

AZ91 筒形件旋压的组织演化及微/纳力学性能

张媛琦, 王文先, 陈洪胜, 曹晓卿, 张婷婷, 张宇阳

(太原理工大学 山西省镁基材料重点实验室 新材料界面科学与工程省部共建教育部重点实验室, 山西 太原 030024)

摘要: 采用强力正旋的方式对 AZ91 镁合金筒形件进行多道次旋压, 通过光学显微镜(OM)和配有电子背散射衍射和能谱的扫描电子显微镜(SEM-EBSD-EDS)对不同旋压道次的微观组织演化进行观察, 结合 EDS 和 X 射线衍射 (XRD) 对筒形件的物相进行分析, 通过纳米压痕试验对不同旋压道次镁合金的微区力学性能进行测试。研究表明: 当 AZ91 镁合金筒形件的壁厚减薄率达到 88.3%时, 表面成形良好, 无裂纹、褶皱产生; 在旋压的初期, 主要为外壁发生塑性变形, 随着旋压变形量的增加, 筒形件内外壁变形趋于一致, 组织均匀, 脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 发生破碎, 呈流线形弥散地分布在镁合金内部, 同时镁合金晶粒得到细化, 并发生动态再结晶; 随着变形量的增加, 筒形件的强度提高, 硬度最高可达 1.036 GPa, 强化方式主要为第二相弥散强化和细晶强化。

关键词: AZ91 镁合金; 筒形件旋压; 组织演化; 力学性能

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)02-0580-07

作为目前最轻的金属结构材料之一^[1], 镁合金具有低的密度(1.3~1.9 g/cm³)、较高的比强度和比刚度、良好的减震性能以及尺寸稳定性, 从而广泛应用于汽车、电子以及航天航空等工业领域^[2-4]。Mg-Al-Zn、Mg-Al-Si 系镁合金是工业领域中最常用的种类, 其中 AZ91 镁合金最为典型^[5]。然而, 由于镁为密排六方晶体结构, 独立滑移系数目少, 塑性变形难, 极大地限制了镁合金的应用^[6-8]。

镁合金的塑性加工技术有轧制、挤压、锻造等^[9]。轧制与挤压的组织比较均匀, 晶粒比较细小, 但 2 种方式的适用范围不同。轧制主要用于板材的制备; 挤压用来制备管材、棒材以及型材。锻造时要合理控制其变形温度, 低温变形时容易发生脆裂现象, 高温变形时组织晶界处易发生氧化腐蚀以及晶粒粗化的现象; 旋压技术是一种集轧制、挤压、锻造、拉伸、弯曲及滚压于一体的先进塑性成形技术, 广泛应用于航天航空、汽车、军工等精密加工技术领域^[10]。

AZ91 镁合金旋压成形困难一方面是因为镁合金为密排六方晶体结构, 在室温下延伸率低、塑性差, 导致旋压时硬化比较严重, 变形抗力较大; 另一方面是由于 AZ91 镁合金中铝的含量比较高, 容易与镁反应形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 硬脆相, 从而旋压时容易在硬脆相处开裂。目前, 有不少学者采用旋压技术已成功旋压出

钛、铝等合金的筒形件^[11-13], 关于镁合金筒形件的旋压成形报道较少。因此, 对 AZ91 镁合金筒形件的旋压进行研究意义重大。

本研究采用三旋轮强力旋压技术对 AZ91 镁合金筒形件进行多道次旋压, 用纳米压痕试验仪对不同旋压道次筒形件的微/纳力学性能进行测试并对其强化机理进行了讨论。

1 实验

实验选用 AZ91 镁合金铸锭为原材料, 微观组织形貌如图 1 所示。由图可知, 镁合金母材为树枝晶, 内部存在大量的金属间化合物。结合 SEM 观察和 EDS 能谱对该金属间化合物进行分析。

图 2 为铸态 AZ91 镁合金的 SEM 形貌和 EDS 能谱图。EDS 测试位置如图 2a 中的 1 和 2 点所示。由图 2b 和 2c 的测试结果可知, 1 点中 Mg 的原子比为 63.4%, Al 的原子比为 36.6%, 原子比接近于 17:12, 可确定为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相; 2 点中 Mg 与 Al 的原子比分别为 94.3%和 5.7%, 可以确定为 AZ91 镁合金基体。铸态 AZ91 镁合金按照图 3 所示的旋压毛坯尺寸加工成筒形件后进行强力旋压。

