



旋转摩擦挤压法制备 Al-Mg 合金的组织 and 力学性能

涂文斌^{1,2}, 徐卫平², 陈 绅^{2,3}, 胡锦涛², 邢 丽²

(1. 南昌航空大学 江西省金属材料微结构调控重点实验室, 南昌 330063;

2. 南昌航空大学 轻合金加工科学与技术国防重点实验室, 南昌 330063;

3. 中国航发南方工业有限公司, 株洲 412002)

摘 要: 采用旋转摩擦挤压法(RFE)制备了不同 Mg 含量的 Al-Mg 铝合金, 对其进行力学性能测试和显微组织观察。结果表明: 退火态的 5A06 基材经 RFE 加工后, 晶粒明显细化, 抗拉强度和伸长率同时提高。采用 5A06 和 AZ31B 为基材经 RFE 加工制备 Al-Mg 合金后, 合金抗拉强度随 Mg 含量的增加而增加, 但伸长率却随合金 Mg 含量的增加而降低; 高 Mg 含量的 Al-Mg 合金晶粒可进一步细化, 这是由于高 Mg 含量的 Al-Mg 合金中存在 Al_3Mg_2 相, 可以作为动态再结晶的形核点, 促进动态再结晶。然而, Al_3Mg_2 相的存在会降低合金的伸长率。

关键词: Al-Mg 合金; 旋转摩擦挤压; 晶粒; Al_3Mg_2 相

文章编号: 1004-0609(2022)-01-0131-08

中图分类号: TG146

文献标志码: A

引文格式: 涂文斌, 徐卫平, 陈 绅, 等. 旋转摩擦挤压法制备 Al-Mg 合金的组织 and 力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(1): 131-138. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36700

TU Wen-bin, XU Wei-ping, CHEN Shen, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys fabricated by rotational friction extrusion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(1): 131-138. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36700

Al-Mg(5xxx 系)合金由于密度低、成形性高且耐蚀性较好, 在汽车、船舶等制造工业领域具有广泛的应用前景^[1-3]。但该系合金为不可热处理强化铝合金, 存在硬度和强度低等不足。随着工业发展对材料性能提高的进一步迫切需求, 提高 Al-Mg 合金的力学性能越来越重要。目前, 提高 Al-Mg 合金力学性能的主要方法有添加稀土元素进行变质处理和采用剧烈变形(SPD)引入位错等缺陷, 通过细化晶粒来提高合金的综合力学性能。常用的 SPD 方法主要有向锻压^[4-5]、累计叠轧技术(ARB)^[6-7]及等通道挤压技术(ECAP)^[8-9]等。

搅拌摩擦加工(Friction stir processing, FSP)是在搅拌摩擦焊(Friction stir welding)基础上发展而来

的一种大塑性变形细化晶粒的新方法, 由于该方法具有操作简单、无污染、成本低廉等优点而被用于对材料表面改性、加工及复合材料制备^[10-12]。陈雨等^[13]对 5083-O 铝合金采用多道次 FSP 加工, 发现随加工道次的增加, 加工区内部缺陷减少, 晶粒进一步细化, 力学性能得到提高。刘奋成等^[14]采用 FSP 制备了 CNTs/7075 铝基复合材料, 发现搅拌加工区的材料晶粒细小, CNTs 的添加能进一步细化晶粒。由于 FSP 加工的区域较小, 无法制备全尺寸的材料, 极大地限制了 FSP 技术工程化的应用。

为克服 FSP 难以制备全尺寸材料的缺点, 旋转摩擦挤压法(Rotational friction extrusion, 简称 RFE)是基于 FSP 原理通过高速旋转搅拌棒与材料接触产

基金项目: 江西省金属材料微结构调控重点实验室开放基金资助项目(EJ202003430); 南昌航空大学博士启动基金资助项目(EJ202003425)

收稿日期: 2021-02-25; **修订日期:** 2021-06-01

通信作者: 邢 丽, 教授; 电话: 13576103681; E-mail: xingli_59@126.com

生的摩擦热促使材料达到塑化状态，在顶杆挤压共同作用下实现材料成形的新方法。目前，采用 RFE 法成功制备出 CNTs/Al 和 CNTs/Mg 复合材料，分析了不同系列铝合金和镁合金作为基体的 CNTs 增强金属基复合材料的显微组织和力学性能，并取得了初步进展^[15-18]，但用此方法制备的 Al-Mg 合金的显微组织和力学性能尚不清楚。因此，本研究用 RFE 法制备 Al-Mg 合金，采用 SEM 和 EBSD 技术对合金的微观组织进行观察和分析，探索合金显微组织的演变规律，并测试 Al-Mg 合金的力学性能，以期 RFE 法制备 Al-Mg 合金材料的应用推广起到促进作用。

