎等行为。并且在 CBE 和 RBE 杯形件的 I 区到 II 区到 III 区中, LPSO 层片状相的扭折行为加剧、LPSO 块状相的破碎程度加剧。值得注意的是, 在 RBE-III 区域当中, 层片相基本消失不见, 仅有破碎小的块状相和  $\beta$  相分布于细晶周围分布, 其可以通过 PSN 机制促进 DRX, 并且还可以通过钉扎效应来抑制晶粒的长大。

2) 传统反挤压 CBE 和旋转反挤压 RBE 的微观结构从边部到中部到心部有相同的变化规律, 即从边部到中部到心部, 其细晶数目不断增加, 动态再结晶分数不断增加。其中当属 RBE 心部区域的晶粒细化程度最为明显, 再结晶含量可达 98.1%, 平均晶粒尺寸为 2.5  $\mu\text{m}$ 。

3) 在 CBE 和 RBE 杯形件成形过程当中均发生了不同程度的再结晶, 其再结晶机制均为连续动态再结晶 CDRX 和不连续动态再结晶 CDRX 2 种。

4) 在 2 种杯形件的相同区域处, RBE 杯形件中的 LPSO 相的破碎程度远远大于 CBE, 且 RBE 杯形件中的晶粒尺寸也远比 CBE 杯形件的小。

### 参考文献 References

- [1] Xue Yong(薛 勇), Zheng Jie(郑 杰), Yan Zhaoming(闫钊鸣) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1583
- [2] Su Hui(苏 辉), Chu Zhibing(楚志兵), Xue Chun(薛 春) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3446
- [3] Cao Xia(曹 霞), Xu Ji(徐 吉), Yang Bowen(杨博文) et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(4): 1238
- [4] Hu Hongjun(胡红军). Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 416
- [5] Wang Zixuan, Zheng Jie, Jia Leichen et al. Journal of Materials Research and Technology[J], 2022, 20: 2771
- [6] Zhao Jingqi, Guo Haoshan, Luo Tengteng et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 928: 167199
- [7] Li Jiyu, Wang Fulin, Zeng Jian et al. Materials Characterization[J], 2022, 193: 112326
- [8] Li Bing, Teng Bugang, Chen Guanxi. Materials Science and Engineering A[J], 2019, 744: 396
- [9] Yu Jianmin, Zhang Zhimin, Xu Ping et al. Materials Letters[J], 2020, 265: 127384
- [10] Duan Yali, Yu Jianmin, Dong Beibei et al. Materials[J], 2022, 15(3): 1057
- [11] Zheng Jie, Liu Liang, Liu Waner et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2022, 926: 166920
- [12] Che Xin, Dong Beibei, Wang Qiang et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2021, 854: 156264
- [13] Che Xin, Wang Qiang, Duan Xingwang et al. Metals and Materials International[J], 2023, 11: 3273
- [14] Meng Yingze, Yu Jianmin, Zhang Guanshi et al. Journal of Magnesium and Alloys[J], 2020, 8(4): 1228
- [15] Liu Chao, Ji Jinsheng, Zheng Jie et al. Journal of Materials Research and Technology[J], 2023, 23: 391
- [16] Chen Zhe, Zheng Jie, Zhang Zhimin et al. Journal of

- Materials Processing Technology*[J], 2023, 319: 118081
- [17] Yan Lin, Zhang Zhimin, Xue Yong *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 906: 164406
- [18] Zhang Guanshi, Meng Yingze, Yan Fafa *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 815: 152452
- [19] Meng Yingze, Yu Jianmin, Liu Kai *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 828: 154454
- [20] Yan Lin, Zhang Zhimin, Li Guojun *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 877: 160229

## Differential Study on the Effect of Rotary Back-extrusion and Conventional Back-extrusion on the Microstructure of Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy Cuprates

Xu Jian, Qiao Weidong, Yan Zhaoming, Xue Yong

(School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, China)

**Abstract:** Different cuprates of Mg-9Gd-4Y-2Zn-0.5Zr (wt%) alloys were prepared by conventional backward extrusion (CBE) and rotational backward extrusion (RBE) processes. The corresponding regions of the different cuprates were characterized by OM, SEM, EBSD and other testing methods. The results show that the grain refining ability of RBE is much stronger than that of CBE, and the grain refining effect in the heart of RBE is the best, and the content of dynamic recrystallization (DRX) in the RBE-III region can be up to 98.1%, with an average grain size of 2.5  $\mu\text{m}$ . The texture weakening ability of RBE is also better than that of CBE, and the texture strength of the core can be weakened to 1.258. In the RBE cups, the degree of crushing of the LPSO phase is also larger than that of CBE, and the distribution of the second phase ( $\beta$  phase) is more uniform, and the precipitated  $\beta$  phase can promote DRX through the mechanism of particles simulated nucleation (PSN) and restrain the growth of the grains through the pinning effect. In CBE and RBE cup molding processes, the dynamic recrystallization mechanism is the same, which is continuous dynamic recrystallization (CDRX) and discontinuous dynamic recrystallization (DDRX).

**Key words:** rotary back-extrusion; cuprates; Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy; dynamic recrystallization; LPSO phase

---

Corresponding author: Xue Yong, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, P. R. China, Tel: 0086-351-3921398, E-mail:yongxue395@163.com