

往复挤压变形对 ZK60 镁合金力学性能的影响 *

王渠东¹⁾ 林金保^{1,2)} 彭立明¹⁾ 陈永军¹⁾

1) 上海交通大学轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200030

2) 太原科技大学应用科学学院, 太原 030024

摘要 ZK60 镁合金经 350 °C 往复挤压 8 道次后, 晶粒尺寸显著细化, 平均晶粒尺寸从约 20 μm 细化到约 1.5 μm, 组织均匀性大大改善. 经往复挤压后, 丝织构转变为 {10 $\bar{1}$ 3}{30 $\bar{3}$ 2} + {10 $\bar{1}$ 1}{1 $\bar{5}$ 43} 织构, 且最大极密度下降. 由于组织的细化和织构的改变, ZK60 镁合金的室温轴向压缩屈服强度大幅度提高, 轴向拉伸屈服强度有所下降, 合金的拉压强度差异性基本消除; 同时, 合金的塑性明显提高, 尤其是在压缩条件下, 延伸率从 15% 增加到 38%.

关键词 ZK60 镁合金, 往复挤压, 织构, 力学性能

中图分类号 TG 146.2

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2008)01-0055-04

INFLUENCE OF CYCLIC EXTRUSION AND COMPRESSION ON THE MECHANICAL PROPERTY OF Mg ALLOY ZK60

WANG Qudong¹⁾, LIN Jinbao^{1,2)}, PENG Liming¹⁾, CHEN Yongjun¹⁾

1) National Engineering Research Center for Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030

2) School of Applied Science, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024

Correspondent: WANG Qudong, professor, Tel: (021)62933139, E-mail: wangqudong@sjtu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50674067)

Manuscript received 2007-04-16, in revised form 2007-08-13

ABSTRACT After cyclic extrusion and compression (CEC) deformation for 8 passes at 350 °C, the microstructure of ZK60 alloy is obviously refined and uniformed, the average grain size is decreased from about 20 μm to about 1.5 μm, the initial fiber texture is disappeared and a {10 $\bar{1}$ 3}{30 $\bar{3}$ 2} + {10 $\bar{1}$ 1}{1 $\bar{5}$ 43} texture appeared. With microstructure refining and texture changing, the compression yield stress increased dramatically and the tension yield stress decreased slightly. As a result, the strength-differential effect (SDE) of tension-compression of the alloy is eliminated. At the same time, the ductility of the alloy is enhanced, especially under compression, the elongation is increased up to 38% from 15%.

KEY WORDS Mg alloy ZK60, cyclic extrusion-compression, texture, mechanical property

近年来, 随着航空航天及汽车等领域的快速发展, 对材料的轻质高强性能提出了越来越高的要求. 镁合金具有密度低、比强度高、抗冲击、易回收、散热好、电磁屏蔽性好以及资源丰富等优点, 在电子电器、汽车、航空航天及兵器等领域有着广阔的应用前景^[1-3]. 到目前为止, 镁合金产品主要采用铸造方法生产^[4], 因铸造产品存在难以克服的疏松及缩孔等缺陷, 且大多数铸造镁合金塑性较低, 使得镁合金的应用受到限制. 而变形镁合金则有很

大的技术优势, 具有制造薄壁轻质结构件的巨大潜力^[5]. 然而, 由于镁基体为密排六方结构, 室温滑移系数量少且对称性差, 即便是变形镁合金, 其室温伸长率也大多小于 16%^[6], 因此限制了镁合金零部件的应用. 同时, 密排六方镁合金有限的可激活滑移系又导致其在塑性加工中形成强烈的晶体学织构, 这种晶粒的择优取向也造成了其强度的各向异性^[7]. 这是在变形镁合金零部件的应用中遇到的另一主要问题.