1 实验

试验所用基材为 5A06 铝合金和 AZ31B 镁合金，两种合金状态均为退火态。其化学成分如表 1 和表 2 所示。5A06 基材经旋转摩擦挤压加工后定义为 5A06-RFE 态。制备 Al-Mg 合金时，通过添加不同体积的 AZ31B 合金制备不同镁含量(体积分数)的 Al-Mg 合金。本文中制备了两种添加 AZ31B 合金(体积分数分别为 5%和 10%)的 Al-Mg 合金，分别以 Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 表示。

试验采用本课题组自制研发的旋转摩擦挤压设备制备 Al-Mg 合金，其工作原理如图 1 所示。将原材料放入挤压型腔两侧，在两侧挤压块挤压力 F 的作用下将原材料压向模具中心搅拌头处，原材料与高速旋转的搅拌棒摩擦产生热量，使接触的金属温度升高而发生塑化。塑化的金属在搅拌棒和挤压力 F 的共同作用下，晶粒破碎、混合，并经历高速塑性挤压变形，从模具中心出料口挤出得到混合均匀的材料。本试验制备 Al-Mg 合金选用的旋转速度

为 330 r/min，挤压速度为 0.28 cm/s，采用线切割对挤出的棒材进行取样，其中 RD 表示顶杆挤压方向，TD 表示试样挤出方向，ND 表示垂直于材料表面方向。

采用 D8ADVANCE 型 X 射线分析基材以及 RFE 制备出的 Al-Mg 合金相组成的变化。设备采用的辐射源为 Cu 靶($\lambda=0.154178$ nm)，工作电压 40 kV，采集速率为每步 0.1 s，扫描角度 2θ 为 $20^{\circ}\sim80^{\circ}$ ，以连续扫描方式扫描两次。

采用 Gemini SEM 300 型场发射扫描电镜并配备 HKL-EBSD 系统对合金的第二相粒子分布与晶粒进行分析。用于 SEM 观察的试样，先经机械打磨、再经机械抛光，然后进行观察；用于 EBSD 观察的试样则需要机械抛光后在 30%硝酸+70%甲醇的电解液中进行电解抛光，抛光时的电压为 15 V，时间为 15~20 s，温度约为 3℃。EBSD 测试过程的步长为 0.6 μm 。EBSD 测试后的原始数据通过 HKL Technology Channel 5 图像处理软件处理得到试样晶粒特征。

拉伸测试在 WDS-100 型电子万能试验机上进行，拉伸速率为 1.0 mm/min，获得不同合金的抗拉强度和伸长率。

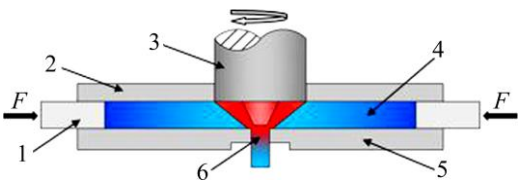


图 1 RFE 原理示意图

Fig. 1 Principle diagram of RFE: 1—Press block; 2—Cover plate; 3—Stir tool; 4—Sample; 5—Squeeze mold; 6—Out port

表 1 5A06 铝合金成分

Table 1 Composition of 5A06 aluminum alloy (mass fraction, %)

Al	Mg	Si	Cu	Zn	Mn	Ti	Fe	Be
Bal.	5.8–6.8	0.40	0.10	0.20	0.5–0.8	0.02–0.1	0.4	0.0001–0.0005

表 2 AZ31B 镁合金成分表

Table 2 Composition of AZ31B magnesium alloy (mass fraction, %)

Mg	Al	Si	Ca	Zn	Mn	Fe	Cu	Ni
Bal.	2.5–3.5	0.08	0.04	0.6–1.4	0.2–1.0	0.003	0.01	0.001

2 实验结果

2.1 力学性能分析

图 2 所示为不同状态 Al-Mg 合金的应力-应变曲线和抗拉强度及伸长率曲线。从图 2 中可以看出, 5A06 基材的抗拉强度和伸长率分别为 190.9 MPa 和 9.5%。经 RFE 加工后, 5A06-RFE 合金的抗拉强度和伸长率上升为 275.5 MPa 和 10.3%, RFE 加工能够同时增加 5A06 基材的抗拉强度和伸长率。随着 RFE 制备的 Al-Mg 合金中 Mg 含量增加, Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 合金的抗拉强度分别增加到 308.4 MPa 和 332.6 MPa, 而伸长率则分别降低到 3.0% 和 2.8%。

图 3 所示为各合金拉伸断口形貌的 SEM 像。从图 3(a)中可以看出, 5A06 基材断面呈现高低不平, 能看到大量的撕裂棱, 断口中分布大量的韧窝, 表现为典型的韧性断裂特征。经旋转摩擦挤压加工后, 5A06-RFE 合金拉伸断口中同样分布大量韧窝, 且韧窝的尺寸小于原始 5A06 基材, 但韧窝的密度

