DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2022.04.004

超细晶纯镁的阻尼与力学性能研究

杨　靖[1,2],樊建锋[1,2],任　睿[1,2]

(1. 太原理工大学 新材料界面科学与工程教育部重点实验室，山西 太原 030024；2. 太原理工大学 材料科学与工程学院,山西 太原 030024)

摘　要:通过高能球磨法制备了晶粒尺寸为 15 μm、11 μm、560 nm 和 98 nm 的纯镁样品,从可动位错密度、晶粒尺寸、晶界吸收位错等方面分析了阻尼性能和力学性能的平衡。结果表明,随着晶粒尺寸由微米级减小至纳米级,材料的抗拉强度和屈服强度逐渐增加,其中,98 nm 晶粒尺寸试样的屈服强度和抗拉强度分别达到了 135 MPa 和 274 MPa。所有试样的阻尼曲线都符合 G-L 理论,属于位错型阻尼,且随晶粒尺寸的减小先增后降,晶粒尺寸为 560 nm 试样的应变振幅阻尼性能最佳。

关键词:纯镁;可动位错密度;晶界;力学性能;阻尼

中图分类号:TG146.2; TG113　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2022)04-0258-06

Study on Damping and Mechanical Properties of Ultrafine-grained Pure Magnesium

YANG Jing[1,2], FAN Jianfeng[1,2], REN Rui[1,2]

(1. Key Laboratory of Interface Science and Engineering in Advanced Materials Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Pure magnesium samples with grain sizes of 15 μm, 11 μm, 560 nm and 98 nm were prepared by high-energy ball milling. The balance between damping and mechanical properties was analyzed from the aspects of movable dislocation density, grain size and grain boundary absorption dislocation. The results show that the tensile strength and yield strength increase gradually with the grain size decreasing from micron to nanometer, and the yield strength and tensile strength of the sample with 98 nm grain size reach 135 MPa and 274 MPa, respectively. The damping curves of all samples conform to G-L theory and belong to dislocation damping, which increases first and then decreases with the decrease of grain size. The strain amplitude damping performance of the sample with grain size of 560 nm is the best.

Key words: pure magnesium; mobile dislocation density; grain boundary; mechanical properties; damping

随着航空航天事业的快速发展,噪声和振动也成为了亟待解决的问题之一。通过对卫星、火箭失效原因进行统计分析，约 2/3 的故障与振动和噪声有关[1]。在所有的工业金属材料中,纯镁拥有最高的阻尼性能[2]。然而,纯镁的力学性能较差,在室温下强度较低,由此导致其在工业领域方面的应用受到了极大的约束。通常可以通过添加合金元素及增强相，形成镁合金及镁基复合材料扩大镁的应用领域[3-4]。但是同时,这也会不同程度地影响它的本征性能,如阻尼性能降低,抗腐蚀性能降低等等。因此,平衡其力学性能和阻尼性能一直是镁基阻尼材料研究的热点问题之一。

晶粒尺寸是影响镁合金阻尼性能和力学性能的一个重要因素。根据 Hall-Petch 效应，晶粒尺寸越小,金属的屈服强度越高[5]。另一方面,细化晶粒尺寸被认为会对镁合金的阻尼性能产生不利影响,根据 G-L 模型,晶界会限制位错的可动范围,致使阻尼性能下降[6]。Wang 等[7] 通过改变挤出参数使得材料获得不同的晶粒尺寸,从而平衡 Mg-0.6Zr 的力学性能和阻尼性能。结果表明,晶粒细化时,由于晶界阻碍位错移动作用增加，因此阻尼性能会出现一定的降低。但是,之前的研究采用的镁合金晶粒尺寸大多处于微米级,其阻尼皆属于位错机理范畴。最近的

收稿日期:2022-03-17

基金项目:山西省自然科学基金项目(20210302123134);山西-浙大新材料与化工研究院研发项目(2021SX-FR005);NSFC-山西煤基低碳联合基金(U1710118)

作者简介:杨　靖(1996—),硕士生.研究方向:先进镁合金材料及其加工.电话:03516014852,Email: 3228824434@qq.com

通讯作者:樊建锋(1977—),博士,教授,博士生导师.研究方向:先进镁合金材料及其加工.电话:03516014852,Email: fanjianfeng77@hotmail.com

