

文章编号: 1004-0609(2006)06-1034-06

形变热处理对 AZ80 镁合金组织及性能的影响^①

路林林¹, 杨平¹, 王发奇², 钟伟珍²

(1. 北京科技大学材料学院, 北京 100083; 2. 北京广灵镁业公司, 北京 100071)

摘 要: 降低挤压温度是细化镁合金晶粒和提高强度的有效手段, 但对靠析出强化的 AZ80 镁合金来说, 降低挤压温度会造成挤压时的析出, 从而影响最终时效的效果。分析了在工业生产用挤压机上 380 °C 和 330 °C 挤压出的 AZ80 镁合金挤压和时效的组织及性能。结果表明: 330 °C 挤压可获得 6 μm 的均匀等轴晶粒组织, 但冷却后的样品中明显存在析出物, 后续时效过程较快, 但最高强度不如高温挤压样品的最高强度; 在 380 °C 下挤压并时效后, 其最高抗拉强度可达 400 MPa, 延伸率可达 8%。X 射线衍射织构测定表明, {0002} // 挤压轴的织构对性能的提高也起一定的作用。

关键词: AZ80 镁合金; 变形; 时效处理; 织构; 力学性能

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Effects of thermomechanical treatments on microstructure and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy

LU Lin-lin¹, YANG Ping¹, WANG Fa-qi², ZHONG Wei-zhen²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Guangling Magnesium Science and Technology Co. Ltd., Beijing 100071, China)

Abstract: Reducing extrusion temperature is the effect way to refine the grain and enhance mechanical properties of magnesium alloys. However, it may also stimulate the precipitation of second phase during extrusion of AZ80 alloy, and therefore reduce the hardening effect. The microstructures and mechanical properties of these two types of AZ80 magnesium alloys extruded at 380 °C and 330 °C, respectively, on a commercial extruding machine were analyzed. The results indicate that the microstructure with grain size of 6 μm is obtained at the extrusion temperature of 330 °C. However, the second phase is precipitated along the grain boundaries during deformation which influence subsequent microstructure evolution and properties. Ultimate tensile strength over 400 MPa with an elongation of 8% is achieved after aging treatment of the 380 °C-extruded samples. The strong extrusion texture of {0002} is determined and regarded to be responsible mainly for the high properties compared with the grain refinement and precipitation.

Key words: AZ80 magnesium alloy; deformation; aging treatment; texture; mechanical properties

镁合金以其良好的铸造性能、切削加工性能及抗冲击性能等优点日益得到人们的普遍关注, 尤其在汽车和飞机制造等一些工业领域因其低的比重和易回收特点而逐渐被大批量地应用^[1, 2]。AZ80 镁合金是传统 Mg-Al-Zn 系变形镁合金中强度最高的

合金, 其抗拉强度可达 380 MPa^[3]。我国对镁合金的研究主要集中在一些新型稀土类合金体系的开发^[4~7], 对 AZ80 合金的研究较少。尽管 AZ80 镁合金中的 Al 含量占 8%, 且具有明显的时效析出效应, 但直接析出平衡相 Mg₁₇Al₁₂(缺乏亚稳相)和大

① 基金项目: 北京科技大学校科研基金资助项目(00089180); 国家自然科学基金资助项目(50171005)

收稿日期: 2005-10-19; 修订日期: 2006-02-06

通讯作者: 杨平, 博士, 教授; 电话: 010-62332197; E-mail: yangp@mater.ustb.edu.cn

规模的不连续析出(胞状析出)使得该合金并未进行最佳时效强化^[8, 9]。可能改善的方法有两种, 一是加入第三组元产生以亚稳共格方式存在的析出物; 二是改变热机械处理工艺, 在细化晶粒、尽量减小胞状析出的规模的基础上, 利用织构强化。第一种方法是最理想的, 但目前尚未找到理想的第三组元。本文作者采用第二种方法, 尝试降低挤压温度细化晶粒、提高织构强度、促进第二相均匀析出从而进一步改善合金性能的可能性, 为工业生产提供原始数据。由于镁合金强烈的性能各向异性, 挤压棒较高的力学性能几乎无一例外地包含织构的贡献。如 Hilpert 等^[10]报道, AZ80 挤压板(尚未时效)的纵、横向抗拉强度分别为 340 和 200 MPa, 延伸率分别为 12% 和 3%; 挤压棒轴向和径向的抗拉强度分别为 350 和 265 MPa, 延伸率分别为 9% 和 7%; 而铸态 AZ81 合金(无强织构)经 T4 处理后的抗拉强度只有 275 MPa, 延伸率为 15%^[3]; 等通道侧向挤压虽可将晶粒细化至 8 μm 以下, 但造成的软取向使强度反而下降^[11], 可见织构对性能的影响很大。

