

强力旋压镁合金筒形件的显微组织及微纳力学性能

张婷婷^{1,2,3}, 王文先^{1,2,3}, 曹晓卿^{1,2}, 林鹏^{1,2}, 魏屹^{1,2,3}

(1. 先进镁基材料山西省重点实验室, 山西 太原 030024)

(2. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(3. 新材料界面科学与工程部共建教育部重点实验室, 山西 太原 030024)

摘要:以 AZ31 镁合金的强力旋压成形工艺为例, 通过 6 道次旋压成形获得镁合金筒形件, 对其各道次组织演变规律及筒坯的微纳力学性能进行了分析。原始筒坯壁厚为 10 mm 经 6 道次强力旋压成形, 获得了壁厚为 1 mm 的成形良好、无鼓包等缺陷的镁合金筒形件; 采用金相显微镜对各道次的筒坯试样的显微组织进行分析, 结果表明: 组织由原始粗大的、不均匀组织逐步转变为以孪晶为主、细小的均匀的组织; 采用 G200 微纳力学测试系统对各道次的镁筒坯试样进行纳米压痕测试分析, 结果表明: 镁合金筒坯硬度随着旋压道次的增加而提高, 原始镁合金筒坯硬度为 0.377 GPa, 6 道次旋压后镁合金筒坯的硬度为 1.053 GPa, 提高约 2.8 倍, 而旋压前后模量值保持基本不变; 采用万能试验机对旋压成形的筒形件进行拉伸试验并对其断口进行 SEM 分析, 结果表明: 旋压前后的镁合金筒坯断口均呈现塑性断裂, 但是原始镁合金断口中韧窝大而深, 经多道次旋压后的断口中韧窝小而浅。

关键词:强力旋压; 镁合金; 显微组织; 纳米压痕

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)05-1573-05

镁合金作为目前工程应用中最轻的金属结构材料, 其密度为铝的 2/3, 钢的 1/4, 具有高的比强度、比刚度以及良好的铸造、切削加工性、尺寸稳定性等性能及资源丰富的优势, 被广泛用于航空航天及汽车领域, 被认为是 21 世纪最具发展潜能的环保节能型结构材料^[1-3]。

但是, 镁合金的晶体结构为密排六方结构, 对称性低, c/a 比值接近理想值 1.633, 滑移面少, 镁合金在室温下塑性变形差^[4-6]。而当温度升高到 350~400 °C 时, 其塑性变形会显著提高^[7]。因此, 对镁合金材料加工需要加热至一定温度范围内, 进行热或温热塑性成形加工。

目前, 用于镁合金产品、零件加工成形工艺以压铸工艺为主, 零件的尺寸、形状精度较低、机械性能较差, 极大地限制了镁合金的应用^[8,9]。

旋压成形技术有普通旋压和强力旋压成形工艺两种。旋压工艺是综合锻造、挤压、拉伸、弯曲、环轧和滚压等工艺特点, 是一种重要的用于薄壁回转体金属材料整体或局部加工的工艺^[10,11]。其中, 强力旋压通过旋轮与坯料的局部接触, 在较小的加载力作用下可使接触点坯料发生较大的变形, 使坯料局部连续累积产生强烈的剪切变形, 在剪切力和剪切变形作用下,

获得高强度、机械性能优异的精密复杂零件^[12-14]。

目前, 国内外学者对镁合金旋压技术的研究主要集中在普通旋压成形工艺, 如何通过调节旋压参数提高加工零件的尺寸精度等。对于强力旋压技术对镁合金筒形件的成形、大变形下镁合金组织演变特征及力学性能变化研究较少。再因经大变形后的镁合金组织会发生不同程度的孪晶变形和动态再结晶, 晶粒细化复杂, 则提出采用微纳力学压痕仪对微区组织形貌、力学性能表征显示出明显优势。本实验对 AZ31 镁合金进行强力旋压成形, 对旋压后镁合金的显微组织演变以及力学性能进行系统分析, 以期进一步拓宽镁合金材料的应用, 指导实际生产。

1 实验

实验材料选用 AZ31 镁合金, 实验用毛坯的原始坯料尺寸规格为 $\Phi 100 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$, 其原始化学成分和力学性能分别见表 1 和表 2。

表 1 AZ31 化学成分

Table 1 Chemical components of AZ31 alloy ($\omega/\%$)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
3.02	1.10	0.63	0.10	0.002	0.005	Bal.