采用强力正旋的方式对 AZ91 毛坯进行旋压, 旋压装配示意图如图 4 所示。首先, 将毛坯加热到 400 °C,

收稿日期: 2018-02-08

基金项目: 国家自然科学基金(51375328)

作者简介: 张媛琦, 女, 1994 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-6010076, E-mail: 18435163132@163.com

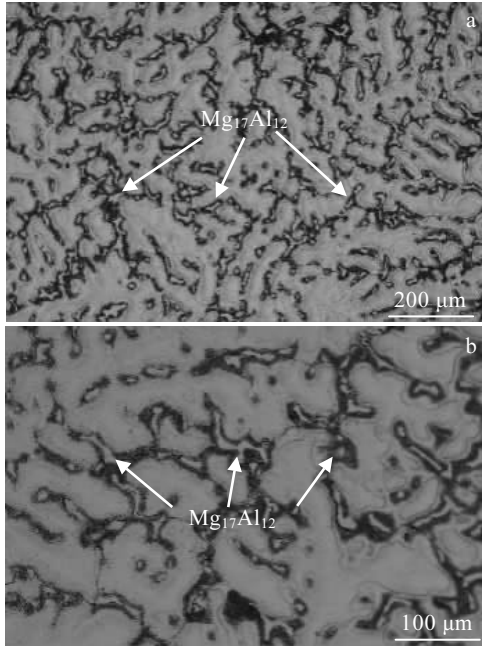


图 1 AZ91 镁合金铸锭微观组织形貌图

Fig.1 Microstructure image of as-cast AZ91 magnesium alloy: (a) low magnification and (b) high magnification

然后保温 10 min, 旋压过程中芯轴的温度为 200 °C, 共旋压 3 道次。

在旋压成形后的筒形件上按照图 5 所示的位置切取测试试样。红色方框为金相试样取样位置, 包括上一道次、三旋轮过渡区以及下一道次组织; 蓝色方框为纳米压痕试样取样位置, 分别为第 1、2、3 道次的完全成形部位, 对母材及旋压后每一道次的镁合金基体和脆性相进行测试分析。

使用不同粒度的水磨砂纸对不同部位的试样进行打磨抛光, 采用 3 g 苦味酸+10 mL 醋酸+10 mL 蒸馏水+50 mL 无水乙醇配制的腐蚀液对试样进行腐蚀, 腐蚀时间为 10~15 s。采用金相显微镜(OM)与扫描电子显微镜(SEM)对腐蚀后的试样的显微组织进行观察。采用 X 射线衍射仪(XRD)结合 EDS 能谱对其物相及成分进行分析。采用纳米压痕仪(G200)对不同旋压道次筒形件的微/纳力学性能进行测试。

2 结果与讨论

2.1 减薄率

图 6 为旋压前后的 AZ91 镁合金筒形件实物图。可以看出, 施压后 AZ91 镁合金筒形件表面成形良好,

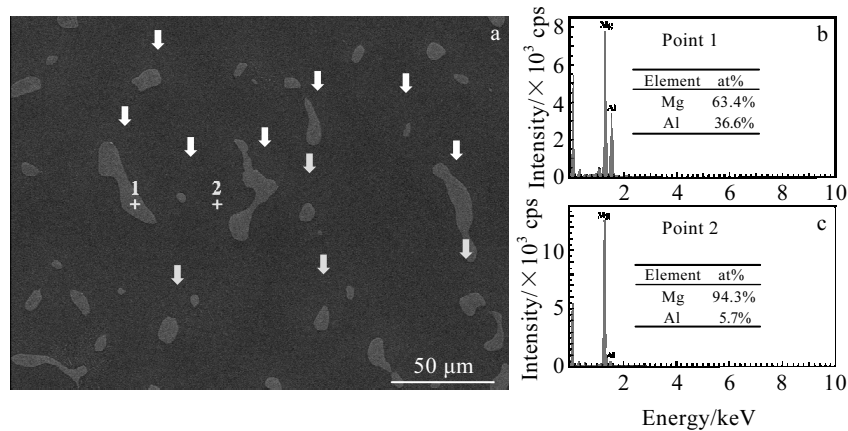


图 2 AZ91 镁合金铸锭的 SEM 形貌及 1、2 标注 EDS 能谱

Fig.2 SEM image (a) of as-cast AZ91 magnesium alloy and EDS results of point 1 (b) and point 2 (c) marked in Fig.2a