1 实验

实验所用材料为 AZ80 变形镁合金, 名义成分为 8% Al, 0.5% Zn, 0.2% Mn(质量分数), 余量为 Mg。试样经 630T 生产用挤压机上挤压成 d 22 mm 的棒材, 挤压面之比为 17:1(因生产中模具的限制, 未能进一步增大挤压比)。为消除铸态试样中枝晶偏析及非平衡析出相的影响, 坯料预先经过固溶热处理(440 $^{\circ}\text{C}$, 12 h), 挤压后浇水冷却, 再在 170 $^{\circ}\text{C}$ 下进行等温时效处理, 最长时效时间为 36 h。

拉伸试样按国标 GB/T 228—2002 规定进行截取。拉伸实验在 MTS-810 力学性能实验机上进行, 应变速率为 $6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。硬度实验在 HBRVU-187.5 型光学硬度计上进行, 每个试样上测 3 个点取平均值。金相试样用 AC-II 抛光液进行电解抛光, 然后用苦味酸+冰醋酸溶液侵蚀, 在 Leica MEF4M 型光学显微镜上观察金相组织。用 LEO-1450 型扫描电镜(SEM)观察断口形貌。用 D-5000 衍射仪测量宏观织构。

2 结果与讨论

2.1 铸态及挤压变形后的组织

图 1(a) 和(b)所示为 AZ80 合金的原始铸态组织及 440 $^{\circ}\text{C}$ 固溶处理后的显微组织。由图 1(a)可看出, 铸态组织由 αMg 基体和离异共晶生成沿晶界分布的网状 $\beta\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相组成, 具有 Mg-Al 系合金典型的铸造组织特征, 多视场统计表征组织尺寸为二次枝晶臂, 间距为 25 μm 。经 440 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 12 h 后, β 相重新溶入基体, 获得均匀的单相组织(图 1(b))。图 1(c) 和(d)所示为 AZ80 合金经 380 $^{\circ}\text{C}$ 和 330 $^{\circ}\text{C}$ 挤压后的金相组织(观察面平行于挤压轴方向。为方便起见, 将 380 $^{\circ}\text{C}$ 挤压试样称为试样 A, 330 $^{\circ}\text{C}$ 挤压试样称为试样 B)。挤压时的应力状态为三向压缩, 应变状态为两向缩短一向伸长。两温度下的挤压过程均发生了动态再结晶, 形成等轴晶粒。利用截线法测量, 试样 A、B 的平均晶粒尺寸分别为 15 和 6 μm 。380 $^{\circ}\text{C}$ 挤压变形获得均匀的单相再结晶组织, 沿晶界没有发现明显的第二相析出; 但在 330 $^{\circ}\text{C}$ 挤压时, 沿晶界位置有少量的第二相析出, 第二相的析出可钉扎晶界, 稳定晶粒, 阻碍晶粒长大, 从而起到细化晶粒的作用; 但第二相的过早析出, 消耗了可能以连续方式析出的第二相的量, 这不利于析出强化。样品 B 的高倍组织(图 1(e) 和(f))表明, 多数析出物是沿晶界断续分布的, 少数是成团胞状析出, 推测它们是挤压后期及挤压完成后浇水前形成的, 否则, 早期形成的胞状脱溶物和断续析出物应破碎及成串分布。

图 2 所示为 AZ80 合金经挤压变形后的{0002}极图。由图 2 可看出, 挤压变形后形成了{0002} // 挤压方向(RD)的织构。研究表明^[12-14], 室温时沿挤压方向的拉伸屈服强度明显优于横向强度。织构分析表明, 变形后样品中大部分晶粒的基面平行于挤压方向, 拉伸时各晶粒的基面滑移系及{10 $\bar{1}$ 2}孪生的 Schmid 因子几乎为零, 而柱面滑移的临界分切应力较高, 因此样品的强度较高, 也说明挤压样品高性能的一部分是织构效应。在实际工程应用中需应利用这种强织构方向的力学性能。