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

研究表明,当镁及镁合金的晶粒尺寸细化至亚微米级或纳米级时,其塑性变形将由位错运动机制转变为晶界运动机制。例如单智伟等[8]在平均晶粒尺寸为 10 nm 的纳米晶镍 Ni 中发现了晶界主导的塑性。那么,将晶粒细化至亚微米尺寸后,纯镁的阻尼机理是否也会发生转变进而改善其阻尼性能,这一问题目前尚未有相关报导。

本文作者先采用高能球磨法对商业纯镁粉末进行处理,然后通过放电等离子烧结和热挤压,获得了不同晶粒尺寸的纯镁棒材。对试样进行动态热机械分析(DMA),研究了高能球磨后位错的变化以及晶界与位错的交互作用对纯镁棒材阻尼性能的影响,为开发综合性能优良的高性能镁基材料提供数据。

1　实验过程

所使用的原料为上海乃欧纳米科技有限公司生产的商业纯镁切削粉,纯度为 99.9%。高能球磨的时间分别为 0、10、50、100 h,采用的保护气氛为氩气,球料比为 30:1,转速为 250 r/min,并添加 2%的硬脂酸作为过程控制剂。之后通过放电等离子烧结(SPS)成块体,再在 400 ℃下热挤压成棒材(根据粉末球磨时间将棒材编号,分别为 b0,b10,b50 和 b100)。采用超景深光学显微镜(VHX-2000)和日本 JEOL 公司生产的透射电子显微镜(TEM,JEM-2010,加速电压为 80~200 kV,采用的电子枪为 LaB6 晶体,点分辨率为 0.23 nm,线分辨率为 0.14 nm)表征微观组织和晶粒尺寸。其中金相观察采用的具体步骤如下:首先进行打磨、抛光,接着选择苦味酸腐蚀剂进行腐蚀,其中苦味酸 0.85 g,乙醇 14 mL,乙酸 2 mL,蒸馏水 2 mL,腐蚀时间为 3~4 s,然后放入光镜下观察;TEM 观察采用的具体步骤如下:用线切割切取 4 mm×4 mm×2 mm 的薄片,用 400# 砂纸打磨掉表面的氧化皮,之后分别用 800#,1000#,1 200# 的砂纸将其厚度打磨至 45 μm 左右,之后用冲孔机把薄片冲剪为直径为 3 mm 左右的小孔,再将冲好的小孔进行离子减薄处理,之后将制备好的样品放入透射电镜舱体中进行观察。用电火花切割机将试样加工为 30 mm×5 mm×2 mm 的阻尼试样,测试设备采用 TA Q800,单悬臂模式,应变阻尼的测试温度为 35 ℃,测试频率为 1 HZ,应变振幅为 1×10^{-5}~2×10^{-3}。采用 $Q^{-1}=\tan\phi$ 来表征材料的阻尼性能,其中 ϕ 是损耗角。

2　实验结果与讨论

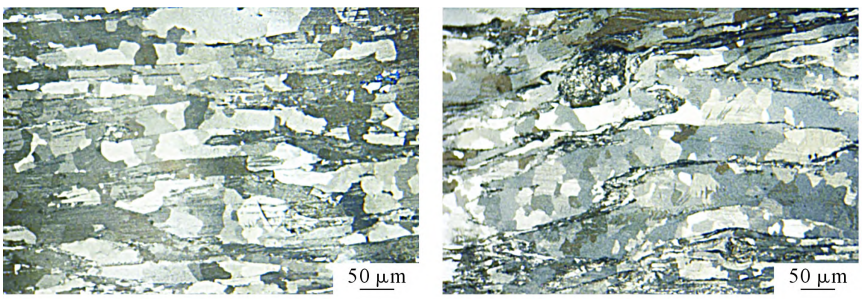
2.1　微观组织与晶粒尺寸

图 1 是试样 b0 和 b10 的金相组织。可以看出,随着球磨时间的增加,晶粒尺寸越来越小,这与之前的研究结果相符[9-11]。在机械研磨过程中,存在着两种过程,一方面是由于机械力的作用,粉末发生断裂,另一方面是随着时间的延长,在粉末内部存在着焊合过程。在球磨过程中,这两种作用共同施加,最终达到一个动态平衡,晶粒得到细化。