目前, 针对镁合金成形性及塑、韧性的改善已进行了大量研究工作^[5-13]. 但关于镁合金强度各向异性方面的工作 (尤其是镁合金压缩强度与拉伸强度之间差异性的研究) 尚少见报道. 为提高镁合金的综合性能, 改善其拉、压强度的差异性, 本工作采用往复挤压 (cyclic extrusion-

* 国家自然科学基金资助项目 50674067

收到初稿日期: 2007-04-16, 收到修改稿日期: 2007-08-13

作者简介: 王渠东, 男, 1964 年生, 教授

compression, CEC) 大型性变形工艺, 考察了 CEC 变形后 ZK60 镁合金的微观组织和力学性能的变化, 探讨了晶粒细化和组织演变对拉伸和压缩力学性能的影响机理。

1 实验方法

采用的挤压态 ZK60 镁合金棒材的直径为 30 mm, 长为 40 mm; 成分 (质量分数, %) 为: Mg-5.5Zn-0.5Zr. CEC 挤压实验在 315 t 双缸液压机上进行 (压下速度为 8 mm/s). 往复挤压前将模具及试样在 350 °C 下保温 1.5 h. 模具采用石墨机油润滑剂润滑. 往复挤压工艺流程参见文献 [13], 本实验 CEC 变形道次为 8, 累积应变量为 12.2. 试样挤压后立即水淬。

用于金相观察、织构测试以及拉伸和压缩力学性能测试等实验试样的取样位置如图 1 所示. 金相观察采用 Leica MEF-4M 型显微镜; 宏观织构测试采用 Philips PW 1820 型 X 射线衍射仪; 室温力学性能测试在 Zwick 万能材料实验机上进行, 片状拉伸试样标距为 (10×2×1.5) mm, 压缩试样尺寸为 (8×5×5) mm, 采用相同应变速率 ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$).

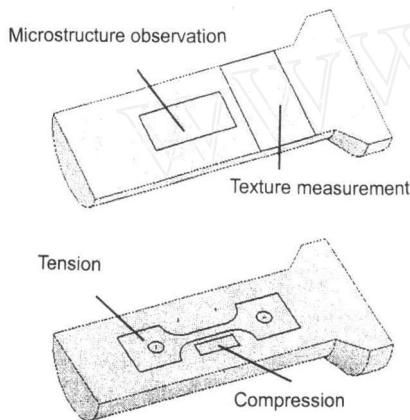


图 1 取样位置示意图

Fig.1 Schematic of sampling position

2 实验结果

2.1 显微组织

图 2 为 ZK60 镁合金挤压态 CEC 坯料和经 350 °C CEC 变形 8 道次后的光学显微组织照片. 由图 2a 可见, CEC 坯料的晶粒尺寸分布很不均匀, 大晶粒 (有些大于 50 μm) 被小于 5 μm 的再结晶小晶粒所包围, 平均晶粒尺寸约为 20 μm ; 经 CEC 变形 8 道次后, 组织由均匀、细小的等轴晶组成 (见图 2b), 微观组织显著细化, 平均晶粒尺寸约为 1.5 μm , 均匀化程度大大提高。

2.2 织构

图 3 给出 ZK60 镁合金 CEC 变形前、后的 {0001} 和 {10 $\bar{1}$ 0} 极图. 从图 3a 可见, 镁合金 ZK60 棒材 CEC 变形前呈较强的 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 丝织构, 即 {0001} 基面和 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$ 晶向平行于挤压方向 (ED), 这是镁合金在挤压成棒材过



图 2 ZK60 镁合金经 350 °C 往复挤压 (CEC) 变形前、后的显微组织

Fig.2 Optical microstructures of Mg alloy ZK60 before (a) and after (b) CEC (cyclic extrusion-compression) for 8 passes at 350 °C (strain $\epsilon = 12.2$)

程中形成的典型织构, 已在大量研究 [8,14,15] 中得到证实; 图 3b 为 ZK60 镁合金经 350 °C 往复挤压 8 道次后的 {0001} 和 {10 $\bar{1}$ 0} 极图, 可见 CEC 变形后晶体择优取向发生了很大转变. 对比 CEC 变形前、后的极图可看出, 往复挤压后丝织构得到分解, 基面 {0001} 从平行于挤压方向转变为与挤压方向约成 60° 夹角分布, 且最大极密度下降, 织构的漫散度增加. 通过与标准极图对照, 可知往复挤压后合金中织构组分为: $\{10\bar{1}3\}\{30\bar{3}2\} + \{10\bar{1}1\}\{1\bar{5}43\}$.

