

搅拌摩擦加工低镁 Al-Mg-Sc-Zr 合金组织及高应变速率超塑性

梅霖¹, 孙永波², 谢靖², 陈兴品²

(1. 广西科技大学 广西智能汽车多维信息融合重点实验室, 广西 柳州 545006)

(2. 重庆大学 轻合金材料国际合作联合实验室, 重庆 400044)

摘要: 研究了搅拌摩擦加工速比因子对 Al-3Mg-0.1Sc-0.1Zr 合金显微组织、显微硬度和超塑性能的影响。结果表明, 随着速比因子和热输入的增加, 搅拌区面积增大, 晶粒尺寸变大, 动态再结晶更加充分, 而搅拌区硬度峰值降低。不同速比因子加工的合金在温度为 475 °C、应变速率为 10^{-2} s^{-1} 的条件下进行拉伸实验时均发生高应变速率超塑性, 并观察到 3 种类型的真应力-真应变曲线。其中速比因子为 4 的合金延伸率最高, 达到 2500%, 且在拉伸断裂前产生明显的应变硬化, 这将改善常见的超塑性成形后期应力软化流失现象, 表现出较高的工程应用价值。优异的超塑性主要归因于热稳定性好的等轴细晶以及高比例的大角度晶界组织, 基于晶粒长宽比、孔洞演变以及断口侧面形貌分析, 各速比因子下合金超塑性变形的主要机制为晶界滑移。

关键词: Al-Mg-Sc-Zr 合金; 搅拌摩擦加工; 速比因子; 高应变速率超塑性; 晶界滑移

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1716-08

1 引言

Al-Mg 合金因具有中等的强度、良好的耐腐蚀性能以及可焊接性能等被广泛应用于航空航天、汽车及海事等领域^[1]。在 Al-Mg 合金中添加微量的 Sc 和 Zr 元素, 铸造过程中与铝反应生成细小弥散的 $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ 粒子。这种粒子与基体共格, 热稳定性好, 能提供异质形核细化晶粒组织, 热变形时也能有效钉扎晶界, 阻止再结晶晶粒长大, 对合金产生细晶强化和第二相弥散强化^[2]。在添加微量元素的基础上对该合金进一步塑性变形加工, 使晶粒细化至细晶 ($1\sim 10 \mu\text{m}$)、超细晶 ($<1 \mu\text{m}$), 有望获得更加优异的超塑性, 甚至是低温、高应变速率超塑性 (应变速率达到 10^{-2} s^{-1} 以上)。基于实际生产生活需要, Al-Mg 合金低温、高应变速率超塑性因为其低能源消耗和高生产效率受到重点关注。剧烈塑性变形工艺是有效的细化晶粒的加工途径, 其中搅拌摩擦加工 (friction stir processing, FSP) 工艺具有操作简单、加工材料的微观结构均匀、致密、细化等特点, 可以提升材料的强韧化综合性能, 且容易得到优异的超塑性变形性能^[3-4]。相比等通道角挤压、高压扭转等其他剧烈塑性变形工艺, FSP 加工的合金微观组织中大角度晶界比例更高, 更有利于超塑

性变形, 也得到了广泛的研究和应用。搅拌摩擦加工参数旋转速度和行进速度通过影响热输入对加工板材组织和性能产生重要的影响。一般来说, 搅拌摩擦加工过程对板材的热输入可以通过速比因子 (即旋转速度与行进速度的比, ω/v) 来衡量, 其物理意义为搅拌头沿搅拌摩擦加工方向行进单位长度所旋转的圈数, 速比因子越大, 对板材的热输入值越高^[5]。热输入显著影响搅拌摩擦过程中再结晶程度和晶粒长大, 因此热输入是控制晶粒尺寸的关键。目前对搅拌摩擦加工态 Al-Mg 合金的研究大多数针对中高镁含量 ($>4.5\text{wt}\%$) 的合金, Smolej 等^[6]研究发现, 搅拌摩擦加工的 Al-4.5Mg-0.35Sc-0.15Zr 合金比轧制态合金的超塑性更好, 在温度 500 °C、应变速率为 10^{-2} s^{-1} 时拉伸获得最大伸长率 1890%。该研究还发现, 轧制合金拉伸时应力经过开始阶段的快速上升后逐渐下降, 说明拉伸过程中微观结构不稳定; 搅拌摩擦加工合金拉伸时应力比较恒定, 说明拉伸过程中微观结构很稳定。由此可见, 变形过程中微观结构的稳定是得到优异超塑性的关键。此外, 较高的镁含量使 Al-Mg 合金的应力腐蚀敏感性较大^[7]。因此发展搅拌摩擦加工低镁 ($<3\text{wt}\%$) Al-Mg 合金可以获得更好的耐腐蚀性能, 使合金更稳定

收稿日期: 2025-07-12

基金项目: 广西自然科学基金 (2023GXNSFBA026298); 国家自然科学基金 (52171105, 52361003); 中央高校基本科研业务费专项资金 (2024IAIS-ZD004); 广西科技大学博士基金项目 (21Z25)

作者简介: 梅霖, 男, 1988 年生, 博士, 副研究员, 广西科技大学广西智能汽车多维信息融合重点实验室, 广西 柳州 545006, E-mail: meilin@gxust.edu.cn

