

# 轧制应变速率对 Mg-1%Al 合金组织、阻尼和力学性能的影响<sup>①</sup>

刘华燊<sup>1</sup>, 孙有平<sup>1,2,3</sup>, 何江美<sup>1</sup>, 罗国健<sup>1</sup>, 刘鑫雨<sup>1</sup>

(1.广西科技大学机械与汽车工程学院,广西柳州 545006; 2.广西土方机械协同创新中心,广西柳州 545006; 3.广西汽车零部件与整车技术重点实验室,广西柳州 545006)

**摘要:** 在不同应变速率下轧制 Mg-1%Al 合金板材,研究了轧制应变速率对 Mg-1%Al 合金显微组织、力学性能和阻尼性能的影响。随着轧制应变速率增加,Mg-1%Al 合金的平均晶粒尺寸和再结晶体积分数增加;抗拉强度、屈服强度和织构强度减小;延伸率先升高后降低,在应变速率 20 s<sup>-1</sup>时达到最高,为 25.33%。随着应变速率增加,室温阻尼性能增加,应变速率 30 s<sup>-1</sup>下应变振幅 0.1%时阻尼值为 0.061,是应变速率 15 s<sup>-1</sup>时的 1.5 倍。应变速率一定时,阻尼性能随着频率增加而降低。

**关键词:** Mg-1%Al 合金; 轧制应变速率; 显微组织; 阻尼性能; 力学性能; 频率

中图分类号: TB302

文献标识码: A

doi: 10.3969/j.issn.0253-6099.2024.02.037

文章编号: 0253-6099(2024)02-0172-06

## Effects of Rolling Strain Rates on Microstructure, Damping and Mechanical Properties of Mg-1%Al Alloy

LIU Huashen<sup>1</sup>, SUN Youping<sup>1,2,3</sup>, HE Jiangmei<sup>1</sup>, LUO Guojian<sup>1</sup>, LIU Xinyu<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, Guangxi University of Science and Technology, Liuzhou 545006, Guangxi, China; 2. Guangxi Earthwork Machinery Collaborative Innovation Center, Liuzhou 545006, Guangxi, China; 3. Guangxi Key Laboratory of Automobile Components and Vehicle Technology, Liuzhou 545006, Guangxi, China)

**Abstract:** Mg-1%Al alloy plates were rolled at different strain rates, and the effects of rolling strain rate on microstructure, mechanical properties and damping properties of Mg-1%Al alloy were investigated. As rolling strain rate increases, the average grain size and recrystallization volume fraction of Mg-1%Al alloy increase, while the tensile strength, yield strength and texture strength decrease. As the rolling strain rate increases, the elongation decreases after an initial increase, reaching the highest (25.33%) at a strain rate of 20 s<sup>-1</sup>, and the damping performance at room temperature is also improved. The damping value is 0.061 with the strain amplitude of 0.1% at a strain rate of 30 s<sup>-1</sup>, which is 1.5 times of that at a strain rate of 15 s<sup>-1</sup>. At a certain strain rate, the damping performance decreases as strain frequency increases.

**Key words:** Mg-1%Al alloy; rolling strain rate; microstructure; damping performance; mechanical properties; frequency

镁合金是一种很有前途的轻质结构金属材料,可用于电子产品、体育用品、汽车及飞机<sup>[1-3]</sup>。随着国防和民用工业的发展,机械设备的精度要求越来越高,自动化水平越来越强。结构合金具有高阻尼能力和高强度成为降低噪声和振动危害的关键要求<sup>[4]</sup>。镁合金特别是铸造镁合金作为一种低密度结构材料,具有良

好的阻尼性能,在工业上具有广阔的应用前景。然而,大多数铸造镁合金表现出较差的机械性能和较低的使用温度<sup>[5]</sup>。此外,镁合金的阻尼性能和强度互相矛盾,即机械性能的增强往往导致阻尼性能的减弱,这极大地限制了镁合金的应用。因此,开发具有高强度和阻尼性能的镁合金非常重要。

① 收稿日期: 2023-10-23

基金项目: 广西高等学校高水平创新团队资助项目(桂教师[2019]52号);中央引导地方科技发展专项(2021ZYZX1012)

作者简介: 刘华燊(1998—),女,广东惠州人,硕士研究生,主要研究方向为镁合金的阻尼与力学性能。E-mail: 1569005906@qq.com

通信作者: 孙有平(1979—),男,吉林松原人,博士,教授,主要研究方向为金属材料先进成形理论。E-mail: syptaiji@126.com

Al 在 Mg 中的极限固溶度为 12.5% (质量分数,下同), 在 Mg 中添加 Al 可以细化晶粒<sup>[6]</sup>。研究表明<sup>[7]</sup>, Al 含量小于 1% 时晶粒细化效果不明显, Al 含量越高, Mg-Al 合金晶粒越细小。晶粒细化对实现镁合金的优异性能至关重要, 如提高硬度、强度、延展性和韧性。目前, 主要采用轧制技术如累积轧制、等通道角轧制、不同速度轧制制得具有细小甚至超细晶粒及较弱织构的镁合金板材。然而, 这些轧制工艺对设备要求高且加工时间成本高, 严重限制了其商业应用。