2.3 力学性能

图 4 为 CEC 变形前、后 ZK60 镁合金室温轴向拉伸和压缩的真应力-真应变曲线. 对比曲线 1, 2 可以看出, 常规挤压态 ZK60 镁合金的轴向拉、压力学性能存在很大差异. 拉伸屈服强度较高 (238 MPa), 塑性应变硬化指数较低且在整个塑性变形过程中保持稳定; 压缩应变硬化可分为前低、后高两阶段, 因其后期应变硬化指数较高, 使得压缩屈服强度约为拉伸屈服强度的 60%, 但抗压强度却高出抗拉强度约 50 MPa. 经 350 °C 往复挤压 8 道次后, 压缩屈服强度 (曲线 4) 大幅提高, 从 CEC 变形前的 141 MPa 增加到 206 MPa; 而拉伸屈服强度 (曲线 3) 有所下降, 从 238 MPa 降到 192 MPa. 可见 ZK60 镁合金拉、压屈服强度的差异性得到大大改善. 对比曲线

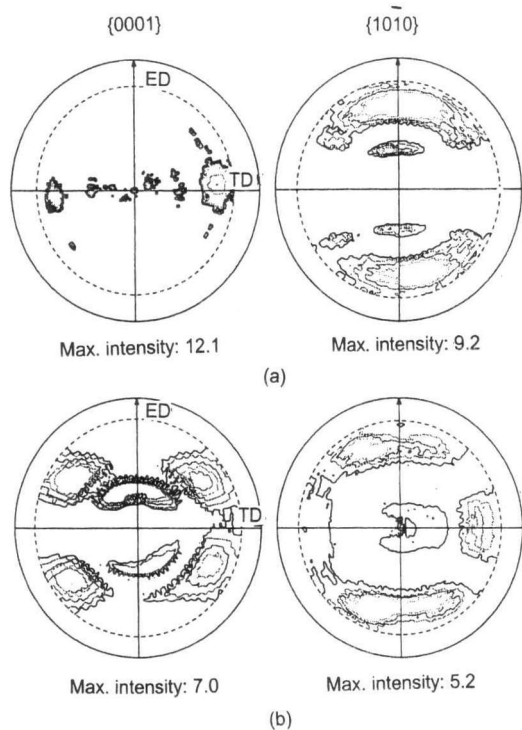


图 3 ZK60 镁合金 CEC 变形前、后 {0001} 和 {10 $\bar{1}0$ } 的极图

Fig.3 {0001} (left) and {10 $\bar{1}0$ } (right) pole figures of the Mg alloy ZK60 before (a) and after (b) CEC 8 passes, texture changed from {0001}{10 $\bar{1}0$ } to {10 $\bar{1}3$ }{30 $\bar{3}2$ } + {10 $\bar{1}1$ }{1543}

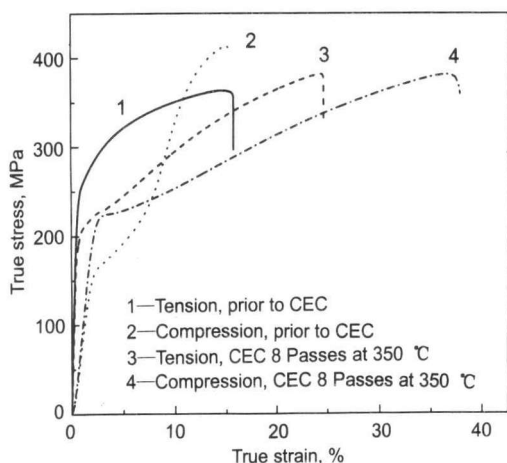


图 4 往复挤压对 ZK60 镁合金室温拉伸 / 压缩性能的影响

Fig.4 Effects of CEC process on the tension/compression properties of the Mg alloy ZK60 at room temperature

2, 4 亦可看出, 经 CEC 变形后压缩应变硬化规律发生改变, 说明往复挤压使得 ZK60 合金塑性变形机制发生了改变. CEC 变形还使得合金延伸率大幅度提高, 尤其是在压缩条件下延伸率增加 1 倍以上, 达到 38%(曲线 4).