收稿日期: 2017-05-10

基金项目: 国家自然科学基金 (51375328)

作者简介: 张婷婷, 女, 1988 年生, 博士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: tyzt88@163.com

表 2 AZ31 力学性能

Table 2 Mechanical properties of AZ31 alloy		
Yield strength, $R_{0.2}/\text{MPa}$	Tensile strength, R_m/MPa	Elongation, $\delta/\%$
63.5	124.8	3.8

筒形件的强力旋压成形工艺在多功能数控旋压机床 RLE800 CNC 上完成, 采用的强力旋压工艺为反旋、三旋轮分层错距的多道次旋压成形。为保证 AZ31 镁合金的塑性变形能力, 本实验提出的镁合金强力旋压成形工艺为热旋, 旋压温度为 $(350 \pm 10)^\circ\text{C}$ (再结晶温度约 250°C), 经 6 道次强力旋压成形、旋压时单次压量分别为 2, 2, 2, 1.5, 1, 0.5 mm, 最终获得成形良好、无缺陷的镁合金筒形件, 该筒形件的尺寸为 $\Phi 100\text{ mm} \times 1\text{ mm} \times 270\text{ mm}$ 。

沿筒坯轴线方向 (横截面) 截取不同旋压道次的金相试样进行显微组织分析。筒坯原始组织晶粒尺寸不均匀, 基本呈现大晶粒周围分布小晶粒形态, 大晶粒的平均晶粒尺寸约为 $80\ \mu\text{m}$, 周围的小晶粒平均晶粒尺寸约为 $10\ \mu\text{m}$, 平均晶粒尺寸约为 $42\ \mu\text{m}$ (如图 1 所示)。

截取各道次强力旋压后筒坯的断面制备金相试样, 采用金相显微镜(OM)观察 AZ31 镁合金在强力旋压过程中的显微组织; 采用 G200 微纳力学测试系统对各道次的筒坯试样进行纳米压痕测试, 采用载荷控制模块, 试验载荷为 150 nN, 试验时加载速率为 8 nm/s; 采用 DN200 万能拉伸试验机对焊接接头的拉伸性能进行测试, 拉伸速度为 0.3 mm/min; 采用 JSM-6700F 型扫描电镜(SEM)对拉伸试验后断口进行表征。

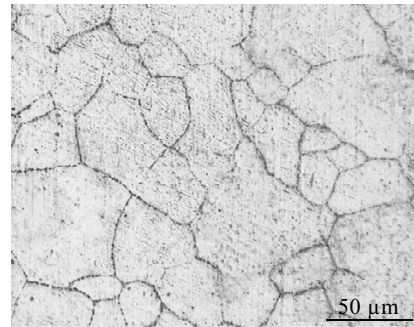


图 1 AZ31 镁合金强力旋压前原始组织

Fig.1 Microstructure of AZ31 alloy before power spinning

2 结果与讨论

2.1 显微组织演变特征

经各道次强力旋压后的 AZ31 镁合金筒坯断面的金相显微组织如图 2 所示, 主要的组织演变特征表现为孪晶数量的增加、加工硬化程度和动态再结晶程度均增大、镁合金晶粒的细化。由图 2a~2c 可知, 在强力旋压的前 3 道工艺过程中, AZ31 镁合金显微组织的演变特征不明显, 晶粒尺寸略有减小和均匀化, 但是晶粒细化程度变化不明显。经第 1 道旋压后镁合金组织中较大的晶粒尺寸减小为 $50\ \mu\text{m}$ 左右, 经第 2 道旋压后的显微组织中较大的晶粒尺寸减小为 $40\ \mu\text{m}$ 左右, 经第 3 道旋压后的镁合金晶粒表现为大小均一、平均晶粒尺寸减小为 $30\ \mu\text{m}$ 。

