

AZ31 镁合金不同温度挤压后组织性能研究

梁书锦, 王欣, 刘祖岩, 王尔德

(哈尔滨工业大学, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘要: 研究不同模具温度挤压变形对细晶 AZ31 镁合金力学性能和组织演变的影响。结果表明, 挤压变形显著地细化 AZ31 镁合金的晶粒, 大幅度地提高了材料的抗拉强度和屈服强度, 而材料的延伸率变化不大。室温挤压时, 材料的抗拉强度和屈服强度分别为 322 和 233 MPa, 延伸率为 21%。随着模具温度的升高, 变形后材料组织中的大角度晶界所占的比例逐渐变大, 表明挤压过程中的动态再结晶越来越充分。挤压变形后, 形成{0002}基面环形织构, 织构强度较原始状态显著减弱。通过综合分析材料的力学性能以及织构分布, 发现 AZ31 镁合金的力学性能取决于材料的晶粒大小与织构分布。

关键词: AZ31 合金; 织构; 挤压; 力学性能; 动态再结晶

中图分类号: TG 146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)07-1276-04

镁合金具有密度低、比强度和比刚度高、抗震及减震能力强、电磁屏蔽效果优异以及易回收等一系列优点, 在电子、电器、汽车、交通、航空、航天、医药材料等领域具有重要的应用价值和广阔的应用前景, 被誉为 21 世纪最具发展前途的金属结构材料^[1,2]。但是, 由于镁的密排六方晶体结构, 室温滑移系少, 塑性变形能力较差。

塑性变形是一种通过改善组织来提高材料力学性能的有效方法。大量研究表明, 通过挤压、轧制以及锻造等方法能够有效地细化镁合金材料的晶粒, 提高其室温塑性^[3~8]。此外, 如粉末冶金^[9]、快速冷凝^[10]以及等径侧向挤压^[11,12]等, 也能够得到超细晶镁合金, 并且大幅度地提高材料的综合力学性能。但是, 其缺点是成本较高, 所制备材料的尺寸较小。本实验研究不同温度下挤压变形对 AZ31 镁合金晶粒细化效果和力学性能的影响, 以及挤压过程中织构的演变。

1 实验

实验采用经过一次挤压的 AZ31 镁合金棒材作为原始挤压坯料, 尺寸为 $\Phi 16$ mm \times 250 mm。挤压实验在 3150 kN 压力机上进行, 挤压冲头的速度为 17 mm/s, 挤压比为 4:1, 挤压坯料的尺寸为 $\Phi 16$ mm \times 30 mm。挤压时, 模具温度分别为 300, 200, 100 和 20 $^{\circ}$ C。实验过程中采用油基石墨作为润滑剂。

采用奥林巴斯金相显微镜对挤压得到的 AZ31 镁合金棒材进行金相组织分析; 采用 Instron5569 拉伸试

验机对 AZ31 镁合金的室温力学性能进行测试, 拉伸试验的应变速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。采用 HKL 公司的电子背散射分析仪(EBSD)对经过电解抛光的 AZ31 镁合金试样进行晶粒间取向分析以及织构分析。对进行 EBSD 测试的 AZ31 镁合金试样先采用 600, 800 和 1000#砂纸进行粗磨, 然后采用体积比 5:3 的磷酸乙醇溶液进行电解抛光, 电解电压为 2.5~5 V, 电解液温度为室温。

2 结果与讨论

表 1 为 AZ31 镁合金的化学成分。图 1a 为 AZ31 镁合金原始坯料的金相组织照片。原始坯料由很多细小的再结晶晶粒组成, 采用截线法测量计算得到其平均晶粒尺寸为 7.8 μm 。原始组织中{0002}基面的极图如图 1b 所示。原始组织中, 大多数晶粒的基面平行于挤压方向, 形成很强的基面环形织构分布, 其强度 $f(g)$ 为 12.61。力学性能测试表明, 其抗拉强度和屈服强度分别为 283 和 175 MPa, 延伸率为 21%。

表 1 实验用 AZ31 镁合金的化学成分($\omega/\%$)

Table 1 Chemical composition of AZ31 Mg alloy

Al	Zn	Mn	Fe	Si	Mg
3.28	0.46	0.27	0.018	0.026	Bal.