高应变速率轧制是一种能获得高比例动态再结晶晶粒的有效加工技术<sup>[8-9]</sup>, 文献[10]研究了高应变率轧制 Mg-Ga 合金板的高塑性机理, 研究结果表明高应变速率轧制变形产生的非基面位错为镁合金室温塑性变形提供了非基面位错源, 使镁合金具有良好的延展性。由此可知, 高应变速率轧制是制备高强度镁合金板材的良好加工方法。目前, 关于 Mg-Al 合金力学性能和阻尼性能的研究很少, 力学性能和阻尼性能无法平衡限制了 Mg-Al 合金在实际生产中的应用。基于此, 本文通过高应变速率轧制工艺制备高阻尼性能 Mg-1%Al 合金板材, 使其更好地应用于工业领域。

## 1 实验材料与方法

将纯 Mg 和 Mg-10%Al 母合金在 SG2-5-10 型电阻加热炉中熔炼并浇注到尺寸为 150 mm × 100 mm × 20 mm 的 45 号钢钢模中, 制得 Mg-1%Al 坯料, 然后在 SX-16-14Q 型箱式电阻炉中于 420 °C 均匀化处理 24 h。在数控铣床中将均匀化处理后的坯料厚度铣至 12.5 mm, 然后采用 420 mm × 400 mm 双辊轧机进行轧制。首先将 Mg-1%Al 合金从厚 12.5 mm 预轧制到厚 10.0 mm, 再采用不同应变速率进行大应变 (压下量 80%) 轧制, 轧制应变速率分别为 10 s<sup>-1</sup>、15 s<sup>-1</sup>、20 s<sup>-1</sup>、25 s<sup>-1</sup> 和 30 s<sup>-1</sup>。轧制过程中, 先将样品放入 SX-16-14Q 型箱式电阻炉中 400 °C 保温 20 min, 然后进行预轧制; 预轧制后在空气中冷却至室温, 然后于 400 °C 保温 15 min 进行不同应变速率的轧制, 轧制完成后立即水淬。轧制工艺参数详见表 1。

表 1 轧制工艺参数

轧制温度/ °C	初始板厚/ mm	终轧板厚/ mm	滚轮速度/ (mm · s <sup>-1</sup> )	轧制应变速率/ (s <sup>-1</sup> )
400	10	2	512	10
			768	15
			1 024	20
			1 281	25
			1 537	30

在轧制后板材的中心切取 10 mm × 10 mm 的样品。待样品表面磨抛光滑、基本无划痕后, 采用由 0.3 g 苦味酸、7.0 mL 无水乙醇、1.5 mL 冰醋酸、2.0 mL 蒸馏水组成的腐蚀剂腐蚀试样, 然后用 Leica DMI3000M 型光学显微镜 (OM) 观察试样微观组织。阻尼性能测试仪器为 DMA850 型动态热机械分析仪, 夹具选用 10 mm 单悬臂, 阻尼试样尺寸为 30 mm × 3 mm × 1 mm。应变振幅阻尼谱的测试频率为 1 Hz。温度阻尼谱的测试频率分别为 0.5、1.0、2.0、5.0、10.0 Hz, 区间为 40 ~ 375 °C, 升温速率为 1 °C/min, 应变振幅为 4 × 10<sup>-5</sup>。根据 Q/6S977—1991《金属力学性能测试》标准, 采用 DK7732 型电火花数控线切割机沿板材的轧制方向 (RD) 切出如图 1 所示的拉伸试样, 标距为 15 mm; 仪器采用 ETM105D 型电子万能试验机, 测试环境为室温, 试验加载速率为 2 mm/min。采用 SIGMA 型场发射扫描电子显微镜 (SEM) 检测合金成分及观察拉伸试样断口形貌。

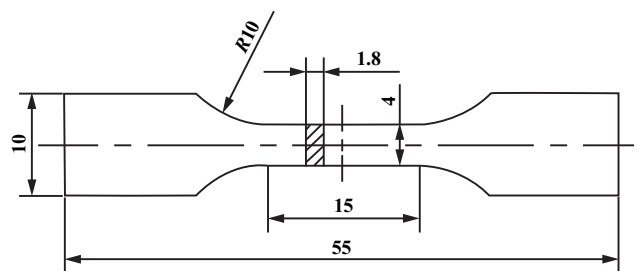
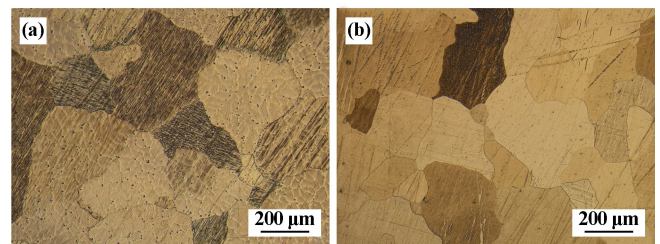


图 1 拉伸试样尺寸 (单位: mm)