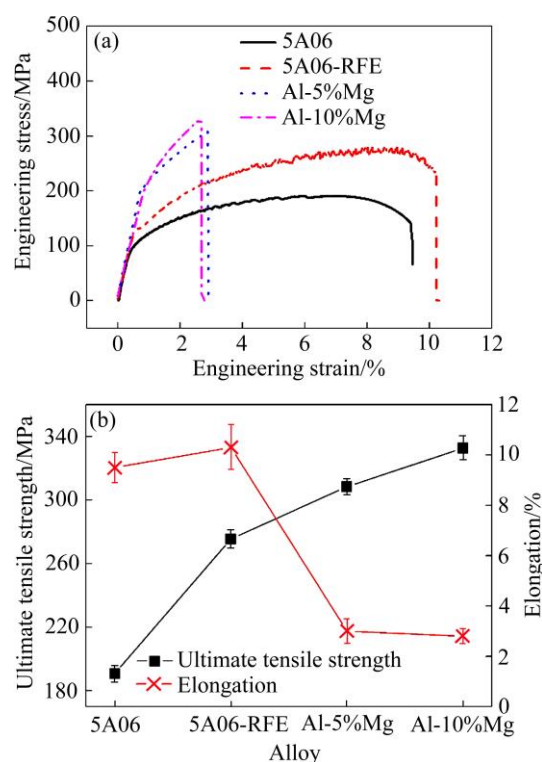


图 2 不同状态 Al-Mg 合金的应力-应变曲线和抗拉强度及伸长率曲线

Fig. 2 Tensile curves(a), ultimate tensile strength and elongation curves(b) of different Al-Mg alloys

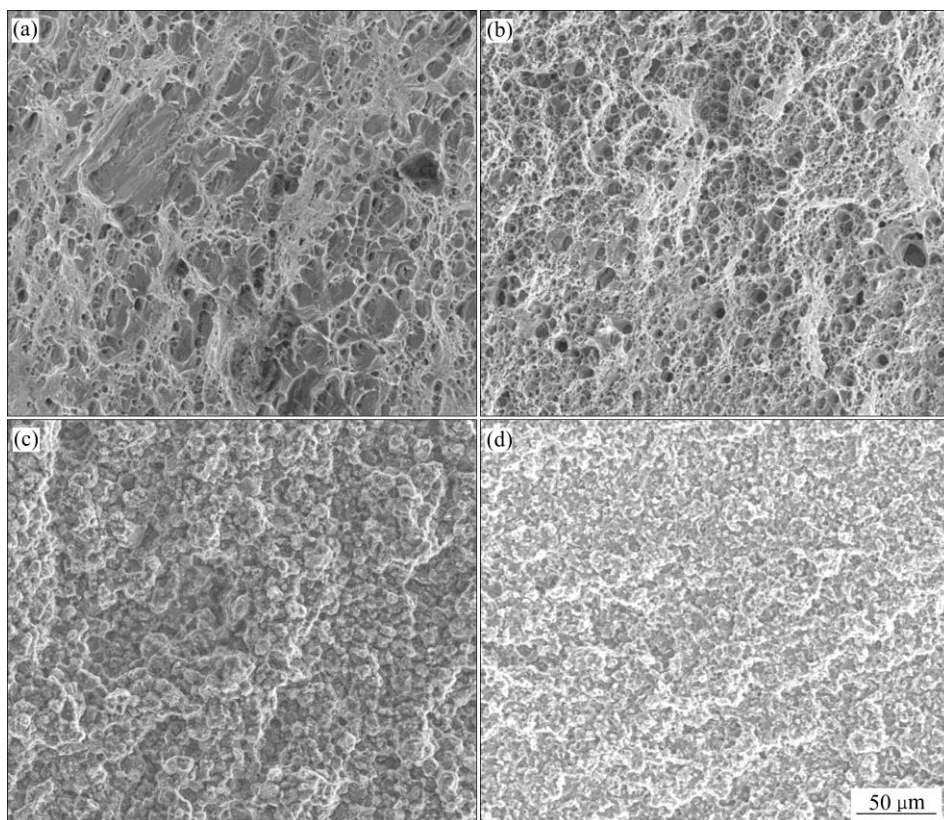


图 3 不同状态 Al-Mg 合金的拉伸断口形貌

Fig. 3 Fracture surfaces morphologies of different Al-Mg alloys: (a) 5A06; (b) 5A06-RFE; (c) Al-5%Mg; (d) Al-10%Mg