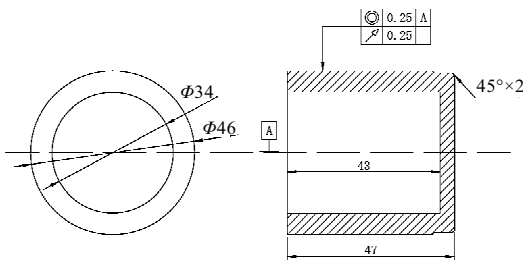


图 3 旋压毛坯设计图

Fig.3 Design drawings of workpiece before spinning

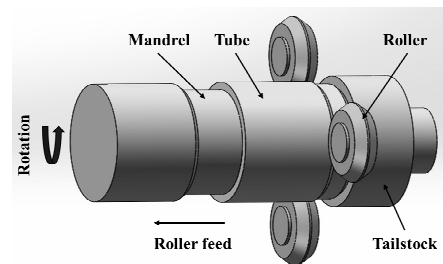


图 4 旋压装配示意图

Fig.4 Schematic diagram of assembly during spinning

2.3.2 单道次微观组织

在旋压过程中,筒形件主要会受到 3 个不同方向的应力(沿径向的压应力;沿轴向的切应力;沿切向的周向应力),其受力分解图如图 9 所示^[10]。由图可知,合力 F 首先分解为轴向力 F_L 与 F' , 然后 F' 又分解为 F_T' 与 F_R' , 但是 F_R' 与旋轮和试件的中心连线不是平行的,而是有一定的夹角,又因为夹角比较小,从而可以忽略不计,所以,可以将 F' 直接分解为 F_T 与 F_R 。

根据周祥^[14]所得到的筒形件热旋压模拟结果可知:径向分力 F_R 远远大于轴向分力 F_L 与切向分力 F_T ,从而旋压筒形件的组织沿壁厚的方向分布不均匀,其微观组织如图 10 所示。

从图 10a 中可以看出,经过单道次旋压后筒形件外壁晶粒尺寸明显减小(如图中白色标注区域所示)。

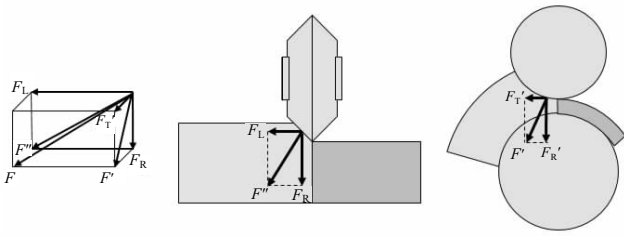


图 9 筒形件旋压时受力分解示意图

Fig.9 Schematic diagram of the decomposition of the force of the sample during the spinning

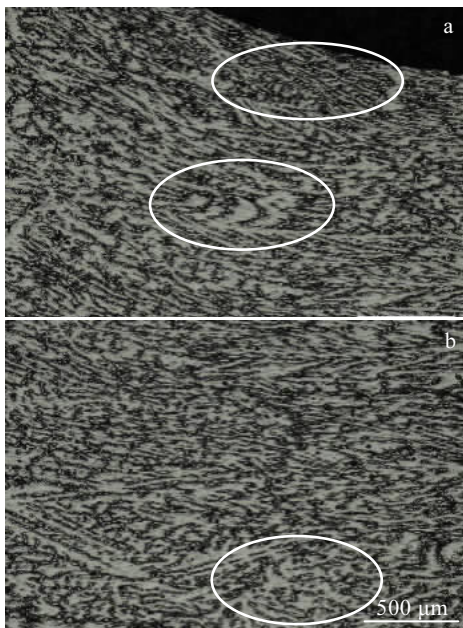


图 10 沿筒形件壁厚方向的微观组织

Fig.10 Microstructures along the wall thickness direction for sample: (a) the outside and (b) the inside