## 2 结果分析与讨论

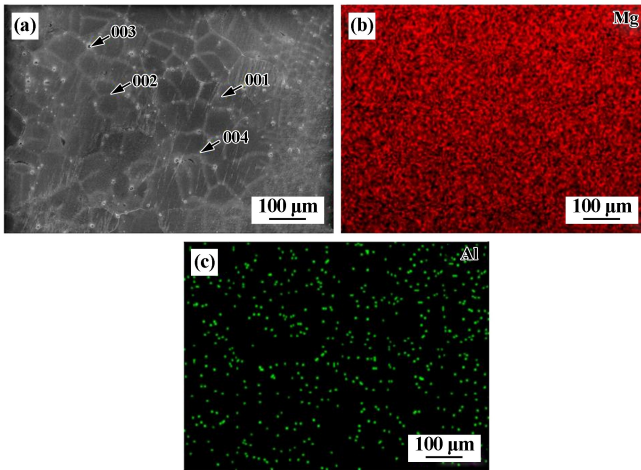
### 2.1 轧制应变速率对微观组织的影响

Mg-1%Al 合金铸态及均匀化热处理后显微组织见图 2。Mg-1%Al 合金铸态组织为粗大晶粒, 晶粒内部存在白色线条, 边界上随机分布着黑色点状物; 经均匀化热处理后白色线条消失。图 3 为合金的能谱分析结果, 详细的元素种类及含量如表 2 所示。结果表明, 白色线条由 Al 原子富集形成, 黑色点状物为杂质; 均匀化热处理后合金成分更均匀, 白色线条消失。



(a) 铸态; (b) 均匀化态

图 2 Mg-1%Al 合金铸态及均匀化态显微组织



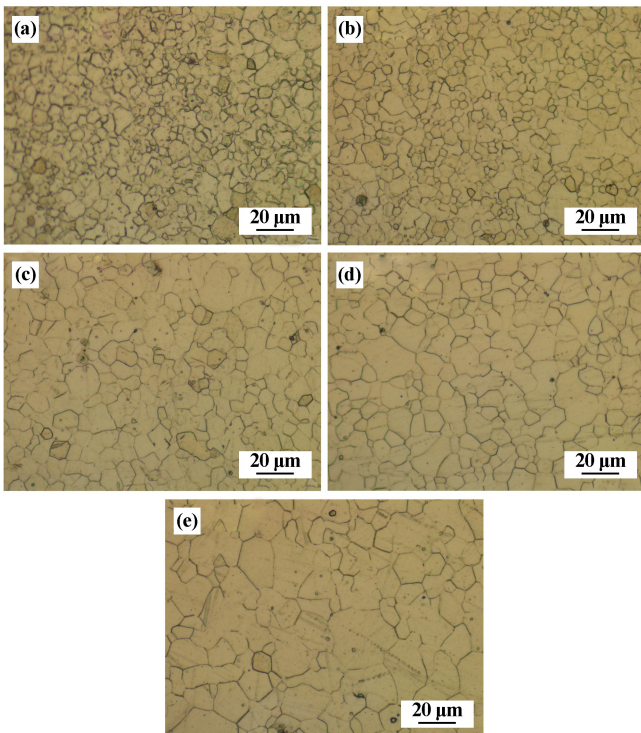
(a) SEM图; (b) Mg元素分布图; (c) Al元素分布图

图3 铸态 Mg-1%Al 合金 SEM和面总谱图中 Mg、Al 元素分布图

表2 合金成分能谱分析结果

位点	元素含量(原子分数)/%			
	Mg	O	C	Al
面总谱图	92.4	4.1	2.8	0.7
001	97.1	2.9	0.0	0.0
002	92.0	2.6	2.1	3.3
003	49.3	40.7	9.8	0.2
004	70.1	22.7	7.0	0.3

不同轧制应变速率下 Mg-1%Al 合金显微组织见图4。Mg-1%Al 板材经轧制后均发生了动态再结晶,且晶粒均为细小等轴晶。随着轧制应变速率增加,



(a)  $10 \text{ s}^{-1}$ ; (b)  $15 \text{ s}^{-1}$ ; (c)  $20 \text{ s}^{-1}$ ; (d)  $25 \text{ s}^{-1}$ ; (e)  $30 \text{ s}^{-1}$

图4 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的显微组织

Mg-1%Al 合金平均晶粒尺寸逐渐增加。通过截线法测得5个应变速率下的板材平均晶粒尺寸分别为  $4.04 \mu\text{m}$ 、 $4.50 \mu\text{m}$ 、 $6.97 \mu\text{m}$ 、 $7.40 \mu\text{m}$  和  $10.15 \mu\text{m}$ 。高应变速率轧制后的 Mg-1%Al 板材组织大部分发生了动态再结晶,且轧制应变速率的变化会影响板材轧制时的温度,从而影响板材晶粒尺寸<sup>[11]</sup>。随着轧制应变速率增加,原始粗大晶粒逐渐被细小晶粒吞噬,组织更均匀。这是因为随着轧制应变速率增加,位错密度增大,变形储能增加,为再结晶形核提供了更多驱动力<sup>[12]</sup>。然而,在高应变速率轧制过程中,随着应变速率提高,轧制时轧后板材与轧辊之间的能量交换逐渐减少,更多机械能转化为热能,变形温度增加,晶粒变大,再结晶体积分数增加<sup>[13]</sup>。

## 2.2 轧制应变速率对物相组成与组织的影响

不同轧制应变速率下的 Mg-1%Al 合金 XRD 图谱见图5。由图5可知,合金中只存在  $\alpha\text{-Mg}$  相,未检测出  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  相。推测其原因是 Al 原子全部固溶于 Mg 基体中。