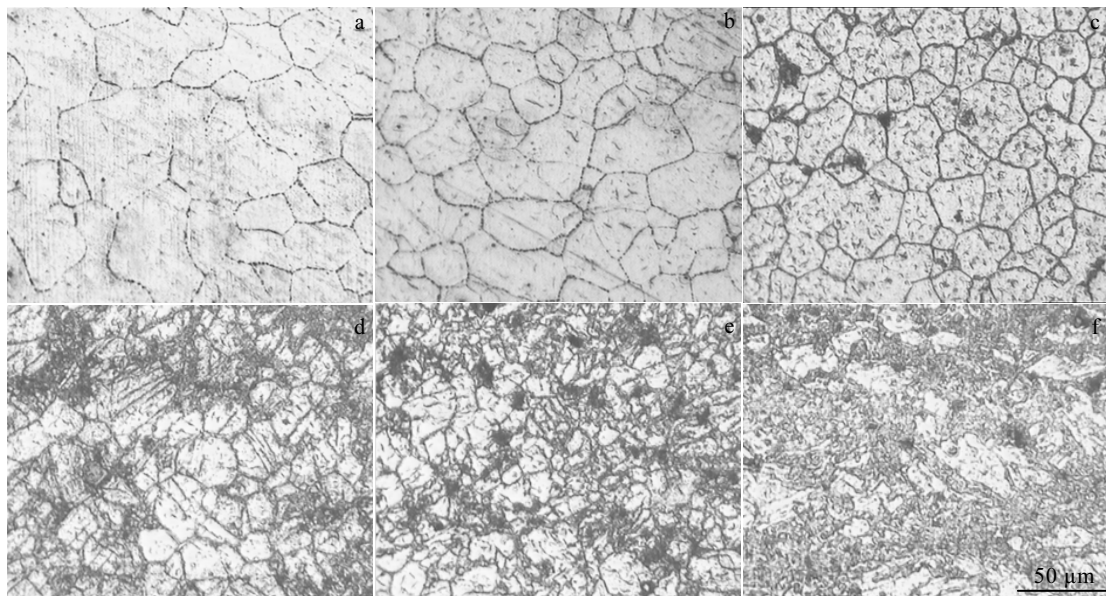


图 2 多道次强力旋压后的 AZ31 镁合金组织形貌

Fig.2 Microstructure characteristic of AZ31 magnesium alloy spun tube with multi-spinning passes: (a) 1st, (b) 2nd, (c) 3rd, (d) 4th, (e) 5th, and (f) 6th

由图 2d~2f 可知, 经多道次旋压后镁合金的显微组织特征为: 随着旋压道次的增加, 在镁合金晶粒内部孪晶数量明显增多, 镁合金晶粒细化程度和分布的均匀性程度均增加。

AZ31 镁合金在强力旋压过程中, 加载载荷通过旋轮与筒形件坯料的接触点作用于筒形件上, 旋压工艺正是基于与工件接触点面积小, 实现小载荷力作用下对接触工件上的大变形。筒形件的强力旋压变形是遵循金属流动最小阻力定律, 从而产生体积位移。通过旋轮与坯料的相对运动, 使得变形区出现流动塑性变形。变形瞬间, 变形区以径向收缩导致轴向和周向产生金属的流动。以金属在轴向流动为主, 而周向金属流动较少^[15]。

在强力旋压作用下的镁合金晶粒细化机理有以下两方面原因。

一方面, 对于变形镁合金的晶粒细化主要由于大塑性变形下, 孪晶的出现。因为孪晶的存在, 对原始镁合金晶粒有分割作用。另外, 孪晶界的存在可以为再结晶提供形核点, 促进再结晶形成。随着孪晶数量的增加, 为动态再结晶提供形核点和能量促使动态再结晶的形核和长大, 在原始镁合金晶界处形成新的细小晶粒, 进而使得镁合金晶粒细化。

另一方面, 经过每道次的旋压后, 镁合金均可获得很大的塑性应变, 在剪切力的作用下, 镁合金晶粒会发生剪切变形, 从而产生大畸变能, 进而在其内部出现一些亚结构或孪晶, 甚至是一些晶粒的破碎, 所以可有效地细化晶粒。另一方面, 基于孪晶的动态再结晶过程可导致晶粒细化。与其他金属相比, 镁合金材料的动态再结晶晶粒组织受原始晶粒大小影响尤为明显^[16]。当原始晶粒尺寸较大时, 新的晶粒尺寸也较为粗大。当晶粒越细小时, 在细小晶粒组织中的晶界增多, 更有利于动态再结晶的形核, 进而也更有利于镁合金晶粒组织的细化。随着旋压道次的增加, 经过多次的减薄变形后, 各晶粒的“碎化”过程及动态再结晶越来越充分, 晶粒变得越细小、更均匀。