这是由于筒形件外壁在旋压过程中受到旋轮的作用力最大,镁合金发生大的塑性变形,脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 在旋压力的作用下发生断裂。然后,在旋轮力的作用下,破碎的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相发生再分布现象,脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 沿旋压方向呈定向排列分布,如图 10a 中所示;从图 10b 中可以看出,旋压件内壁的晶粒的尺寸明显大于外壁的,而且脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 还是杂乱分布的,并没有呈现沿旋压方向定向排列的趋势(如白色标注区域),这表明:在单道次小变形量旋压过程中,镁合金沿壁厚方向的变形量是不均匀的,由外向内变形量逐渐减小。

2.3.3 多道次微观组织

图 11 为旋压多道次的筒形件试样金相显微组织。从图中可以看出,随着旋压道次的增加,镁合金的晶粒和脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 的尺寸逐渐减小,树枝状的脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 破碎成细小的颗粒,均匀弥散地分布在镁合金内部,对镁合金具有第二相强化的作用。产生这种现象的原因是由于在旋压过程中,筒形件的壁厚不断地减小,沿壁厚方向的受力由不均匀逐步趋向均匀,筒形件沿壁厚方向发生的塑性变形趋于均匀化;组织结构呈现一定的流线形分布是由于旋压过程中筒形件受到旋轮施加的轴向力的作用以及芯轴与筒形件之间的摩擦力作用使材料产生定向流动所致。

图 12 为不同道次的 SEM 微观组织形貌图。从图中可以看出,随着旋压变形量的增加,脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 受力破碎,粒径减小, $Mg_{17}Al_{12}$ 流动形成的痕迹更加明显。

在旋压 3 道次后,AZ91 镁合金筒形件由于受到旋轮的力的作用,发生大的塑性变形,当变形达到一定程度时,材料内部的位错急剧增殖,位错密度增大,经过多边化后,形成较为细小的亚晶,然后以已形成的亚晶作为再结晶的核心发生再结晶过程。因此,旋压完成后会形成大量的再结晶晶粒,但也会存在一定的亚晶粒与变形晶粒。

从图 13 EBSD 图中可以看出,镁合金经过大塑性变形后,脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 主要以亚晶粒为主,动态再结晶晶粒极少;镁合金基体的晶粒主要以动态再结晶晶粒为主,存在少量的亚晶粒以及变形晶粒。这是由于在旋压过程中脆性相受到旋轮力的作用而破碎而形成亚晶粒,但脆性相的变形量比较小,因此很难发生动态再结晶;镁合金基体变形量很大,位错密度急剧增加,特别容易驱动动态再结晶过程发生,形成动态再结晶晶粒。

2.4 微/纳力学性能

图 14 为旋压不同道次的镁合金内部不同区域的

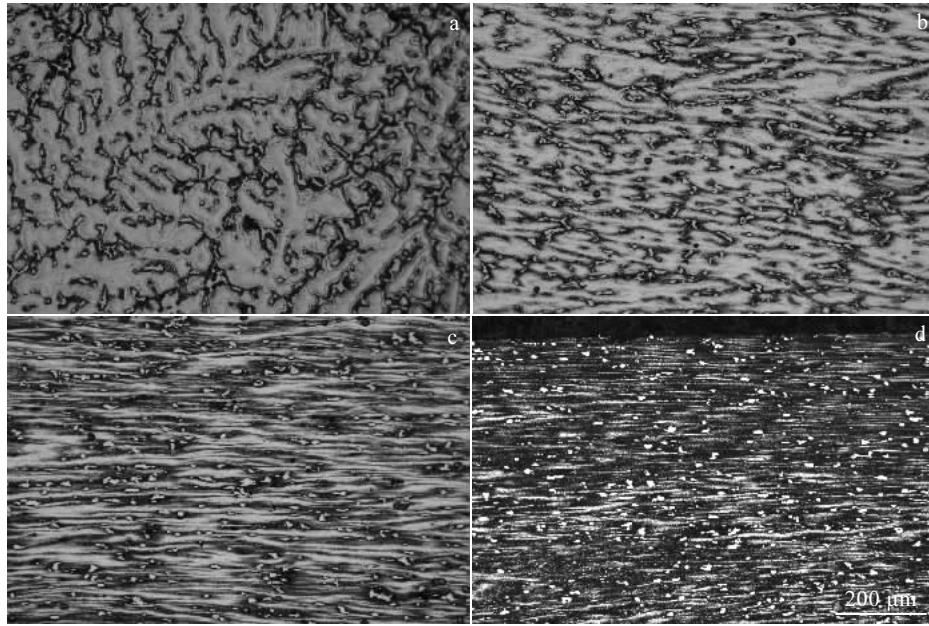


图 11 旋压多道次筒形件试样的金相显微组织

Fig.11 OM images of the samples during multi-pass spinning: (a) base metal, (b) first pass, (c) second pass, and (d) third pass