2.2 时效后组织

图 3 所示为挤压态合金在 170 $^{\circ}\text{C}$ 经不同时间等温时效后的组织形貌。由图 3 中可看出, 随着时效时间的延长, 白色 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相析出物区域逐渐扩展。在高倍下对其显微组织进行观察可以发现, 显微组织主要呈现两种不同形态, 其中暗黑色流线区域由短棒状的二次相组成(图 4(a)), 白色区域则为类似珠光体的片层状组织和沿晶界少量的球状颗粒(图 4(b))。前者多集中在晶粒内部, 为典型的连

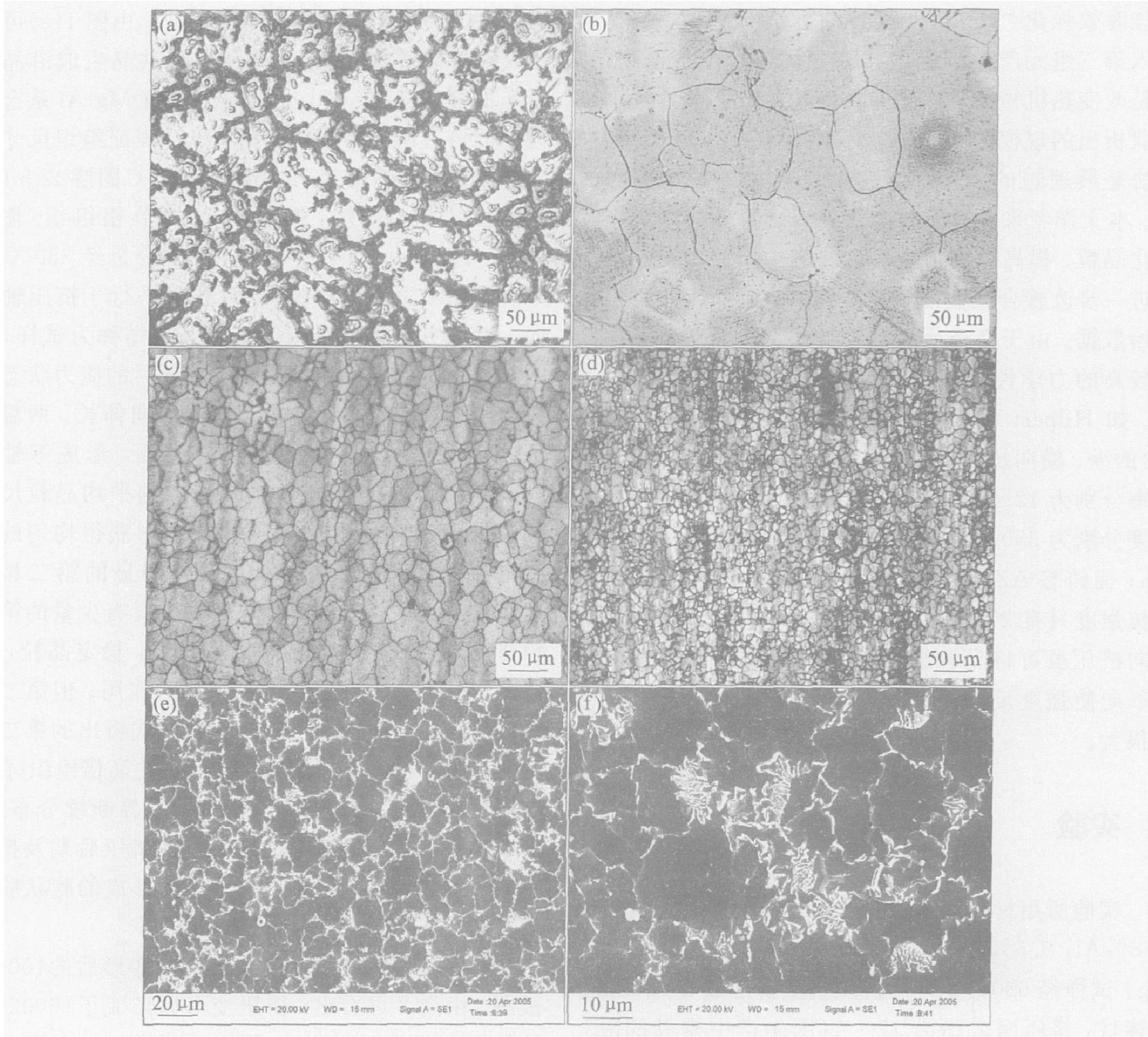


图 1 不同预处理合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of AZ80 alloy under different pretreatment conditions

(a) —As cast; (b) —Solid solution treated; (c) —Extruded at 380 °C;
(d) —Extruded at 330 °C; (e) 、(f) —SEM of sample B

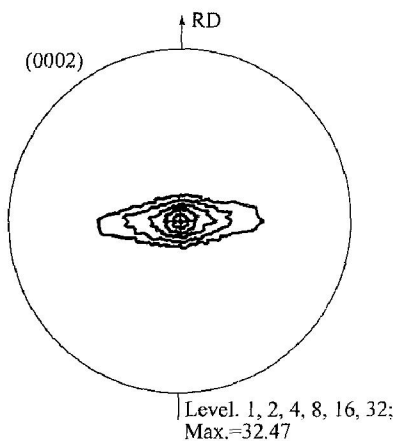


图 2 挤压态 AZ80 镁合金的(0002)极图

Fig. 2 (0002) pole figure of extruded AZ80 magnesium alloy

续性弥散析出; 后者为典型的不连续析出(即胞状析出)。

对比试样 A 和 B 可看出, 在相同时效条件下, 试样 B 中的原始晶粒细, 晶界比例大, 第二相的析出较快(图 3(c)、(d)), 且分布较均匀。第二相的过早析出, 也为后期时效过程中的不连续析出提供了形核位置, 且随着时效过程的进行, 胞状脱溶产物按着一定取向关系逐渐向晶内推进, 并最终充满整个晶粒。

经 380 °C 挤压获得的均匀单相组织, 在随后的时效过程中, $Mg_{17}Al_{12}$ 相的晶内连续析出与晶界的不连续析出按一定比例同时进行, 加上晶粒尺寸较粗大, 从而为连续析出相的长大提供了空间。同