采用 EBSD 分析测试的方法对挤压后的材料进行分析。图 2 为不同温度挤压后组织中晶粒的取向分布图。图中不同的颜色代表不同的晶粒取向, 晶粒的颜

收到初稿日期: 2008-06-21; 收到修改稿日期: 2008-09-10

作者简介: 梁书锦, 男, 1981 年生, 博士研究生, 哈尔滨工业大学材料学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-86417629, E-mail:liangshujin@gmail.com

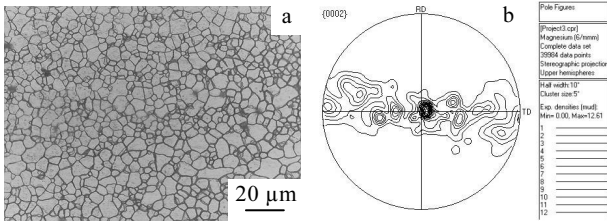


图 1 AZ31 镁合金坯料的原始组织(a)和 {0002} 基面的极图(b)
Fig.1 (a) Microstructure of the AZ31 Mg alloy in the as-received condition; (b) {0002} pole figure of the as-received specimen

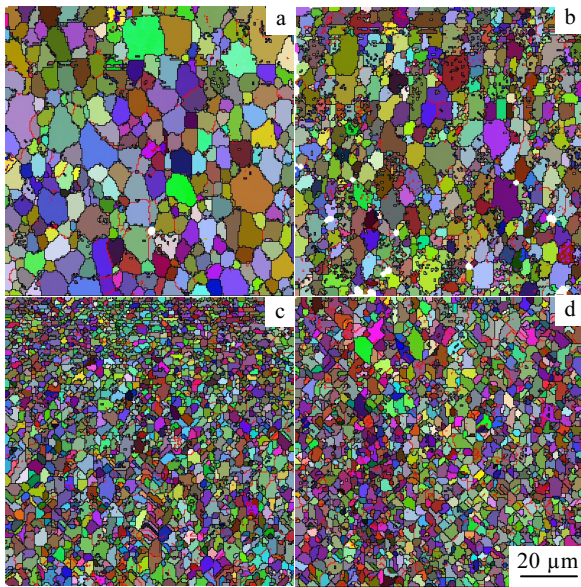


图 2 挤压后 AZ31 镁合金组织中晶粒的取向分布图
Fig.2 Orientation mappings of the AZ31 Mg alloys extruded at (a) 300 °C; (b) 200 °C; (c) 100 °C; and (d) 20 °C

色相近表明晶粒间的取向较接近,取向差较小。图中黑色的晶界代表晶界为大角度晶界(HAGBs, >15°),而红色的晶界则代表小角度晶界(LAGBs, <15°)。图 3 给出变形后组织中大角度晶界所占比例与挤压温度的关系曲线。从中可以看出,随着挤压温度的升高,挤压变形后材料组织中大角度晶界所占的比例逐渐变大,因而小角度晶界所占比例也就随着挤压温度的升高而逐渐减小。由于镁的层错能较低、相对于面心立方结构的金属滑移系较少以及晶界扩散速度较高等原因,在热加工过程中较容易发生动态再结晶。因此其大、小角度晶界所占比例的变化主要决定于挤压变形过程再结晶的充分程度。挤压变形后,材料的晶粒得到显著细化,当挤压温度分别为 300, 200, 100 和 20 °C 时,计算得到晶粒平均尺寸分别为 5.2, 4, 2.7 和 2 μm。