耐用,应用范围也更广阔。然而对低镁 Al-Mg 合金搅拌摩擦加工的组织及超塑性能,尤其是高应变速率超塑性方面的研究仍鲜有报道。

本研究以 Al-3Mg-0.1Sc-0.1Zr 合金为研究对象,通过设计不同的搅拌摩擦加工速比因子,并结合挤压工艺在大挤压比的挤压实验基础上对其进行单道次搅拌摩擦加工实验,旨在研究搅拌摩擦加工速比因子对合金微观组织以及显微硬度和超塑性能的影响,进而探索优化搅拌摩擦加工工艺参数和优异的高应变速率超塑性,重点对合金在不同加工参数下的超塑性变形行为及变形机理进行分析。

2 实验

本工作以锻态的 Al-Mg-Sc-Zr 合金为研究对象,具体化学成分为 Al-3.06Mg-0.10Sc-0.09Zr-0.04Fe-0.02Si (wt%)。合金在 430 ℃ 均匀化 12 h 后水淬,在 420 ℃ 下挤压成截面为 5 mm×55 mm 的板材,挤压速率为 5 mm/s,挤压比为 19。最后进行不同参数和速比因子(如表 1 所示)的单道次搅拌摩擦加工实验,使用到的搅拌头为 H13 工具钢,搅拌针为锥形螺纹形状,其根部直径为 6 mm,顶部直径为 3.65 mm,针长 3.78 mm,倾斜角度为 2°。

拉伸样品从搅拌区底部切取,方向平行于搅拌摩擦加工材料的横向,尺寸如图 1a 所示,其测量段长度为 4 mm,宽为 3 mm,厚度为 2 mm,最后机械抛光至厚度约 1.6 mm。高温拉伸在预实验的基础上,选取 475 ℃、应变速率为 10⁻² s⁻¹ 最佳拉伸条件进行测试,使用了固定十字头速度的 WDW-100 万能测试机器,每一个拉伸样在设定温度下拉伸时保温 10 min 以达到各部分温度均匀一致。使用型号为 MH-5L 维氏硬度计,选取横向-法向上的面(即 TD-ND 面)对不同搅拌摩擦加工参数的样品进行硬度实验,实验选用载荷为 1.96 N,加载保持时间为 15 s,定点测量硬度如图 1b 所示。

使用型号为 NIM-100 的金相显微镜(OM)和在 20 kV 下操作并且配备了 HKL 通道电子背散射衍射(EBSD)系统的 TESCAN MIRA3 场发射扫描电子显微镜对样品的显微结构进行表征。金相观察的搅拌摩擦加工样品位置为 TD-ND 面,EBSD 分析的区域为样品搅拌区(SZ)。用于金相和 EBSD 分析的样品均在环境温度、

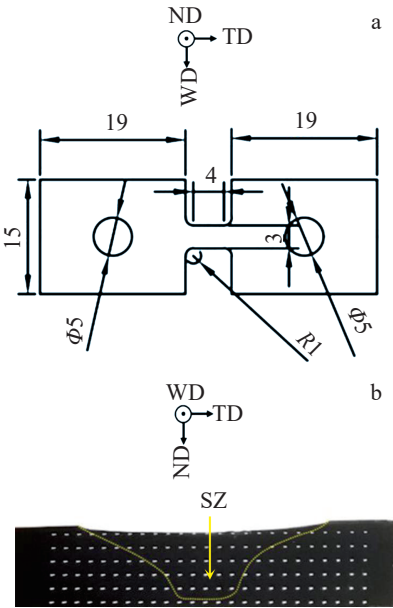


图1 拉伸样尺寸及硬度测量位置示意图

Fig.1 Schematic diagrams of size of tensile specimen (a) and hardness measurement region (b) (WD-welding direction, TD-transverse direction, ND-normal direction, and SZ-stir zone)

20 V 电压条件下用 10wt% 高氯酸和 90wt% 乙醇溶液进行 15 s 的电解抛光,另外金相样品还使用体积比为 193:7 的氟硼酸和水的混合溶液在环境温度、20 V 条件下继续进行 95 s 的覆膜处理。使用截线法测量了晶粒尺寸,在 EBSD 取向差分布图中,相邻晶粒间取向差角度大于 15° 被定义为大角度晶界,用黑线表示,2°~5° 视为小角度晶界,用灰线表示。

3 结果与讨论

3.1 组织演变

图 2 展示了不同速比因子搅拌摩擦加工样品横向截面的金相图。从图中可以看出,母材区(BM)和加工区出现了明显的界线。搅拌摩擦加工后的组织包含了 4 个典型的区域,即由于剧烈搅拌塑性变形和大量热输入而发生动态再结晶、晶粒细化的“盆”状搅拌区(SZ),受部分机械搅拌、热循环影响纤维组织条弧化的热机械影响区(TMAZ),只受热循环影响纤维组织粗化的热影响区(HAZ)以及几乎没有变化的母材区,4 个不同区域的放大组织图如图 3 所示。搅拌区截面形状是在力和热的共同作用下金属流动并发生动态再结晶导致的,搅拌区表面与轴肩接触,受到轴肩摩擦力最大,热输入和温度最高,参与塑性流动和再结晶的金属数量最多,所以宽度最大。沿厚度方向往下受到轴肩的摩擦作用逐渐减小,主要受到搅拌针的摩擦,温度降低,发生塑性流动的金属数量减小,搅拌区的宽度也逐渐变小。从图 2 还可以发现,随着速比因子的增加,搅拌区面积逐渐增大。这主要是

表1 搅拌摩擦加工参数及速比因子

Table 1 FSP parameters and speed ratio factors

No.	$\omega/\text{r}\cdot\text{min}^{-1}$	$v/\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$	ω/v
1	600	200	3
2	400	100	4
3	600	75	8

Note: ω -rotation speed, v -traveling speed, ω/v -speed ratio factor.