3 分析与讨论

镁合金压缩屈服强度普遍低于拉伸屈服强度^[16], 两

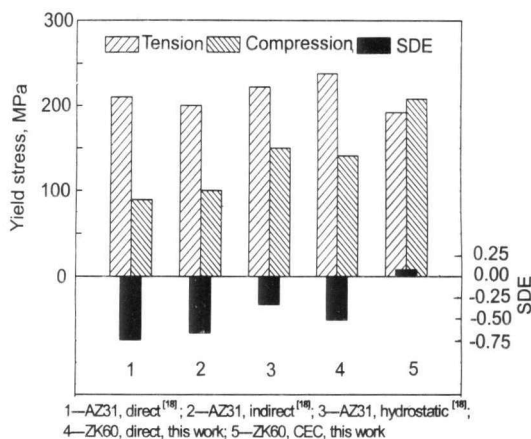


图 5 挤压方式对镁合金强度差异性参数 SDE 的影响

Fig.5 Effect of extrusion method on the SDE (strength-differential effect) for two Mg alloys

者之比通常为 0.5—0.7^[17]. 尤其是常规挤压镁合金, 其轴向压缩屈服强度甚至低于其轴向拉伸屈服强度的 1/2^[18]. 镁合金的这种拉、压强度差异性造成其在某些场合的应用上受到限制. 为定量描述这种强度差异性, Spitzig 和 Richmond^[19] 定义了强度差异性参数 SDE (strength-differential effect), 其计算公式如下:

$$SDE = 2 \frac{\sigma_c - \sigma_t}{\sigma_c + \sigma_t} \quad (1)$$

式中, σ_c 和 σ_t 分别为单轴压缩和拉伸屈服强度, 单位均为 MPa. 改善镁合金强度差异性的一个重要途径是改变塑性成形方式^[18]. 图 5 示出挤压方式对 SDE 的影响. 从图可见, 与正挤压和反挤压相比, 镁合金经等静压挤压后压缩屈服强度显著提高, 强度差异性减弱, 但其拉、压屈服强度差别仍然较大; 本实验结果显示, 经 CEC 变形后, ZK60 镁合金综合力学性能大幅度提高, 拉、压屈服强度差异性基本消除, SDE 值为 0.08.

CEC 变形后 ZK60 镁合金综合力学性能的提高可归因于组织的细化和均匀化. 大量研究^[6,8,20-22] 表明, 细化晶粒不但可以提高镁合金的强度, 还能够改善其塑、韧性. 因为晶粒细化后棱、锥面滑移系临界分切应力大幅降低, 非基面滑移系的开动提高了其塑性变形能力; 同时, 晶粒细化还可以使位错的滑移路程缩短, 变形更加分散且均匀.

CEC 变形后 ZK60 合金压缩屈服强度的提高和拉压屈服强度差异性的消除, 主要是因为织构的改变和晶粒细化. 镁合金室温滑移系少, 在塑性变形过程中孪生起着重要作用. 镁合金的孪生类型有很多种, 在低温下以 {10 $\bar{1}2$ } 面上的孪生为主^[7]. 因镁合金 $c/a < \sqrt{3}$, {10 $\bar{1}2$ } 孪生只能在 c 轴受拉或 a 轴受压的条件下发生, 孪生方向为 $[\bar{1}011]$ ^[7,23]. 挤压态镁合金为丝织结构, c 轴垂直于挤压方向 (见图 6a), 轴向拉伸变形时, 因 a 轴受拉而 c 轴受

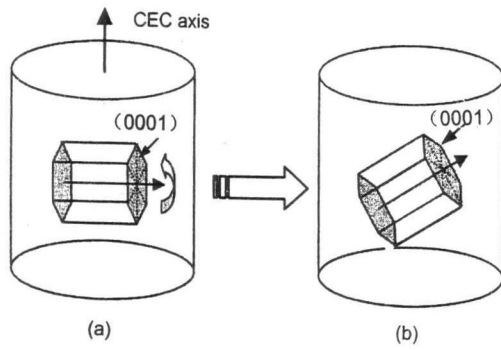


图6 往复挤压后晶体取向变化示意图

Fig.6 Schematics of orientation change during CEC

(a) prior to CEC

(b) after CEC 8 passes

压, 所以 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生不能开动, 同时因基面 Schmid 因子为零, 基面滑移也不容易开动, 因而导致拉伸屈服应力较高; 而轴向压缩时虽然基面也处于硬取向, 但 $\{10\bar{1}2\}$ 孪生很容易开动, 使得合金的轴向压缩屈服强度大大低于轴向拉伸屈服强度。CEC 变形以后, 丝织构转变为 $\{10\bar{1}3\}\langle 30\bar{3}2\rangle + \{10\bar{1}1\}\langle 1\bar{5}43\rangle$ 织构 (见图 6b), 基面 Schmid 因子增加, 轴向拉伸变形时因基面滑移易于开动而导致屈服强度下降。轴向压缩变形时, 因晶体偏离了 c 轴受拉、 a 轴受压的情况, $\{10\bar{1}2\}$ 面孪生的 Schmid 因子增加; 另外, 晶粒细化后位错滑移路程变短, 晶界附近的应力集中容易通过非基面滑移、晶界滑移以及动态回复等过程来释放, 应力状态难以满足孪晶形核的要求^[24,25], 这都使得轴向压缩屈服强度提高。