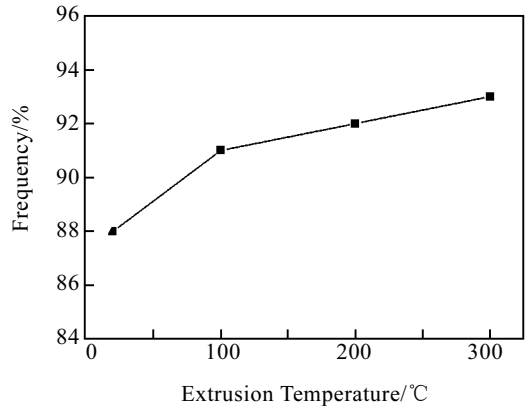


图 3 不同温度挤压后组织中大角度晶界所占比例
Fig.3 Frequency of high angle grain boundaries of the as-extruded samples

挤压过程中, AZ31 镁合金晶粒大小受应变速率以及挤压温度的影响,晶粒大小与函数 Z 有关,其中 $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ [13], $\dot{\epsilon}$ 为挤压变形时的应变速率,在本实验中 $\dot{\epsilon} = 0.57 \text{ s}^{-1}$, Q 为镁合金的激活能,其数值为 135 kJ/mol [11], R 为气体常数, T 为挤压过程的温度。晶粒大小与 Z 函数的关系如图 4 所示。图 4 表明:晶粒尺寸随着 Z 函数的变大而变小。在本实验中, $\dot{\epsilon}$ 、Q 和 R 均为常数,因此实验中挤压温度的高低直接影响到最终 AZ31 镁合金晶粒大小,随着挤压温度的降低,晶粒细化效果也就越来越明显。

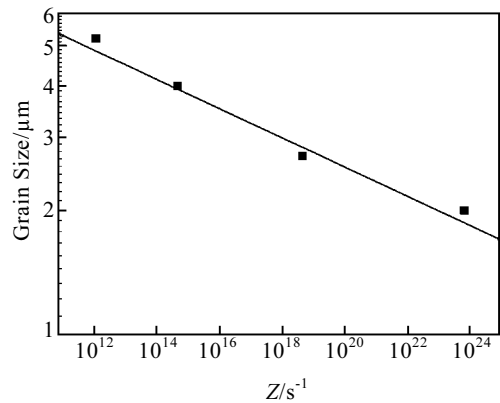


图 4 晶粒大小与 Z 的关系
Fig.4 The relationship between the grain size and the Z parameter

对经过挤压的 AZ31 镁合金试样基面 {0002} 的取向分布进行研究,其不同模具温度条件下的极图如图 5 所示。镁合金在经历挤压变形之后通常会形成基面 {0002} 平行于挤压方向的织构分布 [12,14~19]。随着挤压温度的升高,一些非基面滑移系会在变形过程中开动,

因而，基面的织构分布越来越复杂。与原始状态(图 1b)相比，挤压之后材料基面织构强度显著减弱。Ion 等^[20]认为，在变形过程中镁合金发生旋转动态再结晶，再结晶晶粒会优先在原始晶粒晶界处的剪切变形区形成，并旋转远离原始晶粒，所以就会出现变形后基面织构强度明显减弱的现象。此外，原始组织中大多数的基面平行于挤压方向，此时外在作用力垂直于 *c* 轴方向，这极有利于发生 {10 $\bar{1}2$ } 孪生变形，而 {10 $\bar{1}2$ } 孪晶会逐渐调整基面垂直于挤压方向，这也会造成基面纤维织构强度的减弱。

对挤压得到的 AZ31 镁合金棒材进行沿挤压方向的力学性能测试。图 6 为在室温条件下，应变速率为 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ 时，AZ31 镁合金棒材的抗拉强度、屈服强度和延伸率与挤压温度的关系曲线。Yoshida 等人^[21]的研究表明：对于密排六方结构的镁合金材料，其力学性能受到晶粒大小以及组织内部织构分布的共同影响。图 6 表明：随着挤压温度的降低，AZ31 镁合金的抗拉强度和屈服强度逐渐增大，而延伸率变化不大；挤压温度为 20 °C 时，抗拉强度和屈服强度分别为 322 和 233 MPa，其延伸率为 21%。挤压温度为 300 和 200 °C 时，很大一部分晶粒的基面沿挤压方向产生一定的偏转，而挤压温度为 100 和 20 °C 时，基面平行于挤压方向。在进行沿挤压方向的拉伸试验时，前者的基面 Schmid 因子较大，基面处于软取向，有利于塑性变形，因而与低温挤压变形的试样相比，屈服强度较低，而延伸率较高。对于织构分布类似的 100 和 20 °C 挤压后的 AZ31 镁合金来说，20 °C 挤压时材料的晶粒尺寸较小，因此其抗拉强度、屈服强度和延伸率也就较高。