粗晶结构指的是晶粒尺寸大于几十 μm 的晶体,超细晶结构指的是晶粒尺寸在 100 nm~1 μm 的晶体,纳米结构指的是晶粒尺寸为 1~100 nm 的晶体[12-13]。分别统计了 300 个晶粒的尺寸,得出试样 b0 的平均晶粒尺寸为 15 μm,试样 b10 的平均晶粒尺寸为 11 μm。图 2 是试样 b50 和 b100 的 TEM 组织。经过 50 h 的长时间球磨,晶粒尺寸已经减小到 560 nm,继续增加球磨时间,晶粒进一步细化,b100 的平均晶粒尺寸减小到 98 nm。也就是说明,通过高能球磨处理可以得到超细晶甚至是纳米晶材料。

2.2　力学性能

图 3 是纯镁的工程应力–应变曲线,表 1 为其拉伸力学性能总结。随着球磨时间的增加,晶粒不断细化,材料的抗拉强度和屈服强度也不断增加,试样 b100 的屈服强度和抗拉强度分别达到了 135 MPa 和 274 MPa。同时,伸长率随晶粒尺寸的减小呈先增长后减小的趋势。试样 b10 伸长率最大,为 17.3%,

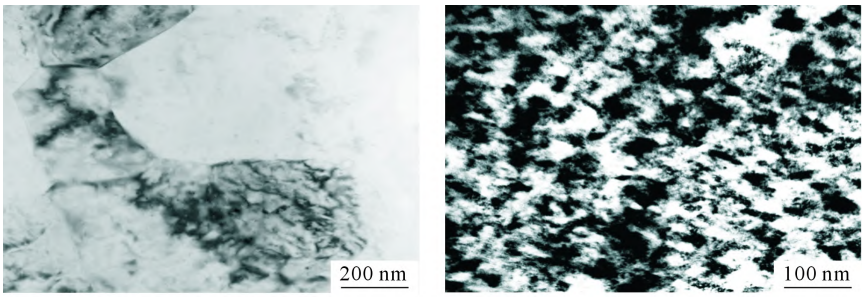


(a) 试样b0　　(b) 试样b10

图 1　纯镁和球磨 10 h 纯镁的微观组织

Fig.1　Microstructure of pure magnesium without ball milling and after 10 h ball milling

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) 试样b50明场像　　(b) 试样b100明场像

图 2　球磨 10 h 和球磨 100 h 纯镁的透射电镜图像

Fig.2　TEM images of pure magnesium after 50 h and 100 h ball milling

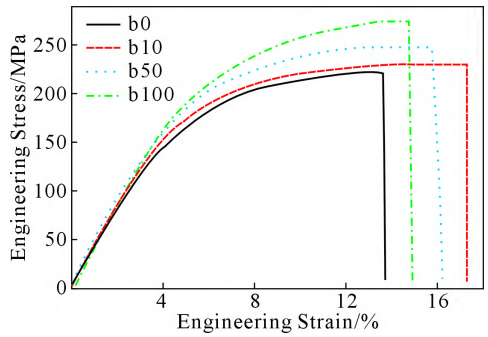


图 3　球磨 0, 10, 50, 100 h 的纯镁的应力–应变曲线

Fig.3　Stress-strain curves of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

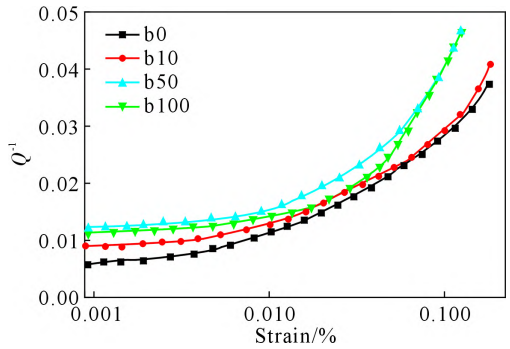


图 4　球磨 0, 10, 50, 100 h 纯镁的应变–阻尼曲线

Fig.4　Strain-damping curves of pure magnesium after ball milling 0, 10, 50, 100 h

表 1　球磨 0, 10, 50, 100 h 纯镁的拉伸性能

Tab.1 Tensile properties of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

Samples	Grain size /μm	Yield strength /MPa	Tensile strength /MPa	Elongation /%
b0	15	87^{+3}_{-2}	223^{+5}_{-2}	$13.7^{+1.7}_{-2.9}$
b10	11	101^{+4}_{-2}	231^{+3}_{-2}	$17.3^{+3.2}_{-2.1}$
b50	0.560	117^{+3}_{-1}	247^{+1}_{-2}	$16.3^{+1.4}_{-2.3}$
b100	0.098	135^{+1}_{-1}	274^{+5}_{-2}	$14.9^{+1.3}_{-2.2}$