明显大于原始 5A06 基材。5A06-RFE 合金同样表现为韧性断裂特征。随着 RFE 制备的 Al-Mg 合金中 Mg 含量增加, Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 合金的断口出现分层现象, 呈现台阶状, 未发现明显的韧窝, 具有明显的脆性准解理断裂特征, 与这两种合金具有较低的伸长率结果相一致。

2.2 晶粒组织表征

不同状态合金的晶粒取向成像图如图 4 所示。从图 4(a)中可以看出, 退火态的 5A06 原始基材晶粒较为粗大, 且晶粒尺寸分布不均匀, 其晶粒平均直径为 23.2 μm 。经 RFE 加工后, 5A06-RFE 合金晶粒明显细化, 且晶粒尺寸分布均匀, 晶粒平均直径为 12.5 μm 。当 Al-Mg 合金的 Mg 含量增加后, Al-5%Mg 合金的晶粒平均直径为 12.1 μm , 相比 5A06 基材, 晶粒同样明显细化, 但与 5A06-RFE 合金相比, 其晶粒尺寸下降不明显。随着 Mg 含量的进一步增加, Al-10%Mg 合金的晶粒尺寸进一步减小, 其晶粒平均直径下降至 5.1 μm 。

2.3 XRD 分析

图 5 所示为不同状态合金的 XRD 谱。由图 5 可知, 5A06 基材和 AZ31B 基材的 XRD 谱中分别只存在 $\alpha(\text{Al})$ 和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体的衍射峰, 未观察到其他相的衍射峰。当 5A06 基材和 AZ31B 基材经 RFE 加工制备出 Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 合金后, Al-10%Mg 合金的 XRD 谱中除了观察到 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体的衍射峰外, 同时还观察到了 Al_2Mg_3 相的衍射峰, 但 Al-5%Mg 合金的 XRD 谱中未观察到 Al_2Mg_3 相的衍射峰, 只观察到 $\alpha(\text{Al})$ 的衍射峰。

2.4 Al-Mg 合金中第二相表征

图 6 所示为 5A06 基材、AZ31B 及 Al-10%Mg 合金的 SEM 像。从图 6(a)和(b)中可以看出, 对各合金中的第二相粒子的 EDS 结果如表 3 所示。AZ31B 合金基体中主要为 $\alpha\text{-Mg}$ 相, 5A06 基材中主要为 $\alpha(\text{Al})$ 相, 但在晶界处还存在如特征粒子 B 所示的不规则的第二相颗粒。根据如表 3 所示的 EDS 结果, 推测此粒子为 FeAl_3 相, Fe 元素为材料

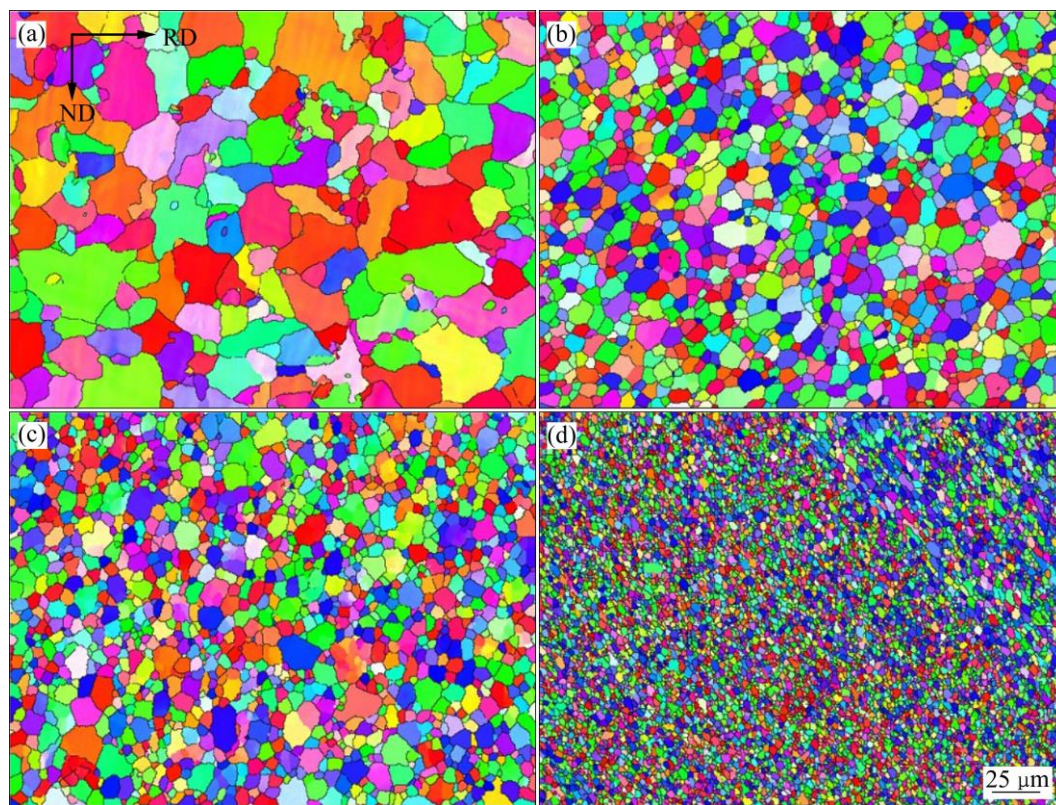


图 4 不同状态 Al-Mg 合金的取向成像图

Fig. 4 IPF maps of different Al-Mg alloys: (a) 5A06; (b) 5A06-RFE; (c) Al-5%Mg; (d) Al-10%Mg