Yoshida^[21]等人在挤压温度为 200 °C 时，采用 4 道次等径侧向挤压变形的的方法挤压得到平均晶粒尺寸为 1.9 μm 的 AZ31 镁合金棒材，其晶粒大小与本实验中室温挤压得到的 AZ31 镁合金棒材的平均晶粒尺寸(2 μm)基本一致。力学性能测试表明：等径侧向挤压方法制备的 AZ31 镁合金屈服强度仅为 120 MPa，而延伸率却高达 27%。对比二者的 {0002} 面极图，发现其基面织构沿挤压方向偏转近 45°，其织构强度高达 12。当沿着挤压方向进行拉伸试验时，{0002} 面的 Schmid 因子接近最大值，基面处于软取向，因而屈服强度较低而延伸率较高，表现出良好的室温塑性。而本实验 20 °C 挤压制备的 AZ31 镁合金棒材，{0002} 面的 Schmid 因子接近于 0，基面处于硬取向，因而屈服强度较高而延伸率较低。

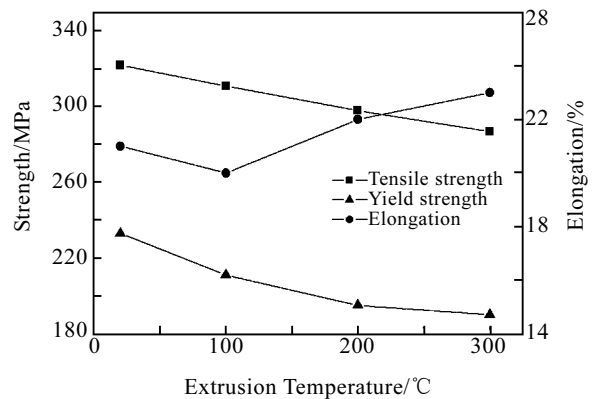


图 6 挤压后 AZ31 镁合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率与挤压温度的关系

Fig.6 Mechanical performances versus extrusion temperature for as extruded AZ31 Mg alloy

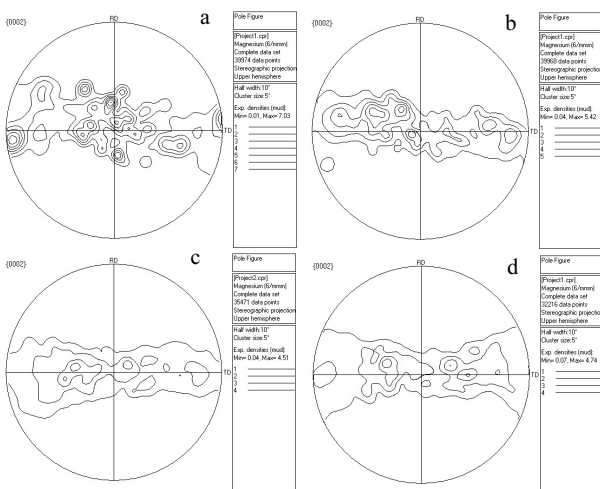


图 5 挤压后 AZ31 镁合金中基面 {0002} 的极图

Fig.5 {0002} pole figures of the samples extruded at (a) 300 °C; (b) 200 °C; (c) 100 °C; and (d) 20 °C