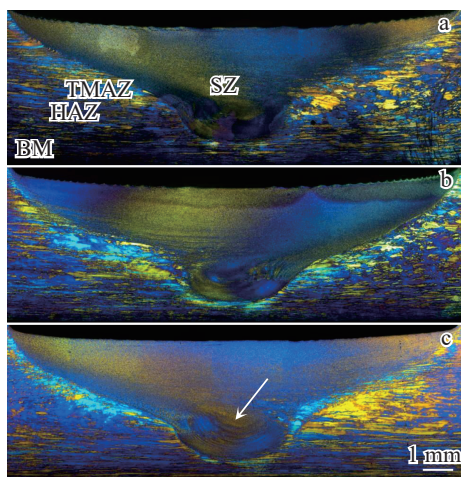


图2 不同速比因子搅拌摩擦加工样品的金相图

Fig.2 OM images of FSPed samples at $\omega/v=3$ (a), $\omega/v=4$ (b), and $\omega/v=8$ (c)

由于速比因子增加,加工过程中热输入增加,搅拌针周围金属的流动水平提升所致^[8]。在图2c中搅拌区下部还观察到多个半圆弧状的“洋葱环”组织,如图中白色箭头所示。这种组织特征是由于搅拌摩擦加工使用有螺纹的搅拌针,在加工过程中材料受到搅拌针螺纹表面的摩擦力和法向挤压作用下塑性金属沿搅拌针轴向流动迁移形成的^[9-10]。而图2a和2b中搅拌摩擦加工的行进速度较大,搅拌针在搅拌区的停留时间短,热输入低,减少了材料沿轴向的迁移量,因此没有出现明显的“洋葱环”特征。

各速比因子下搅拌区底部晶粒组织特征及统计结果

如图4和表2所示。从图4中可以看出,不同速比因子加工的样品均得到了发生动态再结晶的等轴晶组织,平均晶粒尺寸随速比因子增加而增大。其中速比因子为3和4的样品晶粒都比较细小均匀,速比因子为8的样品中出现一些尺寸较大的晶粒,说明随着速比因子和热输入增加,晶粒生长驱动力增加。同时随着速比因子和热输入增加,大角度晶界比例增加,动态再结晶进行得更加充分。对于铝合金这样的高层错能面心立方结构金属,在搅拌摩擦加工过程中,晶粒细化机理主要为连续动态再结晶^[11]。在剧烈变形作用下产生的大量位错并发生位错塞积,塞积到一定程度时位错通过攀移和交滑移的方式重排或湮灭,形成非平衡的小角度晶界以及产生细小的位错胞和亚晶。连续的变形和热输入使小角度晶界进一步吸收位错来增大晶界取向差直到转变成大角度晶界,位错胞和亚晶发展成细小的再结晶晶粒,最终也使得大角度晶界比例增加。在其他的一些搅拌摩擦加工研究中也观察到类似的晶粒细化机理和高比例的大角度晶界的微观组织^[12-13]。

3.2 显微硬度

对不同速比因子加工的样品进行定点硬度测量,测量位置如图1b所示,二维硬度云图如图5a~5c所示。从图5中可以看出,各样品垂直于加工方向横截面上,硬度呈现出“盆”状的分布,中间搅拌区硬度最高,热机械影响区硬度次之,热影响区硬度最低。由于不同速比因子样品的搅拌区都发生了动态再结晶,晶粒细化产生了细晶强化故硬度最高;热机械影响区由于受机械搅拌和热循环作用有限,不足以引发动态再结晶,大角度晶界数量