之后略为下降，试样 b100 的伸长率为 14.9%，仍比未球磨试样的伸长率(13.7%)高。可见，晶粒细化显著改善了纯镁的力学性能，纳米晶纯镁试样 b50 和 b100 的的屈服强度甚至超过了大部分商业 AZ 系镁合金[14-16]。

2.3　纯镁的阻尼性能

2.3.1　应变振幅–阻尼性能

图 4 是纯镁的应变振幅–阻尼曲线。Puskar[17]把应变振幅–阻尼曲线分为 4 个部分。在 I 阶段($\varepsilon<\varepsilon_{cr1}$)，阻尼与应变振幅无关，产生的阻尼为 Q_0^{-1}；在 II 阶段($\varepsilon_{cr1}<\varepsilon<\varepsilon_{cr2}$)，阻尼与应变振幅微弱相关，产生的阻尼为 Q_h^{-1}；在 III 阶段($\varepsilon_{cr2}<\varepsilon<\varepsilon_{cr3}$)，材料阻尼与应变振幅密切相关，产生的阻尼值为 Q_p^{-1}；在 IV 阶段($\varepsilon>\varepsilon_{cr3}$)，大量的位错由于脱离了钉扎点的束缚，在同一晶面上进行滑移，所产生的阻尼值为 Q_t^{-1}。图 4 中的曲线趋势符合 Puskar 的表述，而 Puskar 的研究结果是基于 G-L 模型得出的，可以通过在扣除背底 Q_0^{-1} 之后的图线是否呈直线来判断 G-L 理论是否适用。由图 5 可以看出，所有试样的阻尼曲线都符合 G-L 模型，说明虽然晶粒细化至纳米级，但材料的阻尼仍属于位错机制。但是与粗晶材料不同的是，随着晶粒尺寸减小阻尼性能显著增加，这可能与材料的成形过程相关。由于球磨会导致位错缠结，而晶界本质上是晶体学取向相差较大的两部分组织的边界。因此，位错通过它的阻力要大于在晶粒内部移动的阻力。此外，位于晶界的杂质颗粒会进一步增加位错通过的阻力，因此，晶界会阻碍位错运动；另一方面在细晶中，位错在一侧晶界处形核发射到晶粒内部后，会迅速运动到另一侧的晶界并被吸收，因此晶界又可以缓解位错塞积，在两者的相互竞争下，出现了如文的特殊现象，但是经过同一工艺不同试样的比较仍然不难看出，依然在 G-L 理论的范畴中。

根据 G-L 理论[6]，位错的阻尼可以分为两部分：

$$Q^{-1}=Q_0^{-1}+Q_H^{-1} \tag{1}$$

$$\delta_0=\pi Q_0^{-1}=\frac{\rho B L_C^4 \omega}{36Gb^2} \tag{2}$$

$$\delta_H=\pi Q_H^{-1}=\frac{C_1}{\varepsilon_0}\exp(-\frac{C_2}{\varepsilon_0}) \tag{3}$$

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

式中，Q_0^{-1} 是与应变振幅无关或者是微弱相关的阻尼；Q_H^{-1} 是与应变振幅强烈相关的阻尼；C_1，C_2 是物理常数；ρ 是可动位错密度；b 是位错的伯氏矢量；ε_0 是测量时的应变振幅；ω 是测量的角频率；G 是剪切模量；B 是常数，L_C 指的是弱钉扎点之间的平均距离。