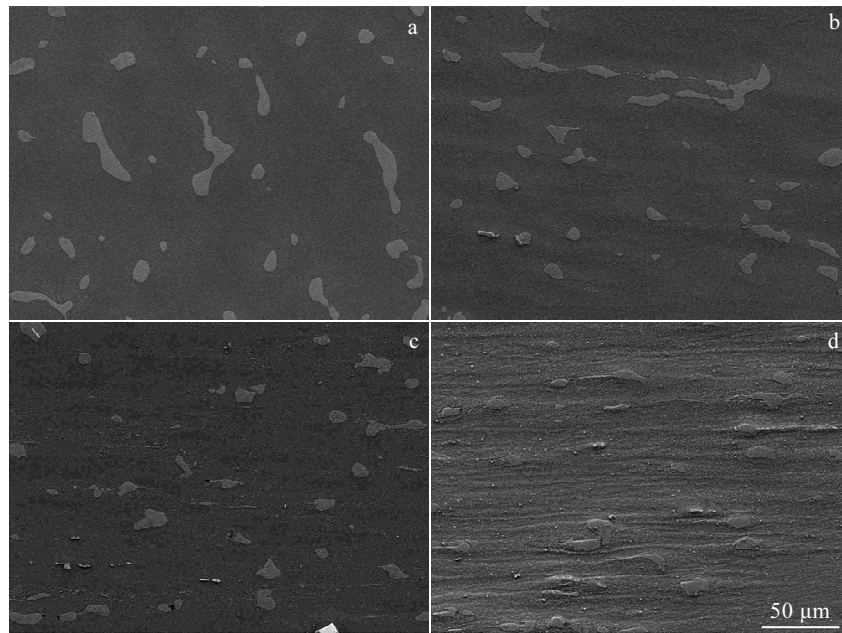


图 12 旋压多道次筒形件试样的扫描电镜图片

Fig.12 SEM images of the samples during multi-pass spinning: (a) base metal, (b) first pass, (c) second pass, and (d) third pass

微纳力学性能图。从图中可以看出，随着旋压道次数的增加，脆性相的硬度逐渐降低，基体镁合金的硬度逐渐增加，但脆性相的硬度还是大于基体的硬度。脆性相硬度降低是由于随着旋压道次数的增加，脆性相的尺寸不断减小，承载面积减少，同时脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$

是位于镁合金基体内部的；基体镁合金硬度升高的原因是随着旋压道次数的增加，镁合金发生的塑性变形量增加，晶粒尺寸减小，晶粒细化；同时，破碎的脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 均匀弥散分布在镁合金内部，在镁合金的塑性变形过程中钉扎位错，使位错密度急剧增加，