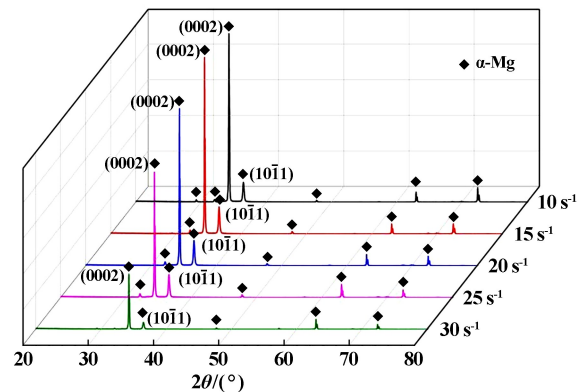


图5 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的 XRD 图谱

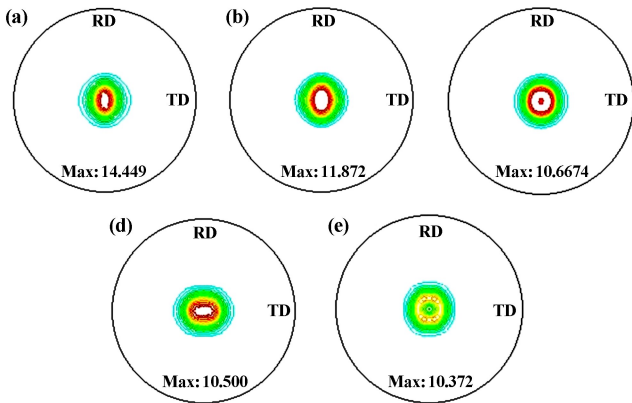
镁合金属于密排六方晶体结构,可启动的滑移系数少,而镁合金基面滑移系启动的临界切应力较低,晶粒  $c$  轴在轧制变形时容易在力偶的作用下旋转至与法向平行的方向,形成平行于轧制方向的 (0002) 强基面织构,即大多数晶粒的基面平行于板材轧向,织构的类型及极密度使材料具有明显的各向异性,从而影响材料的力学性能<sup>[14-15]</sup>。表3为图5中各轧制态板材基面峰与锥面峰强度之比,通过 XRD 图谱可看出, (0002) 基面峰与 (10 $\bar{1}$ 1) 锥面峰强度之比随着应变速率增加而逐渐减小,即板材晶粒择优取向减弱,说明织构强度减弱。

图6为不同轧制应变速率下 Mg-1%Al 合金的 (0002) 织构图。板材织构强度随应变速率增加而减小。显然,较高的轧制应变速率可以减弱 Mg-1%Al 板材的基面织构强度。文献[16]和[17]发现,动态再结

晶可以有效地削弱基面织构, 因为再结晶在成核及随后的晶粒旋转过程中会削弱晶粒的择优取向。变形温度<sup>[11]</sup>对晶粒转速影响较大, 变形温度与晶粒转速成正比。因此, 随着轧制应变速率增加, 再结晶体积分数增加, 板材变形温度升高, 导致基面织构强度降低。

表 3 不同轧制应变速率下 Mg-1%Al 合金 (0002) 与 (10 $\bar{1}$ 1) 峰强之比

轧制应变速率/ $s^{-1}$	(0002) 与 (10 $\bar{1}$ 1) 峰强之比
10	8.43
15	6.50
20	6.21
25	5.41
30	5.23



(a) 10  $s^{-1}$ ; (b) 15  $s^{-1}$ ; (c) 20  $s^{-1}$ ; (d) 25  $s^{-1}$ ; (e) 30  $s^{-1}$   
图 6 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的 (0002) 织构图

### 2.3 轧制应变速率对力学性能的影响

不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的工程应力-应变曲线见图 7。表 4 为不同应变速率下 Mg-1%Al 板材的各项力学性能。显然, 轧制后板材极限抗拉强度和抗拉屈服强度显著提高且随着轧制应变速率增加而降低。延伸率随应变速率的增加呈先增加后降低的趋势, 在应变速率 20  $s^{-1}$  时为 25.33%。

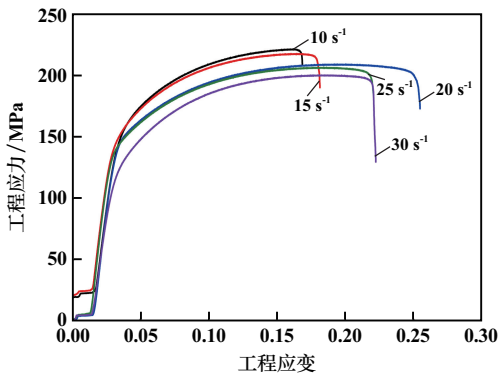
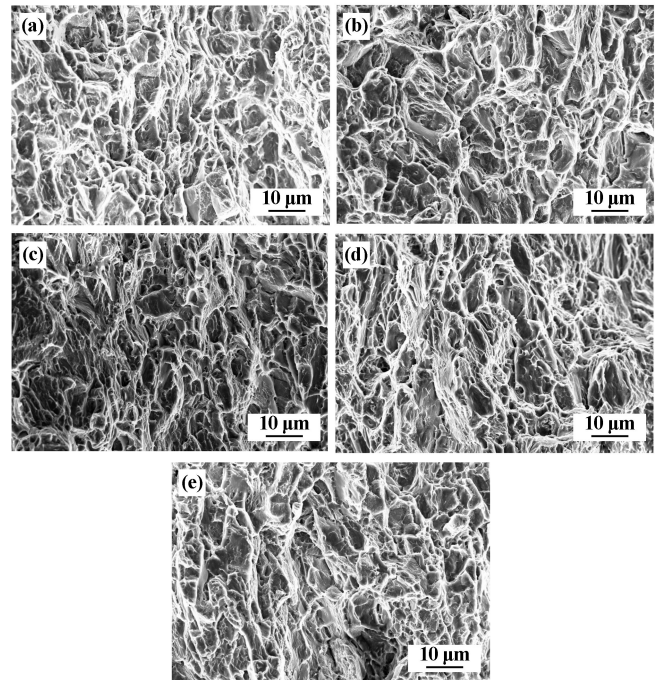