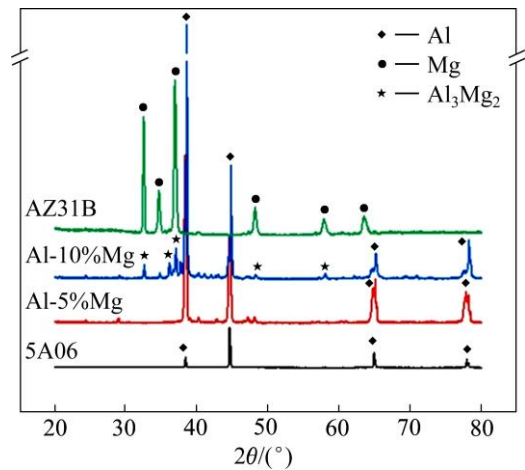


图 5 不同状态 Al-Mg 合金的 XRD 谱
Fig. 5 XRD patterns of different Al-Mg alloys

中的杂质元素。Al-10%Mg 合金基体中的第二相颗粒明显增多, 如图 6(c)所示。对图 6(c)中的特征粒子 A~G 进行高倍放大并进行 EDS 分析, 发现 Al-10%Mg 合金中还存在一种白色条状粒子(见图 6(d))。根据对粒子的成分分析, 推测此粒子为 Al_3Mg_2 相。

表 3 图 6 中特征粒子的 EDS 结果

Table 3 EDS results of typical particles shown in Fig. 6

Point	Mass fraction/%			Possible phase
	Al	Mg	Fe	
A	93.72	6.28	—	$\alpha(\text{Al})$
B	56.83	—	43.17	FeAl_3
C	2.83	97.17	—	$\alpha\text{-Mg}$
D	52.74	—	47.26	FeAl_3
E	88.36	11.64	—	$\alpha(\text{Al})$
F	66.54	33.46	—	Al_3Mg_2
G	78.83	21.27	—	$\text{Al}+\text{Al}_3\text{Mg}_2$

3 分析与讨论

铝合金是高层错能金属, 热变形过程中全位错难以分解; 其位错易通过攀移、滑移、交滑移快速地进行动态回复, 在晶粒内部形成小角度亚晶; 小角度亚晶的取向差随变形程度的增加而逐渐增大, 随后转变为大角度晶界的再结晶晶粒, 发生连续动态再结晶。从图 4(a)中可以看出, 原始退火态 5A06