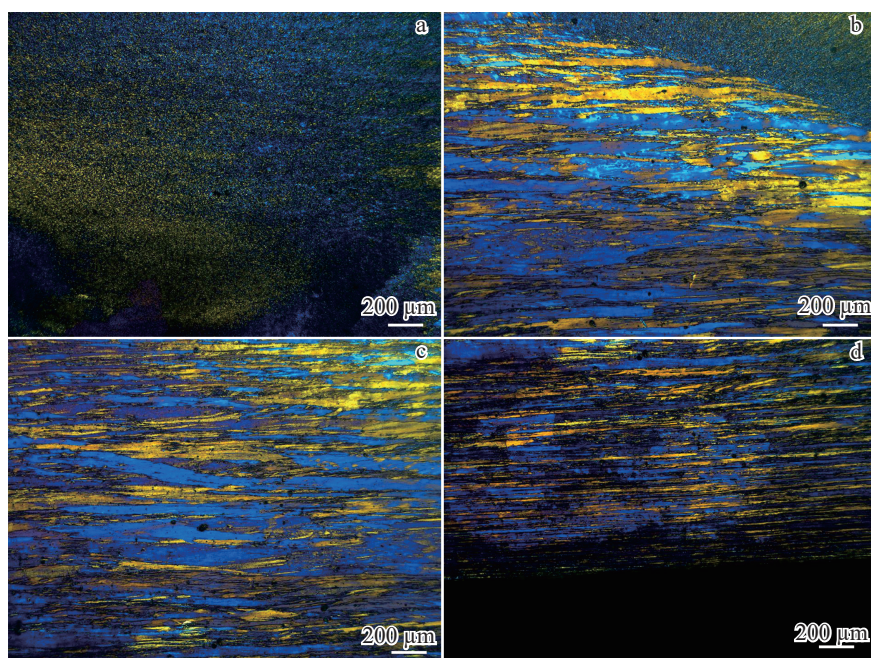


图3 速比因子为3的搅拌摩擦加工样品不同区域的组织

Fig.3 Microstructures of SZ (a), TMAZ (b), HAZ (c), and BM (d) of the FSPed sample at $\omega/v=3$

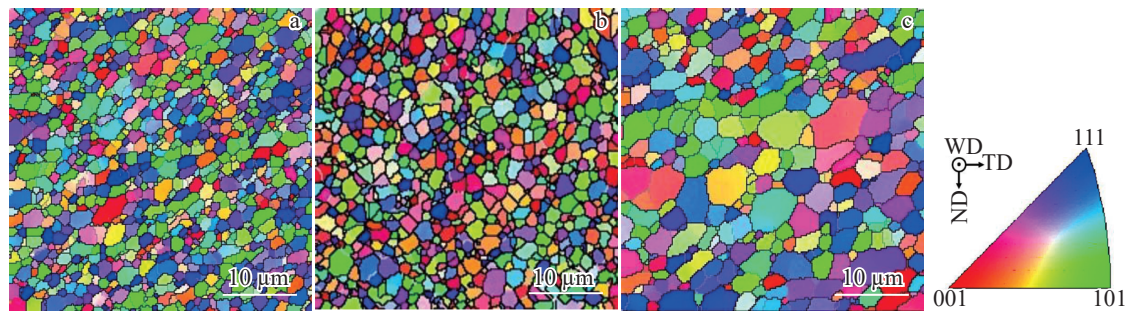


图4 不同速比因子搅拌摩擦加工样品搅拌区底部的EBSD图

Fig.4 EBSD maps of SZ in FSPed samples at $\omega/v=3$ (a), $\omega/v=4$ (b), and $\omega/v=8$ (c)

表2 不同速比因子搅拌摩擦加工样品平均晶粒尺寸、平均晶界取向差及大角度晶界比例

Table 2 Average grain size (d), average misorientation angle (θ_{av}), and high angle grain boundary ratio (f_{HAGBs}) of FSPed samples with various ω/v

ω/v	$d/\mu\text{m}$	$\theta_{av}/(^{\circ})$	$f_{HAGBs}/\%$
3	1.34	34.59	85.44
4	1.45	36.53	89.87
8	2.14	37.49	91.25

少,故而硬度较低;热影响区组织仅受热循环影响,组织粗化,使得硬度最低。另外,各参数下样品搅拌区硬度的最高值多集中在搅拌区底部、后退侧中部以及顶部。通过对比图3和图4可知,搅拌区底部晶粒最细,这是由于搅拌区底部搅拌针的搅拌作用更集中,使得该区域金属变形更剧烈,变形及再结晶产生的细晶强化效果最强。而顶部由于直接受到轴肩摩擦变形和摩擦热循环的影响,其动态再结晶程度较高,故也产生较强的细晶强化效果,使得该区硬度较高。图5d为各加工参数下搅拌区硬度最高值变化示意图,速比因子为3、4和8的样品最高硬度分别79.05、75.60和75.55 HV,三者硬度值逐渐减小,但差距不大,由于搅拌区主要产生细晶强化,相似的硬度值与三者搅拌区晶粒尺寸及大角度晶界比例都相近有关。

3.3 超塑性变形行为

图6为不同速比因子加工样品的拉伸曲线及拉伸断裂图,其中图6a所示的真应力-真应变曲线按照曲线的变化方式可以分为3种类型。第1类是速比因子为3的样品的拉伸曲线,特点是拉伸过程中先发生硬化后发生软化,开始阶段的硬化主要来源于位错增殖引起的加工硬化,后来的软化主要来源于亚晶、位错胞向晶粒的转变,即小角度晶界持续地吸收位错成长为大角度晶界,以及孔洞的形成和生长,该类型曲线一般出现在较低温度或