图 7 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的工程应力-应变曲线

表 4 不同应变速率下 Mg-1%Al 板材力学性能

应变速率/ $s^{-1}$	极限抗拉强度/MPa	抗拉屈服强度/MPa	延伸率/%
10	221.23	168.31	16.47
15	217.50	166.86	17.80
20	208.92	158.92	25.33
25	206.31	150.26	21.80
30	200.04	140.04	22.13

图 8 为不同应变速率下 Mg-1%Al 板材的断口形貌。应变速率 10  $s^{-1}$  时, 断口的撕裂棱较多, 伴随少量解理面, 根据断口形貌可判定为韧-脆性混合断裂。应变速率 20  $s^{-1}$  时, 韧窝数量增加且韧窝变深, 试样塑性变形较为明显。应变速率 25  $s^{-1}$  和 30  $s^{-1}$  的试样断口形貌与 20  $s^{-1}$  接近, 主要表现为韧性断裂。



(a) 10  $s^{-1}$ ; (b) 15  $s^{-1}$ ; (c) 20  $s^{-1}$ ; (d) 25  $s^{-1}$ ; (e) 30  $s^{-1}$   
图 8 不同应变速率下 Mg-1%Al 板材的断口形貌

### 2.4 轧制应变速率对阻尼性能的影响

不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的阻尼值  $Q^{-1}$  与应变振幅的函数曲线如图 9 所示。所有曲线均可以分为 2 个区域。在低应变振幅阶段 (区域 1),  $Q^{-1}$  不敏感, 基本不受应变振幅影响, 这被称为与应变振幅无关的阻尼  $Q_0^{-1}$ 。应变幅度超过临界值  $\epsilon_{cr}$  时,  $Q^{-1}$  随应变振幅增加而显著增加 (区域 2), 这被称为应变振幅相关阻尼  $Q_H^{-1}$ 。在区域 1 阶段, 位错被弱钉扎点 (溶质原子、空位及其他点缺陷) 钉扎, 弱钉扎点之间的位错运动产生能量耗散。在区域 2 阶段, 振动中的位错脱离弱钉扎点, 但仍被强钉扎点 (沉淀物、晶界、位错缠结

点等)束缚。随着应变振幅增加,合金在不同应变速率下的阻尼值  $Q^{-1}$  呈现急剧增加的趋势,且随着应变速率增加而增加。应变振幅 0.1% 时,各应变速率下的  $Q^{-1}$  值分别为 0.040、0.042、0.047、0.052 和 0.061。

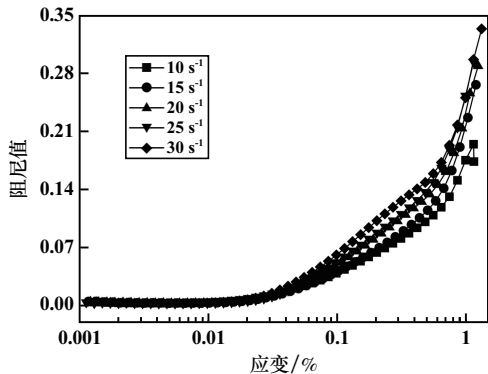


图9 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的应变振幅函数曲线

Granato-Lücke (G-L) 位错阻尼模型被广泛用于解释镁及其合金的室温位错阻尼机制。根据 G-L 阻尼模型,总阻尼能力  $Q^{-1}$  是应变无关阻尼  $Q_0^{-1}$  和应变相关阻尼  $Q_H^{-1}$  之和<sup>[18-19]</sup>:

$$Q^{-1} = Q_0^{-1} + Q_H^{-1} \quad (1)$$

$$Q_0^{-1} = \frac{\rho b L_C^4 \omega}{36 G b^2} \quad (2)$$

$$Q_H^{-1} = \frac{C_1}{\varepsilon} \exp\left(-\frac{C_2}{\varepsilon}\right) \quad (3)$$

$$C_1 = \frac{\rho F_B L_N^3}{6 b E L_C^2} \quad (4)$$

$$C_2 = \frac{F_B}{b E L_C} \quad (5)$$

式中  $\rho$  为可移动位错密度,  $g/cm^3$ ;  $b$  为 Burgers 矢量;  $L_C$  和  $L_N$  分别为弱钉扎点之间的平均距离和强钉扎点间的平均距离, cm;  $F_B$  为位错和弱钉扎点间的结合力, N;  $E$  为弹性模量, Pa;  $G$  为剪切模量, Pa;  $\varepsilon$  为应变幅度值;  $\omega$  为角频率, rad/s。