在低应变振幅下的阻尼 Q_0^{-1} 值随晶粒尺寸的减小先增后降，试样 b50 的低应变振幅阻尼最大，如表 2。根据公式 2，Q_0^{-1} 正比于位错密度和弱钉扎点之间的平均距离。由于粉末颗粒高速撞击，导致随着球磨时间增加，位错和空位等缺陷增多，其次，由于球磨时间越长，晶粒尺寸越小，单位面积的晶界越多，所以杂质原子聚集在晶界周围，晶粒内杂质原子浓度下降[18]，钉扎点的距离 L_C 增加。综合以上两种因素，b10 的 Q_0^{-1} 比 b0 略大，b50 比 b10 的 Q_0^{-1} 略大。但是随着球磨时间增加，晶粒尺寸向纳米晶转化，可动位错较之以往会降低。这是因为晶界分为两侧，如果位错在一边形核，那么它会沿着一定方向发射到晶粒内部，但是它不会停留在晶粒内部，而是沿着这个方向运动到晶界的另一侧，并且被晶界吸收，因此可动位错相对于粗晶来说少得多。此外，还有学者[19]认为纳米晶的位错之所以少，是由于镜像力的存在。在有限原子集合中，镜像力倾向于把位错拉出晶粒之外。同时随着球磨时间的增加空位浓度也会随之增加，因此 L_C 减小。综合以上两种因素，导致 b100 的 Q_0^{-1} 略小于 b50。

表2　球磨0, 10, 50, 100 h的纯镁Q_0^{-1}值和ε_{cr1}值

Tab.2 Q_0^{-1} and ε_{cr1} value of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

编号	Q_0^{-1} 值	ε_{cr1} 值
b0	5.78E-4	1.03E-5
b10	8.91E-3	1.78E-5
b50	1.24E-2	1.56E-5
b100	1.14E-2	1.53E-5

位错从受强钉扎点和弱钉扎点共同束缚到只受强钉扎点束缚的这一应变被称为第一临界应变点 ε_{cr1}。在 ε_{cr1} 之前，阻尼值与应变振幅不存在相关关系或者存在弱相关关系；在此点之后，阻尼值与应变振幅存在强相关关系。由表 2 可知，b10 的 ε_{cr1} 大于 b0，这是由于随着球磨时间延长，空位等缺陷逐渐增多，而且位错密度增加，塞积增多，导致可动位错更不易从弱钉扎点挣脱进行运动，因此 b10 的第一临界应变点要大于 b0。另一方面，随着球磨时间的进一步增加，晶粒尺寸逐渐减小，因此晶界面积随着球磨时间的增加而增加，而晶界能够吸收位错，缓解位错的塞积，因此 ε_{cr1} 随球磨时间的增加而逐渐减小。

公式（3）中，C_1，C_2 是物理常数，可由下面公式表达：

$$C_1=\frac{\rho F_B L_N^3}{6bEL_c^2} \tag{4}$$

$$C_2=\frac{F_B}{bEL_c} \tag{5}$$

式中，L_N 为位错上相邻强钉扎点的平局间距；F_B 为点缺陷和位错之间的作用力，各种点缺陷与位错的作用力不同，这里取平均值；E 为弹性模量。当应变振幅逐渐增加，直到大于位错可以从弱钉扎点脱钉的临界应变时，Q_H^{-1} 与 C_1，C_2 之间的关系可表达为：

$$\ln(\delta_H\varepsilon)=\ln(Q_H^{-1}\pi\varepsilon)=\ln C_1-\frac{C_2}{\varepsilon} \tag{6}$$

曲线 $\ln(Q_H^{-1}\pi\varepsilon)$-$1/\varepsilon$ 可作为 G-L 理论是否适用的依据，如图 5。与应变振幅相关的阻尼只有在某一临界应变之下，才能拟合成一条直线，此临界应变被称为第二临界应变点 ε_{cr2}。在 ε_{cr2} 之下，材料的阻尼可以用 G-L位错理论解释，在 ε_{cr2} 之上，材料的阻尼不能用位错理论解释。通过拟合后的曲线的斜率和与 Y 轴的截距，可以得出 C_1 和 C_2 值。表 3 为各试样的 ε_{cr2} 和 C_2 值。ε_{cr2} 和 C_2 随晶粒尺寸的变化及其机理与 ε_{cr1} 相似。

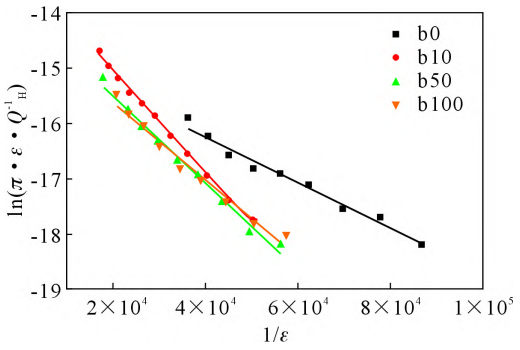


图 5　球磨 0, 10, 50, 100 h 纯镁的 G-L 拟合曲线

Fig.5　G-L fitting curves of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

表3　球磨0, 10, 50, 100 h的纯镁的ε_{cr2}值C_2值

Tab.3 ε_{cr2} and C_2 value of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