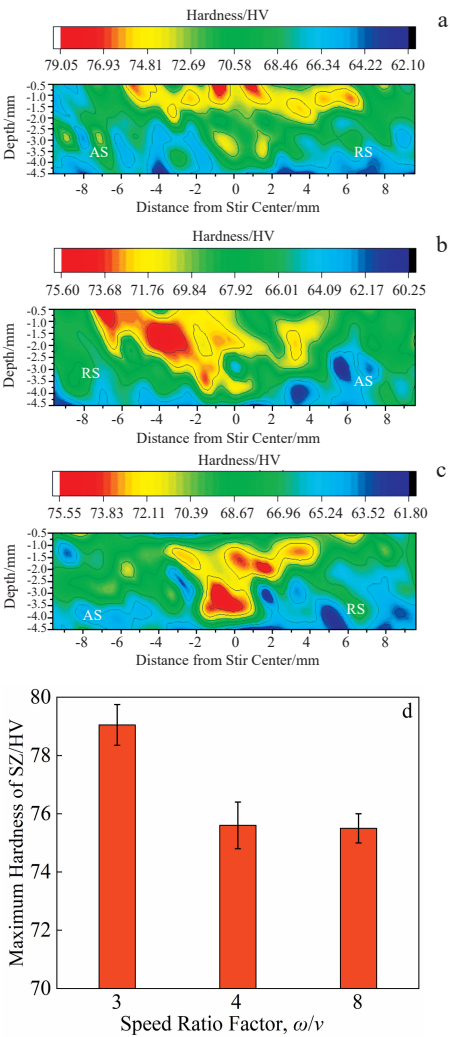


图5 不同搅拌摩擦加工样品的二维硬度云图及搅拌区最高值

Fig.5 2D hardness cloud diagrams of FSPed samples at $\omega/v=3$ (a), $\omega/v=4$ (b), and $\omega/v=8$ (c); maximum hardness of SZ (d) (AS represents advance side, and RS represents retreat side)

高应变速率情况下^[14-15]。第2类是速比因子为4的样品的拉伸曲线,可以分3个阶段,开始阶段由于位错增加而产生加工硬化,中间硬化和软化达到动态平衡处于应力稳定阶段,第三阶段曲线发生显著的二次硬化,最高应力

达到稳定阶段应力的 3 倍,这是由于拉伸到高应变时晶粒的长大造成应变硬化引起的^[16-17]。第 3 类是速比因子为 8 的样品的拉伸曲线,特点是先硬化后软化,再发生二次硬化,微观机制可以理解为第 1 类曲线和第 2 类曲线的第三阶段的复合机制。通常来讲,高温拉伸过程主要受硬化和软化过程交替影响,硬化作用主要来源于位错增殖引起的加工硬化和因晶粒生长引起的二次应变硬化,软化作用主要来源于动态回复、再结晶、孔洞等缺陷对应力的稀释等^[18-19]。整个过程中,硬化和软化始终是竞争和平衡的关系,综合下来表现出不同类型的应力-应变曲线。二次应变硬化同拉伸起始阶段的位错增殖引起的硬化不同,一般易出现在具有较高大角度晶界比例的搅拌摩擦态铝合金中,起始较高的大角度晶界比例使得软化动力减少,再加上高温下晶粒生长引起的应变硬化,从而使硬化作用占据主导地位,在拉伸后阶段表现出应力上升特点。从图 6a 中可以看到速比因子为 4 和 8 的样品对应的拉伸曲线,在拉伸断裂前均产生强烈的硬化,这能改善和弥补超塑性成形后期应力的软化流失,表现出一种高的工程应用价值。

如图 6b 所示为不同速比因子加工样品拉伸断裂后的直观图,从图中可以看出所有速比因子的拉伸样都展示了均匀的变形,断口无明显缩颈,虽然 3 种样品拉伸变

形的微观机制有所不同,但最终的延伸率都超过了 1000%,显示出优异的高应变速率超塑性能力,其中速比因子为 4 的拉伸样品超塑性最好,达到了 2500% 的延伸率。

3.4 超塑性变形机理

图 7 所示为各加工参数下拉伸样品断裂后侧面的晶粒组织,速比因子为 3、4 和 8 的样品平均晶粒尺寸分别为 5.21、5.43 和 5.73 μm ,对比图 4,可以看出高温拉伸后晶粒都发生了一定的长大。虽然不同速比因子的样品拉伸断裂后平均尺寸相似,但是从图 7a 和 7c 中可以看到速比因子为 3 和 8 的样品中部分晶粒长得比较粗大,而图 7b 中速比因子为 4 的样品中绝大多数晶粒都还处在细晶水平。说明速比因子为 4 的样品热稳定性很好,有利于获得最佳超塑性。各样品中部分晶粒沿变形方向有少量伸长,部分晶粒仍接近等轴状,通过测量晶粒径向尺寸和横向尺寸得出各参数下晶粒的平均长宽比如表 3 所示。不同参数下晶粒的长宽比在 1.18~1.70 之间,该值在超塑性合金中表明晶界滑移对总变形有着显著的贡献^[20-21]。

图 8 所示的晶界取向分布图中,各加工参数下拉伸样品断裂后晶界取向差分布均趋近于 Mackenzie 随机分布(图 8 黑色实线所示),这种近似的 Mackenzie 分布被认为与广泛的晶界滑移有关^[22-23]。其中速比因子为 3、4