对比强力旋压镁合金筒坯晶粒细化可借鉴粗晶合金中基于孪晶的动态再结晶理论解释, 其过程可分为 3 个阶段^[17]: (1) 在剪切力作用下出现大量孪晶, 孪晶相互交割, 并留下曲折的晶界; (2) 在剪切区, 材料的变形量急剧增大, 动态再结晶在晶界和孪晶界上形核; (3) 再结晶晶粒长大过程把原始组织中的大晶粒分割成小的晶粒。其对应模型见图 3 所示。

2.2 力学性能分析

2.2.1 微纳力学性能分析

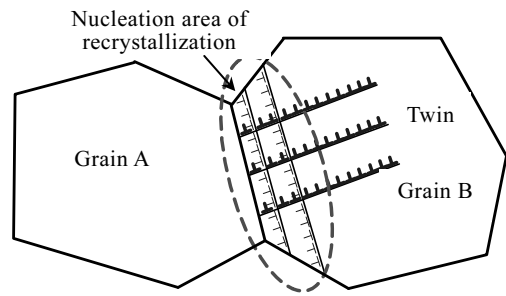


图 3 镁合金组织基于孪晶的动态再结晶微观模型

Fig.3 Microscopic model of the magnesium alloy based on the dynamic recrystallization of twin

对各道次筒坯试样经加载载荷为 150 nN 加载与卸载的纳米压痕测试, 得到的数据分别绘制载荷-压针位移曲线、模量-压针位移曲线和硬度-旋压道次曲线, 结果如图 4 所示。其中, 图 4a 所示为纳米压痕测试时对原始镁合金筒坯和各道次旋压试验后的筒坯进行的加载和卸载曲线; 图 4b 为经纳米压模加载、卸载后测得各道次筒坯模量与压针位移的关系曲线; 图 4c 为经纳米压模加载、卸载后测得各道次筒坯硬度与旋压道次的关系曲线。

由图 4a 可知, 加载载荷一定时, 随着旋压道次的增加, 镁合金筒坯的压针的加载位移呈递减趋势, 这一变化趋势与相对应的材料硬度值变化趋势保持一致^[18, 19]。即对于不同旋压道次、不同晶粒形态, 当材料的加工硬化程度越大、平均晶粒尺寸越小、孪晶数量和再结晶晶粒越多时, 当加载载荷一定, 最大加载位移随之减小。

由图 4b 可见, 镁合金筒坯各旋压道次筒坯模量基本保持不变, 即各旋压道次的镁合金筒坯模量对其晶粒形态的影响不敏感。

图 4c 中随着旋压次数的增加, AZ31 镁合金的显微硬度值呈递增趋势。原始状态的 AZ31 镁合金的显微硬度值为 0.377 GPa; 经 6 道次旋压后的显微硬度值增加到 1.053 GPa, 较原始镁合金筒坯平均硬度提高约 2.8 倍。这是由于随着旋压道次的增加, AZ31 镁合金筒形件的累积减薄率增大, 镁合金晶粒的细化, 孪晶和动态再结晶现象最终导致镁合金的加工硬化程度随之增大。从而呈现出随强力旋压次数增加, 镁合金筒形件的显微硬度值也随之增大。