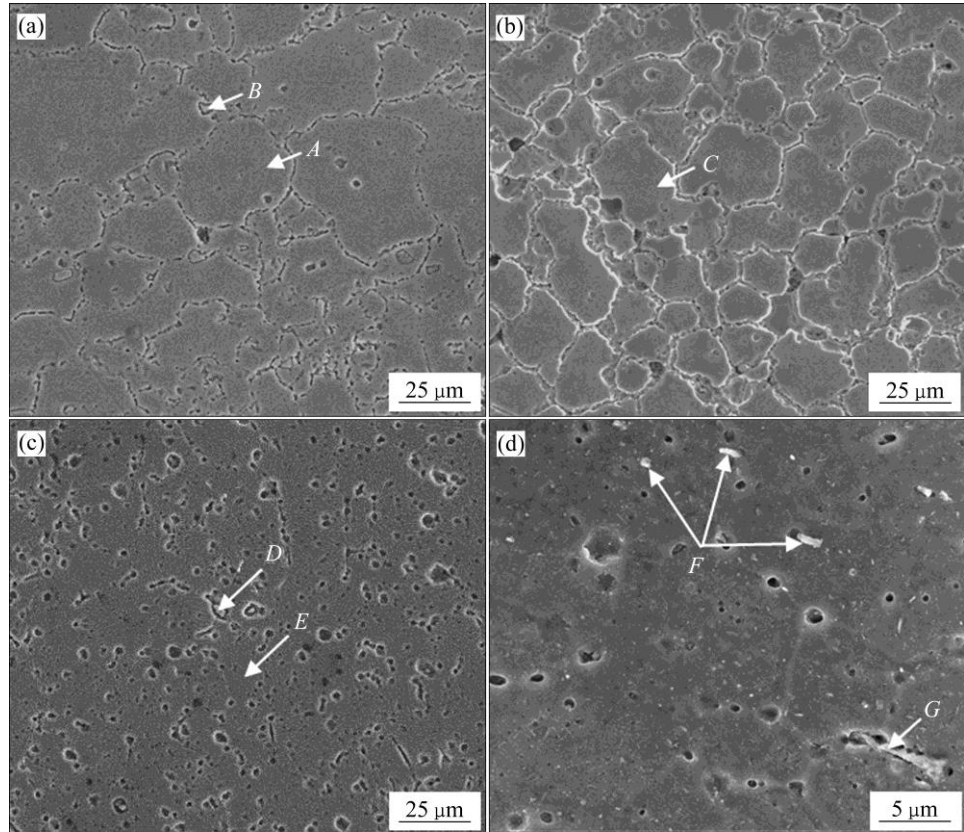


图 6 不同状态 Al-Mg 合金的 SEM 像
Fig. 6 SEM images of different Al-Mg alloys: (a) 5A06; (b) AZ31B; (c) Al-10%Mg; (d) High magnification of Al-10%Mg

基材的晶粒较为粗大,经 RFE 加工后,在摩擦热和塑性变形的作用下发生动态再结晶,晶粒明显细化,尺寸由退火态的 23.2 μm 降低至 12.5 μm 。晶粒的细化会对合金的力学性能产生重要的影响。合金的强度和晶粒尺寸一般符合 Hall-Petch 公式^[19]:

$$\sigma_g = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

式中: σ_g 为材料的强度; σ_0 和 k 是与材料性能相关的两个常数; d 为晶粒尺寸。由式(1)可知,晶粒尺寸的减小将会增加材料的强度,这与 5A06-RFE 材料的强度高于 5A06 基材的结果相一致。此外,晶粒细化后,单位体积晶界的数量增加,在同样塑性变形量下,变形可分散在更多的晶粒内进行;每个晶粒中塞积的位错减少,降低了晶界上的应力集中,材料可以承受更大的塑性变形,从而使得 5A06-RFE 材料的伸长率高于原始基材,如图 2 所示。5A06-RFE 试样拉伸断口具有更多的细小韧窝,如图 3(a)~(b)所示,表明其韧性高于原始的 5A06 基材,这与 RFE 加工提高 5A06 材料伸长率的结果相一致。

对于 5A06 基材添加不同 Mg 含量经 RFE 加工制备出 Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 合金后,发现合金强度随 Mg 含量的增加而增大,但伸长率却随 Mg 含量的增加而降低,如图 2 所示。由 Al-Mg 相图可知, Mg 在 Al 中最大固溶度为 17.4%。随温度的下降, Mg 的固溶度下降, 100 $^{\circ}\text{C}$ 时 Mg 在 Al 中的固溶度低于 2%。RFE 加工时,材料的温度可达到 400~430 $^{\circ}\text{C}$ ^[20],推测此温度下 Mg 在 Al 中的最大固溶量在 11%以上。Al-5%Mg 和 Al-10%Mg 合金在 RFE 加工时有更多的 Mg 固溶入铝基体中,固溶的 Mg 原子阻止晶界的移动而细化晶粒。更为重要的是,添加过量的 Mg 容易在 Al 基体中形成粗大的 Al_3Mg_2 相,由图 6(d)中的白色条状第二相粒子可证实 Al_3Mg_2 相的存在。同时,还可从图 5 所示的 XRD 谱中 Al_3Mg_2 相的衍射峰可知, Al-10%Mg 合金中存在 Al_3Mg_2 相,但 Al-5%Mg 合金中并未见 Al_3Mg_2 相的衍射峰,推测其 Al_3Mg_2 相产生较少而没有被检测到。CHOI 等^[21]采用 JMatPro 模拟发现 Al_3Mg_2 相固溶入 Al 基体中需要温度高于 470 $^{\circ}\text{C}$ 。因此,旋转摩擦挤压加工过程的温度不足以将 Al_3Mg_2 相回溶入铝基体中,导致粗大 Al_3Mg_2 相作为动态再结晶的形核点,产生粒子刺激形核效应(PSN),促

进动态再结晶而细化晶粒。在随后的缓慢的冷却过程中, Al_3Mg_2 相还可以阻碍冷却过程中的静态再结晶的晶粒长大,使得合金的晶粒尺寸随 Mg 含量的增加而减小,从而导致强度随合金中 Mg 含量的增加而增大。但 Al_3Mg_2 相是一种硬脆相,其出现对合金的塑性不利,引起合金的伸长率随 Mg 含量的增加而降低,呈现脆性断裂的特征形貌,如图 3(c)~(d)所示。