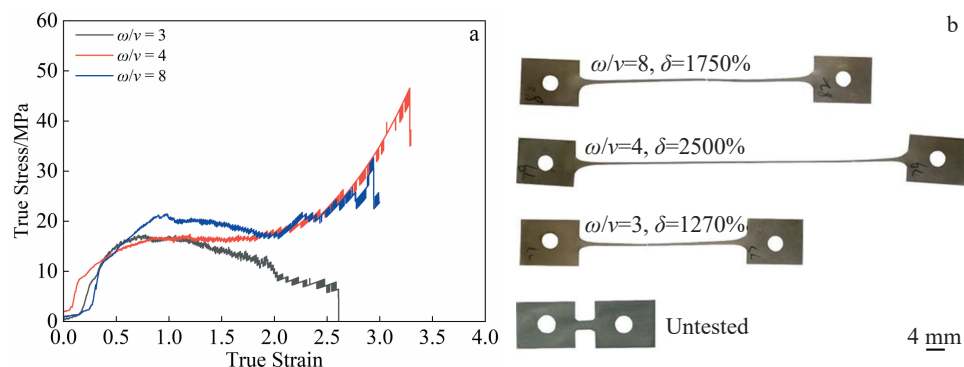


图 6 搅拌摩擦加工样品在 475 °C、应变速率为 10^{-2} s^{-1} 拉伸的真应力-真应变曲线和拉伸后样品图

Fig.6 True stress-true strain curves (a) and tensile fracture diagrams (b) of FSPed samples tested at 475 °C with strain rate of 10^{-2} s^{-1}

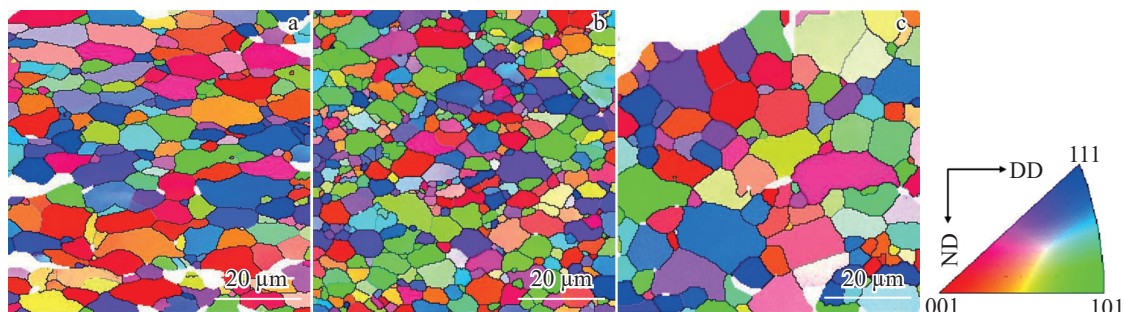


图 7 各速比因子搅拌摩擦加工样品拉伸断裂后的 EBSD 图

Fig.7 EBSD maps of FSPed samples at $\omega/v=3$ (a), $\omega/v=4$ (b), and $\omega/v=8$ (c) after tensile fracture (ND-normal direction and DD-deformation direction)

表 3 不同速比因子搅拌摩擦加工样品拉伸断裂后的晶粒长宽比和孔洞含量比例

Table 3 Grain aspect ratio and cavity proportion of FSPed samples with various ω/v after tensile fracture

ω/v	Grain aspect ratio	Proportion of cavities/%
3	1.70±0.20	7.74±0.42
4	1.32±0.17	8.06±0.53
8	1.18±0.23	8.28±0.66

和 8 的拉伸断裂样品的大角度晶界比例都很高，分别达到了 94.07%、96.53%、95.98%，说明高温拉伸过程中，相

对较长的变形时间使组织得以充分动态再结晶，最终生成了高比例的大角度晶界和逐渐趋于 Mackenzie 随机分布的晶粒组织。此外，基体中的 $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ 粒子也能有效抑制高温拉伸时晶粒长大，提高晶粒组织稳定性，促进晶界滑移^[24]。

图 9 分别为不同搅拌摩擦加工速比因子下拉伸样上的孔洞生长及断口侧面的形貌图，从图 9a~9c 中可以看出各参数下孔洞生长呈现出规则、锯齿型形状，同时孔洞沿拉伸方向串联滋长，这种情况表明了超塑性变形中塑性变形控制的孔洞生长机理^[25-27]，该机理通常被认为是广泛的晶界滑移的结果^[28-29]。通过对不同搅拌摩擦加工参数拉伸样的孔洞含量进行统

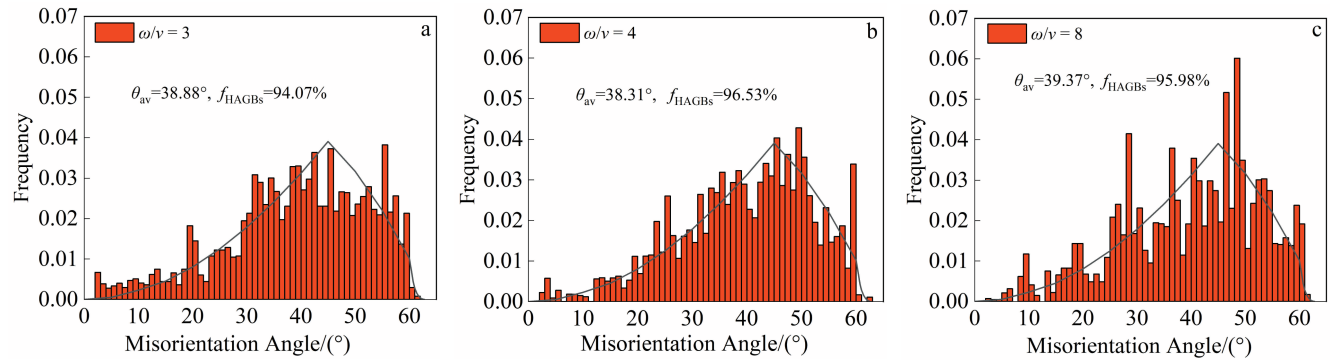


图 8 各速比因子搅拌摩擦加工样品拉伸断裂后的晶界取向差分布

Fig.8 Grain-boundary misorientation angle distributions of FSPed samples at $\omega/v=3$ (a), $\omega/v=4$ (b), and $\omega/v=8$ (c) after tensile fracture