4 结论

(1) 经过 350 °C 往复挤压 8 道次后, ZK60 镁合金晶粒尺寸得到显著细化, 平均晶粒尺寸从约 20 μm 细化到约 1.5 μm , 同时组织均匀性得到提高。

(2) 往复挤压后 ZK60 镁合金的织构类型由丝织构转变为 $\{10\bar{1}3\}\langle 30\bar{3}2\rangle + \{10\bar{1}1\}\langle 1\bar{5}43\rangle$ 织构, 且最大极密度下降。

(3) 由于组织的细化、均匀化以及织构类型的改变, 往复挤压 ZK60 镁合金的室温轴向压缩屈服强度大幅度提高, 轴向拉伸屈服强度有所下降, 合金拉压强度差异性基本消除; 同时, 延伸率明显提高, 尤其在压缩条件下延伸率增加 1 倍以上, 达到 38%。

参考文献

- [1] Westengen H K. *Light Met Age*, 2000; 58(3-4): 44
- [2] Pekguleryuz M O. *Mater Sci Forum*, 2000; 350: 131
- [3] Dwain M, Magers A. *Light Met Age*, 1996; 54(9-10): 60
- [4] Yong M S, Clegg A J. *J Mater Process Technol*, 2004; 145: 134
- [5] Yang Q, Ghosh A K. *Acta Mater*, 2006; 54: 5159
- [6] Avedesian M M, Baker H. *ASM Specialty Handbook: Magnesium and Magnesium Alloys*. Materials Park, OH: ASM International, 1999: 17
- [7] Wang Y N, Huang J C. *Acta Mater*, 2007; 55: 897
- [8] Mukai T, Yamanoi M, Watanabe H, Higashi K. *Scr Mater*, 2001; 45: 89
- [9] Stohr J F, Poirier J P. *Philos Mag*, 1972; 25: 1313
- [10] Obara T, Yoshinaga H, Morozumi S. *Acta Mater*, 1973; 21: 845
- [11] Mabuchi M, Iwahashi H, Yanase K, Higashi K. *Scr Mater*, 1996; 36: 681
- [12] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, Min S H, Jeong H T, Lee J D. *Acta Mater*, 2003; 51: 3293
- [13] Lin J B, Wang Q D, Chen Y J, Zhang L J, Ding W J. *Trans Nonferrous Met Soc Chin*, 2006; 16: 206
- [14] Barret C, Massalski T B. *Structure of Metals*. 3rd ed., Oxford: Pergamon Press, 1980: 768
- [15] Kim W J, Hong S I, Kim Y S. *Acta Mater*, 2003; 51: 3293
- [16] Mueller K, Mueller S. *J Mater Process Technol*, 2007; 187-188: 775
- [17] Zhou H T, Ma C J, Zeng X Q, Ding W J. *Mater Rev*, 2003; 17(11): 16
(周海涛, 马春江, 曾小勤, 丁文江. 材料导报, 2003; 17(11): 16)
- [18] Mueller S, Mueller K, Rosumek M, Reimers W. *Aluminium Int J*, 2006; 82: 327
- [19] Spitzig W A, Richmond O. *Acta Metall*, 1984; 32: 457
- [20] Guo Q, Yan H G, Chen Z H, Zhang H. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 739
(郭强, 严红革, 陈振华, 张辉. 金属学报, 2006; 42: 739)
- [21] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. *Prog Mater Sci*, 2000; 45: 103
- [22] Meyers M A, Mishra A, Benson D J. *Prog Mater Sci*, 2006; 51: 427
- [23] Christian J W, Mahajan S. *Prog Mater Sci*, 1995; 39: 1
- [24] Chen Z H, Yang C H, Huang C Q, Xia W J, Yan H G. *Mater Rev*, 2006; 20(8): 107
(陈振华, 杨春花, 黄长清, 夏伟军, 严红革. 材料导报, 2006; 20(8): 107)
- [25] Perex-Prado M T, Valle J A, Ruano O A. *Scr Mater*, 2004; 50: 667