4 结论

1) 5A06 基材经 RFE 加工后,晶粒尺寸从 23.2 μm 下降到 12.5 μm ,强度和伸长率分别从 190.9 MPa 和 9.5%增加至 275.5 MPa 和 10.3%。当 5A06 基材添加 Mg 经 RFE 制备成含 5%Mg 和 10%Mg(体积分数)的合金后,合金的晶粒尺寸随着 Mg 含量增加逐渐减小至 5.1 μm ,抗拉强度增大至 332.6 MPa,但伸长率却降低至 2.8%。

2) 5A06 基材经 RFE 加工后,基体中主要存在 $\alpha(\text{Al})$ 相;但含 10%Mg 的合金中不仅存在 $\alpha(\text{Al})$ 相,还存在 Al_3Mg_2 相。 Al_3Mg_2 相在 RFE 加工过程中,作为材料动态再结晶的形核点,促进材料动态再结晶,并在随后冷却过程中抑制晶粒的长大,从而进一步细化晶粒。然而, Al_3Mg_2 相的存在会降低 RFE 加工后 Al-Mg 合金的伸长率。

REFERENCES

- [1] 王鸿波,何昌协. 铝合金车身板材在汽车轻量化中的应用[J]. 世界有色金属, 2018(7): 186-187.
WANG Hong-bo, HE Chang-xie. Applications of aluminum alloy body plates for autolight weight[J]. World Nonferrous Metals, 2018(7): 186-187.
- [2] 李 龙, 夏承东, 宋友宝, 等. 铝合金在新能源汽车工业的应用现状及展望[J]. 轻合金加工技术, 2017, 45(9): 18-25, 33.
LI Long, XIA Cheng-dong, SONG You-bao, et al. Application status and outlook of aluminum alloys in new energy vehicles[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2017, 45(9): 18-25, 33.
- [3] 何泽洲, 鲁世红, 王亦金, 等. 国产 5083 铝合金复杂零件超塑性成形工艺研究[J]. 热加工工艺, 2018, 47(17):

- 112–116.
- HE Ze-zhou, LU Shi-hong, WANG Yi-jin, et al. Research on superplastic forming technology of complex part of 5083 aluminum alloy made in China[J]. Hot Working Technology, 2018, 47(17): 112–116.
- [4] ZHAO J, DENG Y, ZHANG J, et al. Effect of temperature and strain rate on the grain structure during the multi-directional forging of the Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 756: 119–128.
- [5] SITDIKOV O, GARIPPOVA R, AVTOKRATOVA E, et al. Effect of temperature of isothermal multidirectional forging on microstructure development in the Al-Mg alloy with nano-size aluminides of Sc and Zr[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 746: 520–531.
- [6] TSUJI N, IWATA T, SATO M, et al. Aging behavior of ultrafine grained Al-2wt%Cu alloy severely deformed by accumulative roll bonding[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2004, 5: 173–180.
- [7] SAITO Y, TSUJI N, UTSUNOMIYA H, et al. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process[J]. Scripta Materialia, 1998, 39(9): 1221–1227.
- [8] SITDIKOV O, SAKAI T, AVTOKRATOVA E, et al. Grain refinement in a commercial Al-Mg-Sc alloy under hot ECAP conditions[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 444: 18–30.
- [9] CHANG J, YOON J, KIM G. Development of submicron sized grain during cyclic equal channel angular pressing[J]. Scripta Materialia, 2001, 45(3): 347–354.
- [10] 高 兵, 陈 雨, 丁 桦. 搅拌摩擦加工参数对 5083 铝合金组织性能的影响[J]. 材料与冶金学报, 2015, 14(2): 139–143, 148.
- GAO Bing, CHEN Yu, DING Hua. Influence of friction stir processing parameters on structure properties of 5083 aluminum alloy[J]. Journal of Materials and Metallurgy, 2015, 14(2): 139–143, 148.
- [11] 陈菲菲, 黄宏军, 薛 鹏, 等. 搅拌摩擦加工超细晶材料的组织和力学性能研究进展[J]. 材料研究学报, 2018, 32(1): 1–11.
- CHENG Fei-fei, HUANG Hong-jun, XUE Peng, et al. Research progress on microstructure and mechanical properties of friction stir processed ultrafine-grained materials[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2018, 32(1): 1–11.
- [12] 俞良良, 郑 张, 王快社, 等. 搅拌摩擦加工对 AZ31 镁合金微观组织及力学性能的影响[J]. 材料导报, 2018, 32(8): 1289–1293.
- YU Liang-liang, ZHANG Zheng, WANG Kuai-she, et al. Effect of friction stir processing on microstructure and mechanical properties of AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Reports, 2018, 32(8): 1289–1293.
- [13] 陈 雨, 李晓华, 付明杰, 等. 多道次搅拌摩擦加工对 5083-O 铝合金组织性能的影响[J]. 东北大学学报(自然科学版), 2014, 35(10): 1422–1426.
- CHEN Yu, LI Xiao-hua, FU Ming-jie, et al. Effect of multi-pass friction stir processing on microstructures and mechanical properties of 5083-O aluminum alloy[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 2014, 35(10): 1422–1426.
- [14] 刘奋成, 熊其平, 钱 涛, 等. 旋转摩擦挤压加工 CNTs/Al 复合材料的线材组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(1): 112–117.
- LIU Fen-cheng, XIONG Qi-ping, QIAN Tao, et al. Microstructures and properties of CNTs/Al matrix composites prepared by rotational friction extruded processing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(1): 112–117.
- [15] 邢 丽, 朱杜桥, 徐卫平, 等. 旋转摩擦挤压 7075 铝合金组织及第二相形貌[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(7): 1361–1368.
- XING Li, ZHU Du-qiao, XU Wei-ping, et al. Microstructure and second phase morphology of rotational friction extruding 7075 Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(7): 1361–1368.
- [16] 简园园, 邢 丽, 柯黎明, 等. 旋转摩擦挤压法制备 CNTs/Mg 复合材料的组织和力学性能[J]. 材料导报, 2017, 31(S1): 117–120, 124.
- JIAN Yuan-yuan, XING Li, KE Li-ming, et al. The microstructure and mechanical properties of CNTs/Mg composites fabricated by rotational friction extrusion[J]. Materials Review, 2017, 31(S1): 117–120, 124.
- [17] 邢 丽, 倪圆苹, 徐卫平, 等. 基于旋转摩擦挤压法制备 CNTs/Al 复合材料的显微组织[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(10): 2012–2019.
- XING Li, NI Yuan-ping, XU Wei-ping, et al. Microstructure of CNTs/2024Al composites prepared by rotational friction