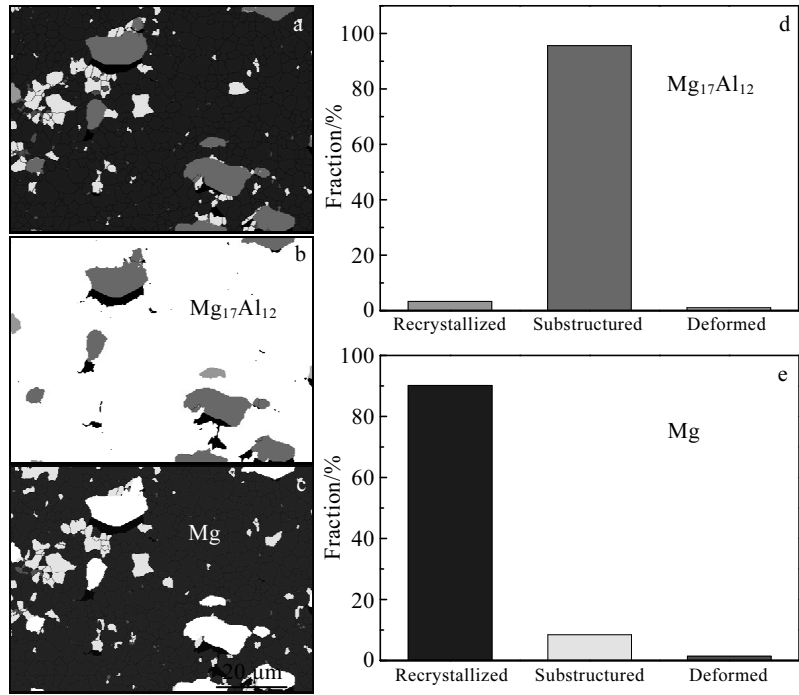


图 13 大塑性变形后镁合金的 EBSD 图

Fig.13 EBSD maps of recrystallized, substructured and deformed region of $Mg_{17}Al_{12}$ and Mg matrix after severe plastic deformation: (a) total map, (b, c) layered maps; (d, e) the color indication image

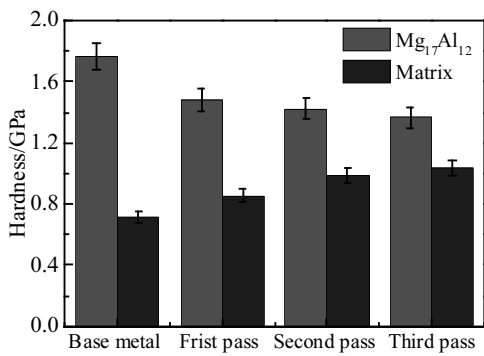


图 14 旋压不同道次的镁合金硬度图

Fig.14 Hardness of Mg alloy with different passes during spinning

起到第二相强化的作用。因此,随着旋压变形量的增加,基体镁合金的硬度逐渐增加,最高可达 1.036 GPa。

图 15 为旋压不同道次的镁合金试样纳米压痕的载荷-位移曲线。从图中可以看出,相对于镁合金基体而言,脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 的载荷-位移曲线的位移突进更为明显,但随着旋压道次的增加,两者的位移突进逐渐减弱。从而可以证明,旋压过程中筒形件受到旋压力的作用,发生一定的塑性变形,改善了 AZ91 镁合金的塑性性能。

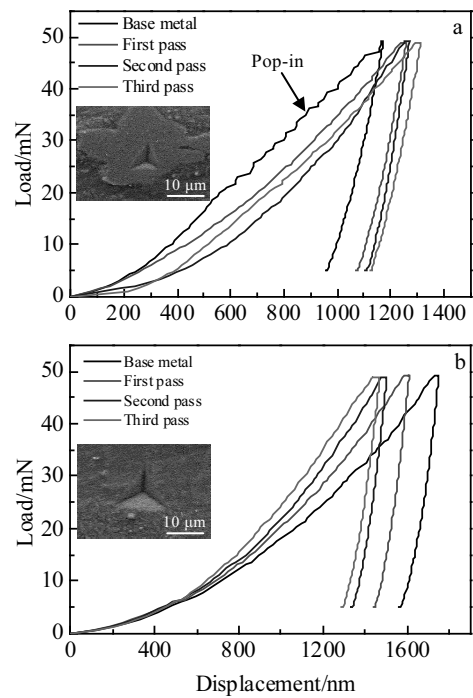


图 15 旋压不同道次的镁合金试样纳米压痕曲线

Fig.15 Curves of nanoindentation of the sample with different passes during spinning: (a) $Mg_{17}Al_{12}$ and (b) matrix

3 结 论

1) AZ91 镁合金筒形件经过强力旋压的减薄率达到 88.3% 时, 筒形件成形良好, 表面无裂纹、褶皱等缺陷产生。

2) 随着旋压变形量的增加, 镁合金沿壁厚方向组织趋于均匀化, 晶粒尺寸逐渐减小, 大尺寸脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 破碎成小颗粒状, 呈流线形弥散分布在镁合金内部。

3) 在 AZ91 镁合金旋压筒形件内部, $Mg_{17}Al_{12}$ 相以亚晶粒为主, 是因为其在旋压过程中受旋轮力破碎; 镁合金基体形成大量的动态再结晶晶粒, 主要原因是其变形量大, 位错密度急剧增加, 驱动了动态再结晶过程。