编号	ε_{cr2} 值	C_2 值
b0	2.77E-5	4.08E-5
b10	5.94E-5	9.04E-5
b50	5.61E-5	7.86E-5
b100	4.86E-5	6.99E-5

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

2.3.2 滞弹性与微塑性

当应变振幅逐渐增加，直至大于临界应变振幅 ε_{cr2} 时，材料开始较为明显的塑性变形，塑性阻尼在材料的阻尼中扮演着更为重要的角色。G-L 位错理论只能解释位错在较低应变下的运动，这种运动具有可逆性，而对于塑性阻尼来说，G-L 理论不再适用。Peguin[20]提出了一种新的模型来解释这种塑性相关阻尼。

$$\delta_P=\pi Q_P^{-1}=\frac{A}{\varepsilon h}\exp(B\varepsilon-B\varepsilon_p) \tag{7}$$

$$A=\frac{2\rho b\nu}{\pi f}\exp\left(-\frac{Q}{KT}\right) \tag{8}$$

$$B=\alpha\frac{VG}{KT} \tag{9}$$

式中，h 为数值在 0.5~1.0 之间的常数；ρ 为位错密度；ε_p 为塑性阻尼开始的应变振幅；ν 为位错的本征频率；Q 为激活能；f 为测试的频率；α 为取向因子，数值为 0.5；V 为激活体积；G 为弹性剪切模量。公式(7)可以转化为：

$$\ln\pi Q_P^{-1}\varepsilon=B\varepsilon+C \tag{10}$$

对阻尼曲线进行 Q_0^{-1} 和 Q_H^{-1} 背底扣除后，得到了塑性阻尼 Q_P^{-1}，通过公式(10)对塑性相关阻尼进行拟合可得到图 6。由图谱可知，每条塑性相关的阻尼曲线都成功拟合成了斜率不同的两条直线段。两条直线之间的拐点称为第三临界应变点 ε_{cr3}，如表 4。由此可见，应变振幅大于 ε_{cr2} 的微塑变区域以 ε_{cr3} 为分界点分为两部分，在此点之下，位错滑移激活体积低，在此点之上，位错滑移激活体积高。

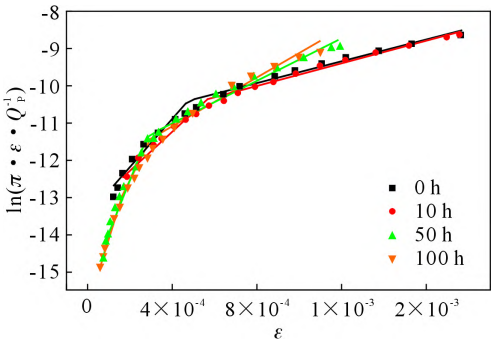


图 6 球磨 0, 10, 50, 100 h 的纯镁的塑性阻尼拟合曲线
Fig.6 Plastic damping fitting curves of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

表4 球磨0, 10, 50, 100 h的纯镁的ε_{cr3}值
Tab.4 ε_{cr3} value of pure magnesium after ball milling for 0, 10, 50, 100 h

编号	ε_{cr3}
b0	5.35E-4
b10	6.64E-4
b50	3.36E-4
b100	3.31E-4

通常认为，材料在临界应变振幅 ε_{cr3} 以上，材料发生硬化，位错滑移所激活的体积减小。由表 4 看出，由于晶粒越小，晶界越多，而晶界可以吸收位错，缓解位错的塞积，因此 b10 比 b0 的硬化时间晚。而随着球磨时间进一步增加，晶粒越来越小，晶界越来越多，但是可动位错由于缠结、塞积原因等逐渐变少，更容易发生小应变硬化，故 b50 比 b10 更容易硬化。随着球磨时间愈发增加，晶粒向纳米级过渡，也就是材料逐渐转变为纳米晶，而纳米晶相较于超细晶来讲，小应变硬化更容易发生，因此 b100 比 b50 更容易硬化。