2.2.2 拉伸性能分析

强力旋压前后的 AZ31 镁合金筒形件的应力-应变曲线如图 5 所示。

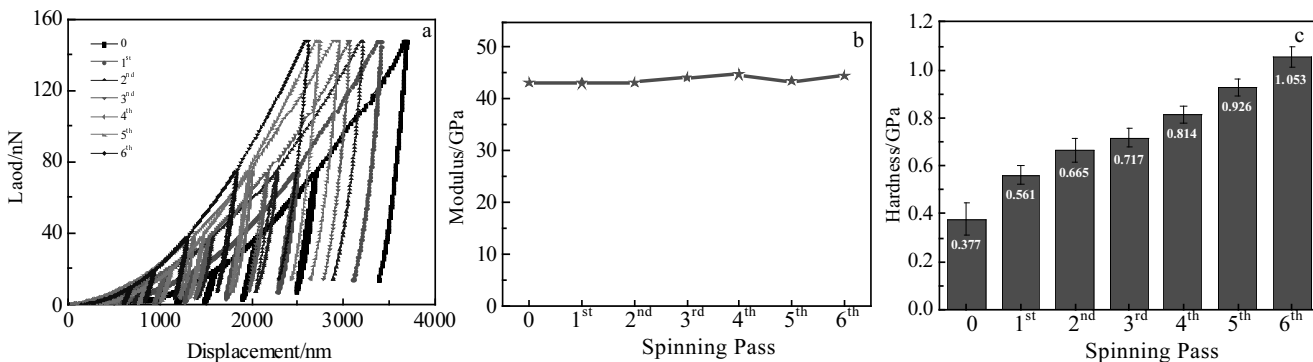


图 4 AZ31 镁合金各道次旋压后筒形件试样的纳米压痕测试结果

Fig.4 Results of nanoindentation testing of AZ31 magnesium alloy spun tube after different power spinning passes: (a) load-displacement, (b) modulus-spinning pass, and (c) hardness-spinning pass

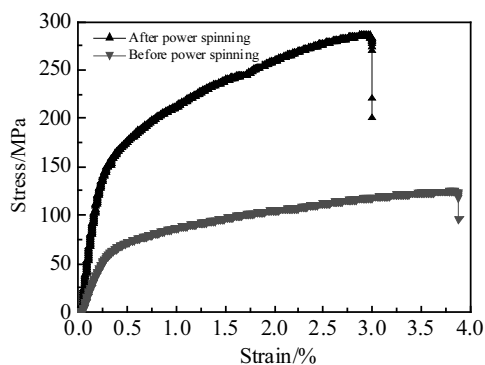


图 5 AZ31 镁合金筒形件强力旋压前后拉伸试样应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of the AZ31 magnesium alloy spun tube tensile sample before and after power spinning

对比强力旋压前后拉伸试样的应力-应变曲线可知，经强力旋压成形后的 AZ31 镁合金筒形件的抗拉强度为 287.0 MPa。该筒形件的抗拉强度较原始材料的 124.8 MPa 提高约 2.3 倍。但是拉伸试样的伸长率较原始材料降低。

根据 Hall-Petch 公式，晶粒尺寸 d 减小，强度 σ_s 提高。这一结果与强力旋压各道次的显微组织演变特征及各端面显微硬度变化特征相一致。对于经强力旋压后试样的伸长率降低，主要是由于在累积大变形下，AZ31 镁合金的加工硬化程度愈高，强度增加了，但是伸长率反而会减小。

对拉伸试样的断口进行 SEM 分析，得到的结果如图 6 所示。其中，图 6a 为强力旋压前的原始 AZ31 镁合金筒坯试样拉伸试样的断口 SEM 照片，断口形貌出现明显的撕裂脊，呈现塑性断裂，断口中的韧窝大而

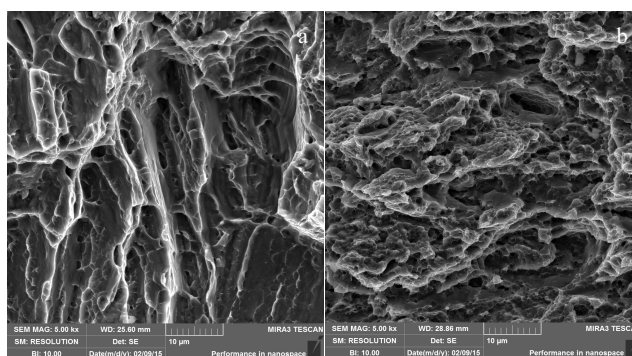


图 6 强力旋压前后 AZ31 镁合金筒形件拉伸断口 SEM 照片

Fig.6 SEM images of the AZ31 magnesium alloy spun tube tensile fracture before (a) and after (b) the 6th power spinning

深；图 6b 为经 6 道次强力旋压后的筒形件拉伸试样断口 SEM 照片，断口呈现小而浅的韧窝，呈现塑性断裂。因此，经多道次强力旋压成形加工，镁合金筒坯的塑性明显提高。

3 结论

1) 原始壁厚为 10 mm 镁合金铸造筒坯经 6 道次强力旋压，可获得表面成形良好、无缺陷的，壁厚为 1 mm 的镁合金筒形件。

2) 经 6 道次的强力旋压成形，镁合金筒坯的金相组织由原始粗大的、不均匀的晶粒组织，随着旋压道次的增加，逐步转变为以孪晶为主的、均匀的、细小的晶粒组织。

3) 经对各道次旋压成形的镁合金筒坯试样进行纳米压痕测试表明：随着旋压道次的增加，试样的硬

度值增大,材料的弹性模量基本不变;始状态的 AZ31 镁合金的显微硬度值为 0.377 GPa,经 6 道次旋压后的显微硬度值增加到 1.053 GPa,旋压后比原始硬度提高约 2.8 倍。