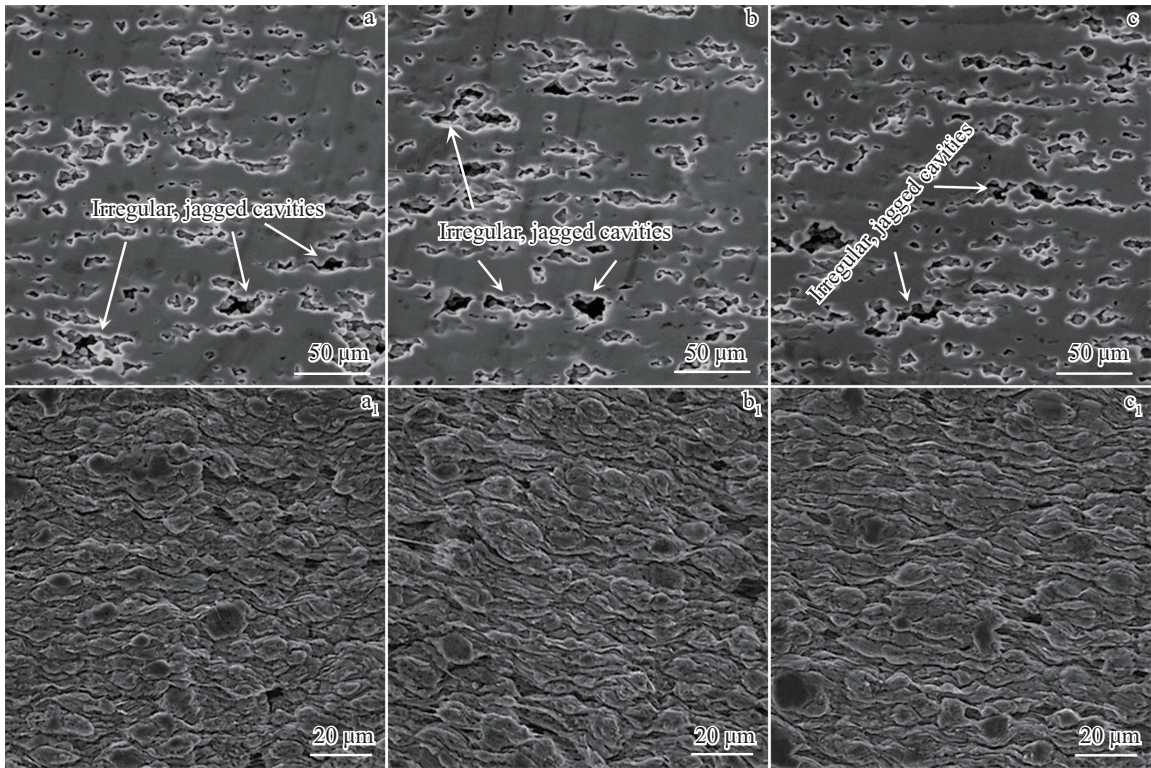


图 9 各速比因子样品拉伸断裂后的孔洞及断口侧面形貌图

Fig.9 Cavities (a-c) and cross-sectional views (a_1 - c_1) of fracture samples at $\omega/v=3$ (a, a_1), $\omega/v=4$ (b, b_1), and $\omega/v=8$ (c, c_1)

计,得出各参数下的孔洞面积占比如表 3 所示,可以看出孔洞含量跟拉伸样的变形有关,基本上变形越大,孔洞沿拉伸方向串联滋长的趋势越大,速比因子为 4 的样品的大多数孔洞都形成串联,而另外 2 个样品还有较多的独立孔洞。但总体上孔洞生长维持在一个较低的水平(面积含量占比 $<9\%$),这是材料具有较高延伸率的原因之一,同时也可以解释材料由于低的孔洞面积占比,超塑变形时在没有大幅缓解应力集中的情况下,发生二次应变硬化的原因。图 9a₁~9c₁ 中断口侧面的形貌图直观地显示了相邻晶粒沿晶界产生了明显的滑动,进一步说明了各搅拌摩擦加工参数下材料超塑性变形时晶界滑移是主导的变形机制。

4 结 论

1) 改变搅拌摩擦加工参数,随着速比因子的增加,搅拌摩擦加工区面积增大,晶粒尺寸逐渐变大,动态再结晶更加充分,得到更高比例的大角度晶界组织。

2) 搅拌区硬度峰值随速比因子和热输入的增加稍微降低,但差距不大。各参数下搅拌摩擦加工区硬度分布有统一的分布规律,搅拌区硬度最高,热机械影响区次之,热影响区硬度最低。其中搅拌区硬度峰值多集中在搅拌区底部、后退侧。