板材经大变形量 (80%) 轧制后,内部会产生大量位错,造成位错缠结,这是由于变形时晶界容易倾斜、扭曲并形成亚晶界<sup>[20]</sup>。板材再结晶体积分数与应变速率呈正相关,而再结晶晶粒在形成过程中会消耗大量位错。因此,再结晶体积分数越高,消耗的位错越多,位错缠结点越少,可移动位错密度  $\rho$  增加。由式(2)可知,  $\rho$  与应变无关,与阻尼  $Q_0^{-1}$  呈正相关,故  $Q_0^{-1}$  与轧制应变速率呈正相关。板材平均晶粒尺寸随着应变速率增加而增加,故晶界数量减少,强钉扎点间的距离  $L_N$  增加。由式(3)和(4)可知,  $L_N$  与应变相关

阻尼  $Q_H^{-1}$  呈正相关,故  $Q_H^{-1}$  与轧制应变速率呈正相关。综上,室温阻尼性能  $Q^{-1}$  随轧制应变速率增加而增加。

频率 1 Hz 时,不同应变速率下 Mg-1%Al 板材的温度阻尼谱如图 10 所示。由图 10 可知,所有样品的阻尼-温度曲线存在一个小平台  $P_1$  和一个峰  $P_2$ ,  $P_1$  出现在 100~150 °C 之间,  $P_2$  出现在 300~350 °C 之间。在温度阻尼测试中,随着温度升高,材料内部存在的点缺陷、线缺陷和面缺陷被激活,原子运动加剧,空位更容易形成并迁移,使得位错线的攀移与晶界滑移更容易进行<sup>[21]</sup>。因此,阻尼性能与温度呈正相关。阻尼峰的出现原因如下:材料内部的内耗源在某一固定频率振动时,弛豫时间随温度变化而改变,弛豫时间与振动的角频率相乘等于 1,即  $\omega\tau = 1$  时,阻尼-温度曲线上出现阻尼峰。图 11 为不同应变速率下 Mg-1%Al 板材在不同频率的阻尼-温度曲线。镁合金的阻尼机制属于位错型机制,在温度阻尼测试中对阻尼的贡献主要是位错与晶界滑移。由于位错与晶界滑移的固有频率远低于测量频率,阻尼性能在该实验所选的频率范围内随着频率增加而降低<sup>[21]</sup>。

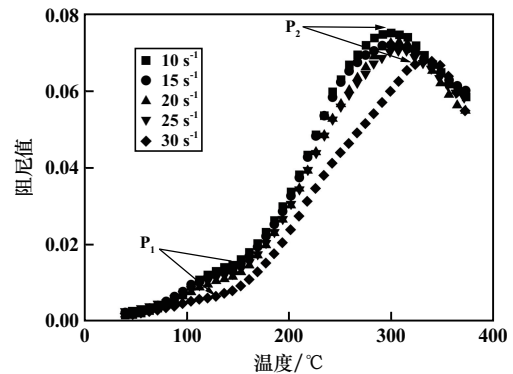


图10 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金的阻尼-温度曲线

从图 11 可以看出,不同应变速率下轧板的小平台处表现出相同的特性,即应变速率一定时,随着测试频率升高,小平台  $P_1$  的  $Q^{-1}$  值逐渐降低,温度基本不变。频率一定时,随着应变速率增加,  $P_1$  的  $Q^{-1}$  值也呈下降趋势,且  $P_1$  处温度向低温方向移动,说明  $P_1$  具有热激活的特征,即变形越迅速、应变速率越高时,晶粒尺寸越大,晶界数量越少,  $P_1$  越容易产生。  $P_2$  峰的峰温位置不随频率升高而移动,但峰高随频率升高而降低。随着应变速率增加,  $P_2$  峰高度降低,峰的位置向高温方向移动。与  $P_1$  相比,  $P_2$  峰的峰高均较高,说明产生  $P_2$  峰的过程消耗的能量较大,阻尼值高。由文献[21]可知,  $P_2$  峰属于再结晶峰,是由材料内部发生动态再结晶产生的。在这几种轧制态板材中,动态再结晶皆