4) 经对强力旋压前后镁合金筒坯试样的拉伸试验分析表明:多道次强力旋压前后的镁合金筒坯断口均呈现塑性断裂,但是原始镁合金断口中韧窝大而深,多道次旋压后的断口中韧窝小而浅,进而说明经多道次强力旋压后,其镁合金筒坯的塑性明显提高。

参考文献 References

- [1] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 818
- [2] Wei Xiao, Xu Zhang, WenTonggeng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 586: 245
- [3] Liu Yao, Wei Yujie. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 55: 80
- [4] Stanford N, Sotoudeh K, Bate P S. *Acta Materials*[J], 2011, 59: 4866
- [5] Kalatehmollaei E, Mahmoudi-Asl H, Jahed H. *International Journal of Fatigue*[J], 2014, 64: 33
- [6] Xiong Ying, Yu Qin, Jiang Yanyao. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 53: 107
- [7] Murata M, Kuboki T, Murai T. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2005, 162(10): 540
- [8] Kim Ji Hoon, Kim Daeyong, Lee Young-Seon. *International Journal of Plasticity*[J], 2013, 50: 66
- [9] Wang Chengpeng(王鹏程), Kawai Kenichi(川井谦一), Yue Zhiyong(岳志勇). *Light Alloy*(轻合金)[J], 2009, 11(9): 54
- [10] Yoshihara S, Donald B Mac, Hasegawa T. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2004, 153-154: 816
- [11] Ma F, Yang H, Zhan M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2010, 210: 180
- [12] Radović Lj, Nikačević M, Jordović B. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22: 991
- [13] Chen Yong, Xu Wenchen, Shan Debin. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21: 323
- [14] Yang Baojian(杨保健), Xia Qinxiang(夏琴香), Cheng Xiuquan(程秀全) *et al. Journal of South China University of Technology, Nature Science Edition*(华南理工大学学报, 自然科学版)[J], 2013, 41(3): 90
- [15] Xu Wencheng, Shan Debin, Wang Zhenlong *et al. Transactions of Nonferrous Metal Society of China*[J], 2007, 17(6): 1205
- [16] Liu Zhiyi, Huang Tiantian, Liu Wenjuan *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(2): 378
- [17] Yan Kai(严凯), Sun Yangshan(孙扬善), Bai Jing(白晶) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2011, 40(10): 70
- [18] Liu Yu, Zhao Xiaohui, Wang Dongpo. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 600: 21
- [19] Liu Guangyu, Ni Song, Song Min. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25: 3240

Microstructure and Micro/nano Mechanical Properties of Magnesium Alloy Tube by Power Spinning

Zhang Tingting^{1,2,3}, Wang Wenxian^{1,2,3}, Cao Xiaoqing^{1,2}, Lin Peng^{1,2}, Wei Yi^{1,2,3}

(1. Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-based Materials, Taiyuan 030024, China)

(2. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(3. Key Laboratory of Interface Science and Engineering in Advanced Materials, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Taking AZ31 magnesium alloy as an example, a 6-pass power spinning process for magnesium alloy spun tubes was studied, and the microstructure evolution and the micro/nano mechanical properties of the tube billet were analyzed. The magnesium alloy tube with a wall thickness of 1 mm, which is well formed and has no bulging defects, was obtained by 6-pass power spinning forming from a billet with a wall thickness of 10 mm. The microstructure of the tube sample after each spinning pass was analyzed by optical microscope. The results show that the microstructure changes from a coarse and uneven initial structure to a fine and uniform structure dominated by twins. The nanoindentation properties were tested by G200 Micro-nano mechanics test system. The results indicate that the hardness of the magnesium alloy tube billet increases with the spinning pass increasing, which of the original and the spun tube after 6 passes are 0.377 GPa and 1.053 GPa, respectively. The elastic modulus of the tube samples remains unchanged before and after power spinning. According to the tension test and SEM analysis, the tube samples exhibit plastic fracture characteristics before and after power spinning. However, the dimples of the original magnesium alloy fracture are large and deep, while they become small and shallow after the power spinning.

Key words: power spinning; magnesium alloy; microstructure; nano indentation