3 结 论

- 1) 挤压变形显著地细化 AZ31 镁合金的晶粒，提高材料的力学性能。挤压温度为 20 °C 时，平均晶粒尺寸为 2 μm ，抗拉强度和屈服强度分别为 322 和 233 MPa。
- 2) 随着挤压温度的升高，挤压后材料组织中的大角度晶界所占的比例越来越大，动态再结晶越来越充分。
- 3) 挤压变形之后形成基面环形织构，与原始状态的织构强度相比，挤压后材料的基面织构有所减弱。
- 4) 挤压态 AZ31 镁合金力学性能不但受到组织平均晶粒大小的影响，还受到组织内部晶粒取向分布的影响。

参考文献 References

- [1] Kaneko T, Suzuki M. *Materials Science Forum*[J], 2003, 419~422: 67
- [2] Staiger M P, Pietak A M, Huadmai J *et al. Biomaterials*[J], 2006, 27: 1728
- [3] Chino Y, Mabuchi M, Shimojima K. *Materials Transactions*[J], 2001, 42(3): 414
- [4] Xing J, Yang X Y, Miura H. *Materials Science Forum*[J], 2005, 488~489: 597
- [5] Murai T, Matsuoka S, Miyamoto S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 141(2): 207
- [6] Wang X L, Yu Y, Wang E D. *Materials Science Forum*[J], 2005, 488~489: 535
- [7] Chang T C, Wang J Y, Lee S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 140: 588
- [8] Del Valle J A, Pérez-Prado M T, Ruano O A. *Materials Science & Engineering*[J], 2003, A355: 68
- [9] Mabuchi M *et al. Material Science and Technology*[J], 1997, 13: 825
- [10] Valiev R Z, Islamgaliev R K, Alexandrov I V. *Progress in Materials Science*[J], 2000, 45: 103
- [11] Frost H J, Ashby M F. *Deformation-Mechanism Maps*[M], Oxford: Pergamon Press, 1982: 44
- [12] Wang Y N, Huang J C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 81(1): 11
- [13] Kubota K, Mabuchi M, Higashi K. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34: 2255
- [14] Prado M T, Valle J A, Ruano O A. *Scripta Materialia*[J], 2004, 50: 667
- [15] Yang P, Yu Y, Chen L *et al. Scripta Materialia*[J], 2004, 50: 1163
- [16] Kalidindi S R. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*[J], 1998, 46: 267
- [17] Hilpert M, Styczynski A, Kiese J *et al. Magnesium Alloys and Their Application*[M]. Hamburg: Werkstoff-Informationen Gesellschaft, 1998: 319
- [18] Mukai T, Watanabe H, Ishikawa K *et al. Materials Science Forum*[J], 2003, 419~422: 171
- [19] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S. *Materials Science Forum*[J], 2003, 419~422: 533
- [20] Ion S E, Humphreys F J, White S H. *Acta Metall*[J], 1982, 30: 1909
- [21] Yoshida Y, Cisar L, Kamado S *et al. Materials Transactions* [J], 2003, 44: 468

Mechanical Properties of AZ31 Mg Alloy Extruded at Different Die Temperatures

Liang Shujin, Wang Xin, Liu Zuyan, Wang Erde

(Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The mechanical properties and texture evolution of AZ31 Mg alloy extruded at different die temperatures are investigated in this paper. It is found that the grains of alloy are refined after extrusion. The tensile strength and yield strength are significantly enhanced, but the elongation is not increased notably. The tensile strength, yield strength and elongation of the sample extruded at 20 °C are 322 MPa, 233 MPa and 21%, respectively. The frequencies of high angle grain boundaries of the as-extruded samples are raised with increasing the extrusion temperatures, which indicates that the dynamic recrystallization is more and more sufficient. The basal ring type texture has been formed in the as-extruded samples, and a significant decrease in the intensity of basal ring type texture is detected. Our study reveals that the mechanical properties of AZ31 Mg alloy are not only related with the average grain size, but also with the texture.

Key words: AZ31 Mg alloy; texture; extrusion; mechanical properties; dynamic recrystallization

Biography: Liang Shujin, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-86417629, E-mail: liangshujin@gmail.com