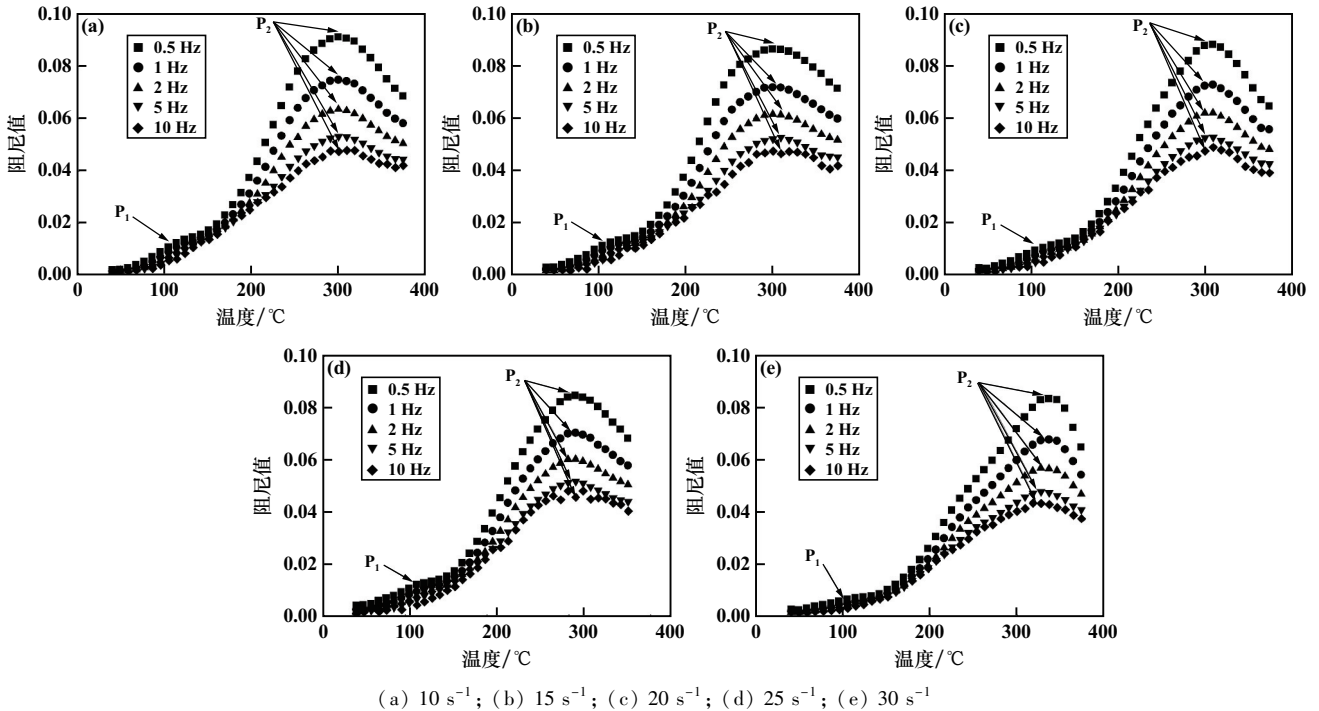


图 11 不同应变速率下 Mg-1%Al 合金在不同频率的阻尼-温度曲线

已完全发生。随着应变速率增加,晶粒长大,位错密度减小,储存能减小,再结晶的趋势减弱,即应变速率越大, $P_2$  峰的峰温越高, $P_2$  峰越难产生。

### 3 结 论

1) 随着轧制应变速率增加,Mg-1%Al 板材的平均晶粒尺寸和再结晶体积分数逐渐增加,抗拉强度、屈服强度和织构强度逐渐减小,延伸率在应变速率  $20 \text{ s}^{-1}$  时最高,为 25.33%。这与晶粒尺寸和织构强度有关。

2) 位错密度、晶粒尺寸及织构强度是影响镁合金阻尼性能的重要因素。随着轧制应变速率增加,再结晶体积分数逐渐增加,板材位错密度逐渐减小,位错缠结点减少,晶粒尺寸增加,织构强度减弱。因此,室温阻尼性能表现为随着应变速率增加而增加,应变速率  $30 \text{ s}^{-1}$  下应变振幅 0.1% 时的阻尼值为 0.061,是应变速率  $15 \text{ s}^{-1}$  时的 1.5 倍。

3) 应变速率一定时,阻尼性能随着频率增加而降低。

#### 参考文献:

[1] Elsner G, Gundula J K, Sharp D H. Magnesium and magnesium alloys[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co KGaA, 2012.  
 [2] Tsai M H, CHEN M S, LIN L H, et al. Effect of heat treatment on the microstructures and damping properties of biomedical Mg-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(3): 813-819.

[3] Buha J. Characterisation of precipitates in an aged Mg-Zn-Ti alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 472(1-2): 171-177.  
 [4] YAN B S, DONG X P, MA R, et al. Effects of heat treatment on microstructure, mechanical properties and damping capacity of Mg-Zn-Y-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2014, 594: 168-177.  
 [5] Dae H Kang, Sung S Park, Nack J Kim. Development of creep resistant die cast Mg-Sn-Al-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 413/414: 555-560.  
 [6] 余 浪. 合金化元素对镁合金阻尼性能的影响及机理研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2020.  
 [7] ZHENG W C, LI S S, TANG B, et al. Microstructure and properties of Mg-Al binary alloys[J]. China Foundry, 2006, 3(4): 270-274.  
 [8] 刘小刚, 姜丽红, 刘 征, 等. 应变速率对  $\text{Al}_{0.4}\text{CoCrFeNi}$  高熵合金绝热剪切敏感性的影响[J]. 矿冶工程, 2023, 43(1): 133-136.  
 [9] 李 勇, 刘俊伟, 苏 越, 等. LZ61 镁锂合金热变形行为研究[J]. 矿冶工程, 2021, 41(4): 146-149.  
 [10] HUANG W S, CHEN J H, YAN H G, et al. High plasticity mechanism of high strain rate rolled Mg-Ga alloy sheets[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2022, 101: 187-198.  
 [11] ZHOU T, YANG Z, HU D, et al. Effect of the final rolling speeds on the stretch formability of AZ31 alloy sheet rolled at a high temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 650: 436-443.  
 [12] 刘 筱, 王洋洋, 叶俊宏, 等. AZ31 镁合金高应变速率轧制宏观仿真[J]. 材料导报, 2021, 35(14): 14101-14106.  
 [13] YAN H, ZHOU X, GAO X, et al. Development of the fine-grained Mg-0.6Zr sheets with enhanced damping capacity by high strain rate rolling[J]. Materials Characterization, 2021, 172: 110826.