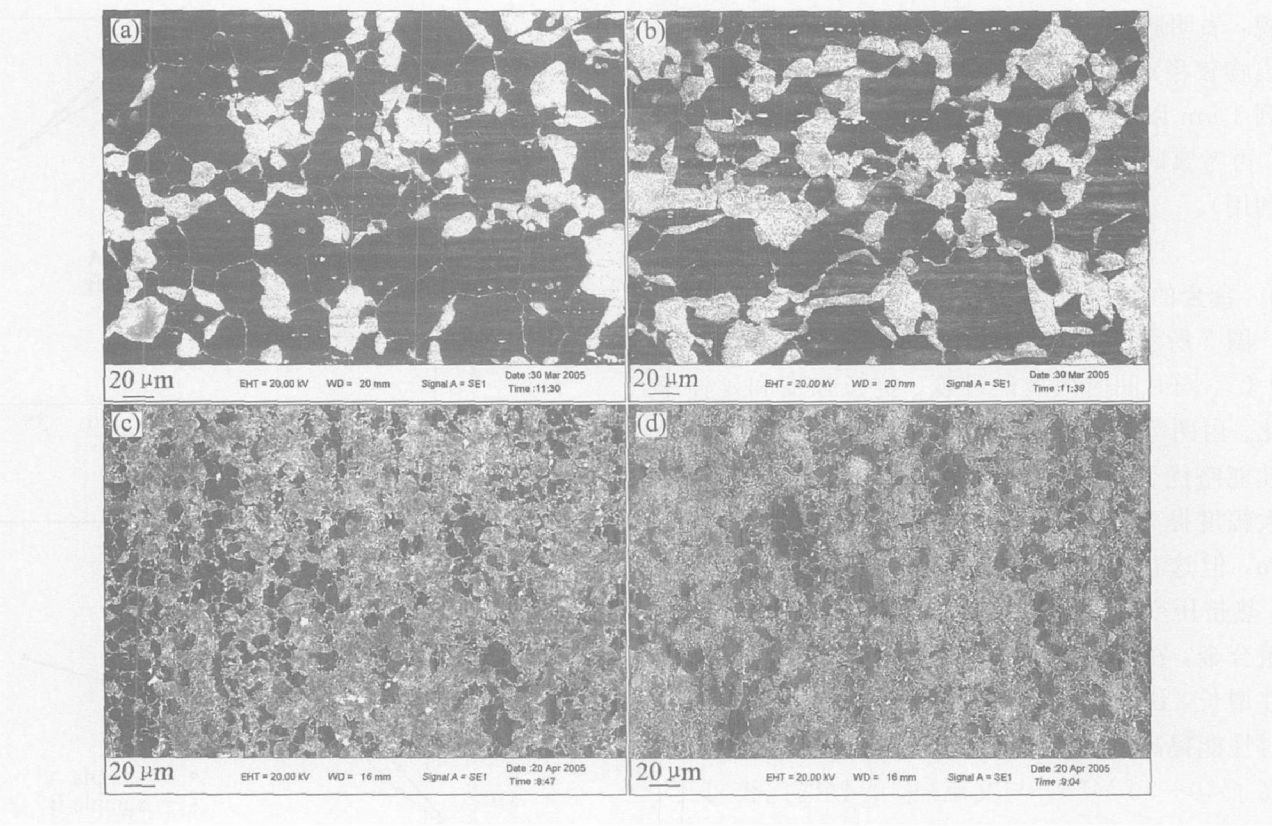


图 3 AZ80 镁合金等温时效后的显微组织

Fig. 3 Microstructures of AZ80 magnesium alloy after isothermal aging treatment

(a) $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 h, sample A; (b) $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 21 h, sample A;
(c) $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 h, sample B; (d) $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$, 21 h, sample B