4) 随着旋压道次的增加, $Mg_{17}Al_{12}$ 相的微/纳力学性能降低, 主要原因是尺寸效应的影响; 镁合金基体相的微/纳力学性能升高, 这是由于晶粒细化和脆性相 $Mg_{17}Al_{12}$ 的第二相强化, 阻碍和钉扎位错。

参考文献 References

- [1] Chen Zhenhua(陈振华), Xia Weijun(夏伟军), Yan Hongge(严红革) *et al.* *Wrought Magnesium Alloy(变形镁合金)*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 5
- [2] Lu Liwei, Liu Tianmo, Chen Yong *et al.* *Material Characterization*[J], 2012, 67: 93
- [3] Pan Fusheng, Zhang Jing, Wang Jingfeng *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(7): 1249
- [4] Ali Yahia, Qiu Dong, Jiang Bin *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 639
- [5] Zhao Yuanhua(赵源华), Chen Yungui(陈云贵), Zhao Dong(赵东) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(8): 1470
- [6] Sun Jie, Jin Li, Dong Jie *et al.* *Materials characterization*[J], 2016, 119: 195
- [7] Chen Yuanli, Jin Li, Dong Jie *et al.* *Materials Characterization* [J], 2016, 118: 363
- [8] Jing Su, Mehdi Sanjari, Abu Syed H Kabir *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2016, 113: 198
- [9] Liu Jinhai(刘金海), Li Guolu(李国禄), Liu Gensheng(刘根生). *Light Alloy Fabrication Technology(轻合金加工技术)*[J], 2001, 29(8): 1
- [10] Zhao Yunhao(赵云豪), Li Yanli(李彦利). *Spinning Technology and Application(旋压技术与应用)*[M]. Beijing: China Machine Press, 2002: 1
- [11] Zhang Lijun(张利军), Shen Wei(申伟), Cao Ercong(曹尔聪). *Tool Engineering(工具技术)*[J], 2013, 47(7): 44
- [12] Yang Yantao(杨延涛), Ren Changjie(任长洁), Cao Xuewen(曹学文) *et al.* *Aerospace Materials & Technology(宇航材料与工艺)*[J], 2014, 24(3): 88
- [13] Zhao Gangyao(赵刚要), Tu Shanjun(涂善俊), Zhang Ranyang(张冉阳) *et al.* *Journal of Plasticity Engineering(塑性工程学报)*[J], 2014, 21(2): 116
- [14] Zhou Xiang(周祥). *Study on High-Temperature Deformation Behaviour and Thermal Spinning of Extruded ME20M Alloy(挤压态 ME20M 镁合金高温变形行为与热旋工艺研究)*[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014

Microstructure Evolution and Micro/Nano Mechanical Properties of Spinning AZ91 Magnesium Alloy Tubes

Zhang Yuanqi, Wang Wenxian, Chen Hongsheng, Cao Xiaoqing, Zhang Tingting, Zhang Yuyang
(Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-based Materials, Key Laboratory of Interface Science and Engineering in Advanced Materials, Ministry of Education, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: Multi-pass spinning of AZ91 magnesium alloy tube was conducted by power forward spinning. The microstructural evolution, phase structure and micromechanical properties were examined by optical microscope, SEM-EBSD-EDS, and nano-indentation tests, respectively. The results show that when the wall thickness of AZ91 magnesium alloy tube decreases by 88.3%, the surface is well formed without cracks or folds. At the initial stage of spinning, plastic deformation mainly occurs on the outer surface of magnesium alloy. As the spinning deformation increases, the deformation of the inner and outer surfaces tends to be consistent. The brittle phase $Mg_{17}Al_{12}$ breaks down and is distributed in a streamline shape in the magnesium alloy. At the same time, the grain of magnesium alloy is refined and dynamic recrystallization occurs. With the increase of deformation, the strength of tubular parts increases and the hardness is up to 1.036 GPa. The strengthening modes mainly include second phase dispersion strengthening and fine grain strengthening.

Key words: AZ91 magnesium alloy; tube spinning; microstructural evolution; mechanical properties

Corresponding author: Wang Wenxian, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-6010076, E-mail: wangwenxian@tyut.edu.cn