- extrusion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(10): 2012–2019.
- [18] 樊浩, 邢丽, 叶寅, 等. 旋转摩擦挤压制备 MWCNTs/Al 复合材料的组织及磨损性能[J]. 材料工程, 2016, 44(10): 47–53.
- FAN Hao, XING Li, YE Yin, et al. Microstructure and tribological property of MWCNTs/Al composites by rotational friction extrusion process[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(10): 47–53.
- [19] LI Z, ZHAO P, JIA Z, et al. Effects of Mg and Si contents on the microstructure and mechanical properties of AA6014 alloys in T4P and T6P temper[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 740/741: 187–200.
- [20] 熊其平. 碳纳米管增强铝基复合材料挤压线材的性能研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2014.
- XIONG Qi-ping. Study on the properties of extruded wire carbon nanotubes reinforced aluminum composites[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2014.
- [21] CHOI I K, CHO S H, KIM S J, et al. Improved corrosion resistance of 5xxx aluminum alloy by homogenization heat treatment[J]. Coatings, 2018, 8(1): 39.

Microstructure and mechanical properties of Al-Mg alloys fabricated by rotational friction extrusion

TU Wen-bin^{1,2}, XU Wei-ping², CHEN Shen^{2,3}, HU Jin-yang², XING Li²

(1. Key Laboratory for Microstructural Control of Metallic Materials of Jiangxi Province, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

2. National Defense Key Disciplines Laboratory of Light Alloy Processing Science and Technology, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

3. AECC South Industry Company, Zhuzhou 412002, China)

Abstract: The Al-Mg aluminum alloys with different Mg contents were prepared by rotational friction extrusion (RFE). Their mechanical properties were tested and the microstructures were observed. The results show that the grains of the annealed 5A06 substrate after RFE processing are significantly refined. The ultimate tensile strength and elongation both increase. While the tensile strengths of Al-Mg alloys using the 5A06 and AZ31B as raw materials after RFE processing increase as the addition of Mg content increases, but the elongations decrease. Meanwhile, the grains of the Al-Mg alloy with high Mg content after RFE processing are further refined. The reason is due to the formation of Al_3Mg_2 phase in the Al-Mg alloy with high Mg content. The Al_3Mg_2 phase as the nucleation site of dynamic recrystallization, can promote the process of dynamic recrystallization. However, the existence of Al_3Mg_2 will reduce the elongation of Al-Mg alloys.

Key words: Al-Mg alloy; rotational friction extrusion; grain; Al_3Mg_2 phase

Foundation item: Project(EJ202003430) supported by the Open Fund of the Key Laboratory for Microstructural Control of Metallic Materials of Jiangxi Province, China; Project(EJ202003425) supported by the PhD Start-up Fund of Nanchang Hangkong University, China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2021-06-01

Corresponding author: XING Li; Tel: +86-13576103681; E-mail: xingli_59@126.com

(编辑 何学锋)