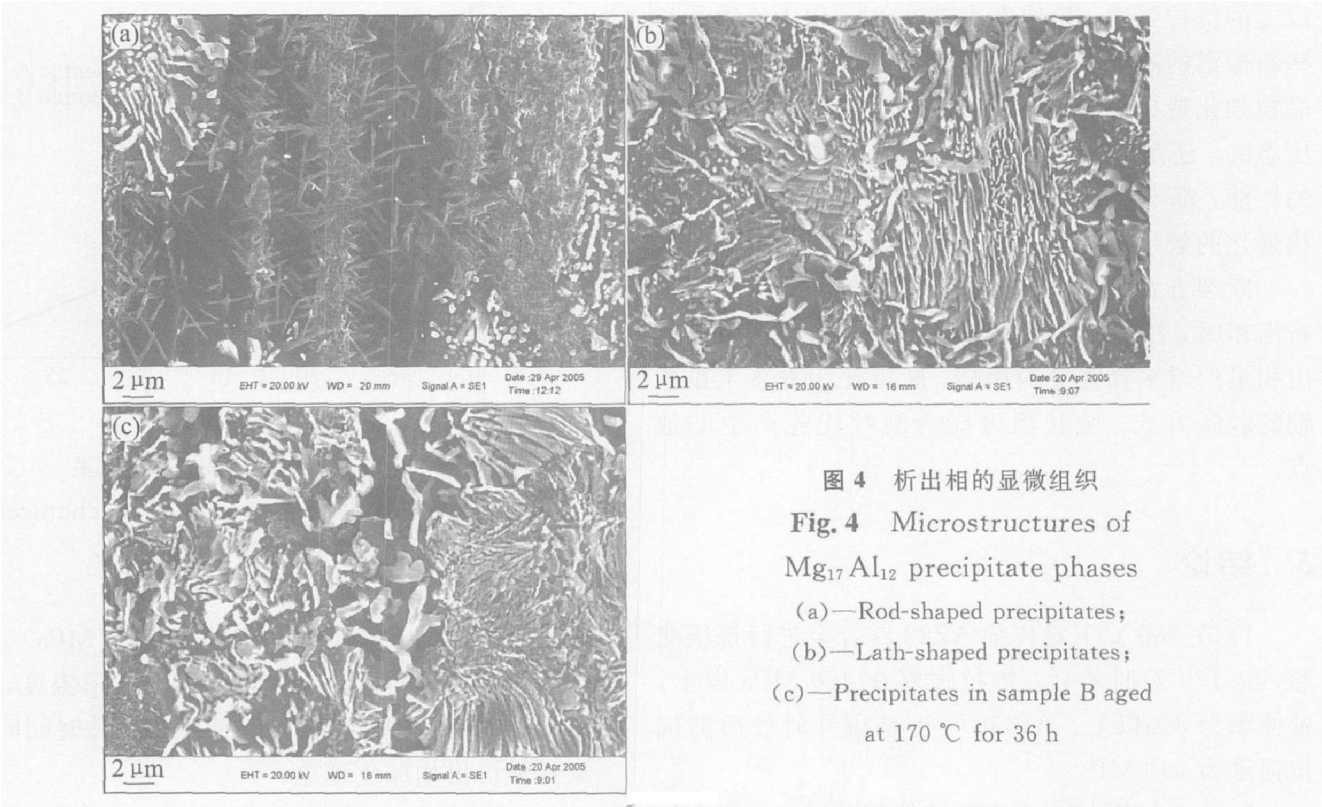


图 4 析出相的显微组织

Fig. 4 Microstructures of $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ precipitate phases

(a)—Rod-shaped precipitates;
(b)—Lath-shaped precipitates;
(c)—Precipitates in sample B aged at $170\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 36 h

时, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相晶内的连续析出降低了合金的过饱和度, 使不连续析出速度减弱。但在不同温度下挤

压并时效均未能从根本上改变不连续胞状析出物的不利析出状态。图 4 所示为析出相的显微组织。图

4(c)所示为样品 B 于 170 °C 时效 36 h 后的析出物形貌,表明胞状析出团并未出现球化或粗化现象,析出物较稳定。进一步利用等通道挤压法将晶粒细化到 1 μm 以下,同时抑制变形过程中的第二相析出,再考察时效过程中的析出行为(但织构强化难以利用)。

2.3 合金的力学性能