3) 速比因子为 4 的加工材料的超塑性最好,在 $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 10^{-2} s^{-1} 条件下获得了 2500% 高应变速率超塑性,这主要得益于热稳定性高的等轴细晶以及高比例的大角度晶界组织。各加工参数下材料超塑性变形的机制为晶界滑移。

参考文献 References

- [1] Xu Guofu(徐国富), Peng Xiaoyan(彭小燕), Duan Yulu(段雨露) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(8): 1577
- [2] Feng Lei(封 蕾), Li Jianguo(李建国), Mao Yizhe(毛轶哲). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 2857
- [3] Lin Chunfa(蔺春发), Dai Yuxuan(戴宇轩), Han Yuqiang(韩雨蔷) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2024, 43(10): 944
- [4] Sun Z Y, Liu F Y, Chen H Y. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(10): 3454
- [5] Qiao K, Wang K S, Gao F *et al. Materials Characterization*[J], 2024, 215: 114155
- [6] Smolej A, Klobčar D, Skaza B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 239
- [7] Argade G R, Kumar N, Mishra R S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 565: 80
- [8] Liu H J, Zhang H J, Yu L. *Materials & Design*[J], 2011, 32(3): 1548
- [9] Schneider J A, Nunes A C. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2004, 35: 777
- [10] Wang Xiaodong(王晓东), Ke Liming(柯黎明), Xing Li(邢 丽) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): 100
- [11] Heidarzadeh A, Mironov S, Kaibyshev R *et al. Progress in Materials Science*[J], 2021, 117: 100752
- [12] Zeng X H, Xue P, Wu L H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(6): 972
- [13] Mao Y Q, Ke L M, Chen Y H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2018, 34(1): 228
- [14] Mishra R S, Bieler T R, Mukherjee A K. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 43(3): 877
- [15] Ma Z Y, Mishra R S, Mahoney M W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36: 1447
- [16] Xu G F, Cao X W, Zhang T *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 672: 98
- [17] Liu X D, Ye L Y, Tang J G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 805: 140545
- [18] Zhang Lei(张 磊), Guo Ping(郭 萍), Wang Huan(王 欢) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(12): 3422
- [19] Deng Y, Yin Z M, Pan Q L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 142
- [20] Avtokratova E, Sitdikov O, Markusev M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 538: 386
- [21] Liu F C, Ma Z Y. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59(8): 882
- [22] Mason J K, Schuh C A. *Acta Materialia*[J], 2009, 57(14): 4186
- [23] Liu F C, Ma Z Y, Chen L Q. *Scripta Materialia*[J], 2009, 60(11): 968
- [24] Jiang H J, Liu C Y, Zhang B *et al. Materials Characterization*[J], 2017, 131: 425
- [25] Kawasaki M, Xu C, Langdon T G. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(20): 5353
- [26] Li M J, Pan Q L, Shi Y J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 687: 298
- [27] Yi L L, Yu G, Tang Z M *et al. Materials Characterization*[J], 2024, 208: 113604
- [28] Kaibyshev R, Musin F, Gromov D *et al. Scripta Materialia*[J], 2002, 47(9): 569
- [29] Kaibyshev R, Musin F, Lesuer D R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 342(1–2): 169

Microstructure and High-Strain-Rate Superplasticity of Friction Stir Processed Al-Mg-Sc-Zr Alloy with Low Magnesium Content

Mei Lin¹, Sun Yongbo², Xie Jing², Chen Xingpin²

(1. Guangxi Key Laboratory of Multidimensional Information Fusion for Intelligent Vehicles, Guangxi University of Science and Technology, Liuzhou 545006, China)

(2. International Joint Laboratory for Light Alloys (MOE), Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: The effect of speed ratio factor of friction stir processing on microstructure, microhardness and superplasticity of Al-3Mg-0.1Sc-0.1Zr alloy was investigated. The results show that with the increase in speed ratio factor and heat input, the area of stir zone and the grain size are increased, the dynamic recrystallization is more complete, while the peak hardness in stir zone is decreased. All alloys processed at different speed ratio factors show high-strain-rate superplasticity when they are tensile-tested at 475 °C with strain rate of 10^{-2} s^{-1} . Three types of true stress-true strain curves are observed during tensile tests. The optimal elongation of 2500% is achieved in the alloy processed with a speed ratio factor of 4, and significant strain hardening occurs before tensile fracture, which improves the common softening loss of stress at the later stage of superplastic forming, implying high engineering application value. The outstanding superplasticity is mainly attributed to equiaxed fine grains with excellent thermal stability and a high proportion of high angle grain boundaries. Based on the analysis of grain aspect ratio, cavity evolution, and morphology of fracture profile, the dominant mechanism of superplastic deformation under all speed ratio factors is grain boundary sliding.

Key words: Al-Mg-Sc-Zr alloy; friction stir processing; speed ratio factor; high-strain-rate superplasticity; grain boundary sliding

Corresponding author: Chen Xingpin, Ph. D., Professor, International Joint Laboratory for Light Alloys (MOE), Chongqing University, Chongqing 400044, P. R. China, Tel: 0086-23-65111547, E-mail: xpchen@cqu.edu.cn