3 结论

(1)通过球磨、放电等离子烧结和热挤压技术，制备了晶粒尺寸分别为 15 μm、11 μm、560 nm 和 98 nm 的纯镁棒材。

(2)随着晶粒不断细化，材料的抗拉强度和屈服强度逐渐增加，晶粒尺寸为 98 nm 的试样屈服强度和抗拉强度分别达到了 135 MPa 和 274 MPa。同时，伸长率随晶粒尺寸的减小呈先增大后减小的趋势。晶粒尺寸为 11 μm 的试样伸长率最大，为 17.3%，之后略为下降。晶粒尺寸为 98 nm 的试样伸长率为 14.9%，但仍比未球磨试样的伸长率(13.7%)高。

(3)4 种晶粒尺寸试样的阻尼服从 G-L 模型，受位错机理控制。但随晶粒尺寸的减小，材料的阻尼性能先增加后减小，晶粒尺寸约 560 nm 的试样阻尼性能最好。

参考文献：

[1] 赵稼祥. 加强发挥军用功能材料[J]. 材料工程，1995, 25(3):3-11.
[2] RITCHIE I G, PAN Z L, SPRUNGMANN K W, et al. High damping alloys—the metallurgist's cure for unwanted vibrations [J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 1987, 26(3): 239-250.
[3] WAN D, WANG H, YE S, et al. The damping and mechanical properties of magnesium alloys balanced by aluminum addition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 782: 421-426.
[4] NIU R L, YANG F J, DUAN D P, et al. Effect of yttrium addition on microstructures, damping properties and mechanical properties of as-cast Mg-based ternary alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 785: 1270-1278.
[5] WANG L, MOSTAED E, CAO X, et al. Effects of texture and grain size on mechanical properties of AZ80 magnesium alloys at lower temperatures[J]. Materials & Design, 2016, 89: 1-8.
[6] GRANATO A V, LUCKE K. Theory of mechanical damping due to dislocations [J]. Journal of Applied Physics, 2004, 27 (6): 583-593.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

[7] WANG J F, WU Z S, GAO S, et al. Optimization of mechanical and damping properties of Mg-0.6Zr alloy by different extrusion processing [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2015, 3 (1): 79-85.

[8] SHAN Z W, STACH E A, WIEZOREK J M K, et al. Grain boundary-mediated plasticity in nanocrystalline Ni [J]. Science, 2004, 305(5684): 654-657.

[9] 蔡学成. 纳米/超细晶镁合金的制备与组织性能研究 [D]. 秦皇岛：燕山大学，2017.

[10] 冯杰. 超细晶 Mg-3Al-1Zn-xAg 合金的制备及其塑性变形行为 [D]. 哈尔滨：哈尔滨工业大学，2017.

[11] 房娃，李继光，杜正勇. 球磨时间对粉末冶金制备超细晶 Mg-3Al-Zn 合金组织及力学性能的影响[J]. 材料工程，2020, 48 (12): 119-125.

[12] 王强，牛文娟，王文，等. 一种超细晶材料的增材制造方法[P]. CN201711072104.3, 2018-03-27.

[13] 唐琳. 金属材料助力“中国制造”——工程金属材料的结构纳米化科学与技术[J]. 科学新闻，2016(3): 46-47.

[14] 陈振华，严红革，陈吉华. 镁合金[M]. 北京：化学工业出版社，2004.

[15] 黄正华，郭学锋，张忠明. Ce 对 AZ91D 镁合金力学性能与阻尼性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程，2005, 34(3): 375-379.

[16] 马家轩. Sn 含量对 Mg-Al-Zn 系镁合金组织与阻尼性能的影响 [D]. 西宁：青海大学，2021.

[17] PUSKAR. Internal friction of materials [M]. Cambridge: Cambridge International Science Publishing, 2001, 234-324.

[18] SUGIMOTO K, NIIYA K, OKAMOTO T, et al. A study of damping capacity in magnesium alloys [J]. Transactions of the Japan Institute of Metals, 1977, 18(3): 277-288.

[19] 夏宝玉. 纳米晶体塑性变形机制的研究[D]. 南宁：广西大学，2006.

[20] PEGUIN P, PEREZ J, GOBIN P. Amplitude-dependent part of the internal friction of aluminum [J]. Transactions of the Metallurgical Society of Aime, 1967, 239(4): 438-450.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net