(下转第 187 页)

- [2] Mishra R S, Mahoney M W, Sato Y, et al. Friction stir welding and processing VI[M]. Cham: Springer International Publishing, 2011.
- [3] Takahara H, Motoyama Y, Tsujikawa M, et al. Allowance of deviation and gap in butt joint on friction stir welding[J]. *Advanced Materials Research*, 2007, 15-17(2):375-380.
- [4] Chiuuzuli F R, Batisto B F, Bergmann L A, et al. Effect of the gap width in AZ31 magnesium alloy joints obtained by friction stir welding[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 15:5297-5306.
- [5] MA H, WANG Y, TIAN Z, et al. Gap-tolerance control for friction stir butt welding of 2A14 aluminium alloy[J]. *Measurement*, 2019, 148:106915.
- [6] Schulze S, Bel G G, Richter-Trummer V, et al. The influence of gaps and misalignment on friction stir welded butt joints of medium-sized parts[J]. *Materials Science Forum*, 2014, 783/786 (Pt. 2): 1788-1793.
- [7] Cole E G, Fehrenbacher A, Shultz E F, et al. Stability of the friction stir welding process in presence of workpiece mating variations[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2012, 63(5-8):583-593.
- [8] Firouzidor V, Kou S. Al-to-Mg friction stir welding: effect of material position, travel speed, and rotation speed[J]. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2010, 41(11):2914-2935.
- [9] Kosturek R, Sniezek L, Torzewski J, et al. The influence of welding parameters on macrostructure and mechanical properties of Sc-modified AA2519-T62 FSW joints[J]. *Manufacturing Review*, 2020, 7:2020025.
- [10] 黄紫玲, 杨昭, 范纲衍, 等. 对接间隙对 A356 铝合金 FSW 接头组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2022(9):26-31.
- [11] 肖毅华, 张浩锋. 6061-T6 铝合金搅拌摩擦焊温度场的数值模型和参数影响分析[J]. *机械科学与技术*, 2017, 36(1):119-126.
- [12] 王森, 刘强, 李天景. 6061 铝合金 FSW 焊缝时效组织与力学性能研究[J]. *矿冶工程*, 2021, 41(5):163-169.
- [13] Bijanrostami K, Barenji R V, Hashemipour M. Effect of traverse and rotational speeds on the tensile behavior of the underwater dissimilar friction stir welded aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2017, 26(2):909-920.

引用本文: 刘家睿, 李庆乾, 李佳慧, 等. 焊接参数对异种铝合金搅拌摩擦焊公差容限的影响[J]. *矿冶工程*, 2024, 44(2):183-187.

(上接第 177 页)

- [14] 万斯雨, 孙有平, 何江美, 等. 降温轧制对 ZK60 镁合金显微组织及力学性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2022, 51(11):87-91.
- [15] 刘华燊, 孙有平, 何江美, 等. 轧制压下量对 ZK60 镁合金组织和阻尼性能的影响[J]. *矿冶工程*, 2023, 43(2):154-159.
- [16] Al-Samman T, Li X, Chowdhury S G. Orientation dependent slip and twinning during compression and tension of strongly textured magnesium AZ31 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(15):3450-3463.
- [17] Al-Samman T, Gottstein G. Dynamic recrystallization during high temperature deformation of magnesium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 490(1-2):411-420.
- [18] REN L B, QUAN G F, XU Y G, et al. Effect of heat treatment and pre-deformation on damping capacity of cast Mg-Y binary alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 699:976-982.
- [19] TANG Y T, ZHANG C, REN L B, et al. Effects of Y content and temperature on the damping capacity of extruded Mg-Y sheets[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2019, 7(3):522-528.
- [20] Kocks U F, Mecking H. Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case[J]. *Progress in Materials Science*, 2003, 48(3):171-273.
- [21] 王仕村. 轧制变形对 Mg-3%Al 合金阻尼性能和力学性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2009.

引用本文: 刘华燊, 孙有平, 何江美, 等. 轧制应变速率对 Mg-1%Al 合金组织、阻尼和力学性能的影响[J]. *矿冶工程*, 2024, 44(2):172-177.

(上接第 182 页)

- [8] LI J, Inukai K, Takahashi Y, et al. Formation mechanism and dispersion of pseudo-tetragonal BaTiO<sub>3</sub>-PVP nanoparticles from different titanium precursors: TiCl<sub>4</sub> and TiO<sub>2</sub>[J]. *Materials*, 2017, 11(1):51.
- [9] Lencka M M, Riman R E. Thermodynamic modeling of hydrothermal synthesis of ceramic powders[J]. *Chemistry of Materials*, 1993, 5(1):61-70.
- [10] 翟学良, 李纪标, 杨永社. 电镜在 BaTiO<sub>3</sub> 晶相转化机理研究中的应用[J]. *电子显微学报*, 2000, 19(4):469-470.
- [11] ZHANG M, Falvey J, Hector A L, et al. Effects of the reaction temperature and Ba/Ti precursor ratio on the crystallite size of BaTiO<sub>3</sub> in hydrothermal synthesis[J]. *RSC Advances*, 2022, 12(43):27809-27819.

引用本文: 盖卉妍, 戴超华, 杨林. 基于异丙醇溶剂热合成四方相 BaTiO<sub>3</sub> 工艺探索及机理研究[J]. *矿冶工程*, 2024, 44(2):178-182.