图 5 所示为室温下测定的两组合金经热挤压及 170 °C 不同时间时效后的硬度、抗拉强度和延伸率变化。由图 5 可看出,经 380 °C 挤压并时效后的合金性能略优于 330 °C 的。与铸态合金相比,挤压变形大幅度提高了合金的机械性能,提高幅度达 100 MPa,但这往往是晶粒细化和织构强化的复合作用。热挤压变形获得均匀的再结晶等轴晶粒。对比两组合金,在时效前期,试样 A 的抗拉强度几乎成线性增长,说明在时效过程中第二相的连续析出可能对性能提高起到了一定作用,时效导致抗拉强度提高了 40~50 MPa。与文献[9]的数据比较可见,织构的强化效果会超过析出强化的效果。试样 B 中由于不连续析出占主导地位,使得合金性能在一定程度上增长缓慢。材料的延伸率较之挤压态的都有所下降,这是由于在时效过程中沿晶界析出的非共格第二相导致材料变脆所致。时效实现了 400 MPa 以上的抗拉强度,延伸率维持在 8% 以上,优于一些新探索的高稀土镁合金^[4, 15]。目前很难得到单纯晶粒细化造成的强化数据,无论是比较铸态的与挤压态的,还是比较不同道次的等通道侧向挤压样品的性能,都不能将晶粒细化与织构强化分开,但织构强化的效果应为最明显的。

断裂方式的基本特点是:固溶处理及仅有少量析出相时,拉伸样品的断口为 45° 剪切方向,随析出相量的增多和强度的提高,断口变为垂直于拉伸轴的脆断方式,胞状团可能为裂纹优先产生的地点。

3 结论

1) 在 380 °C 下对传统 AZ80 镁合金进行挤压变形,经 170 °C 时效后,抗拉强度在 400 MPa 以上,延伸率为 8% 以上;在 330 °C 下挤压并时效后的抗拉强度为 390 MPa。

2) 330 °C 下挤压,获得了粒径约 6 μm 的均匀等轴再结晶组织,但伴随着第二相沿晶界的过早析出,后期时效过程加快,但未见细晶强化与析出强

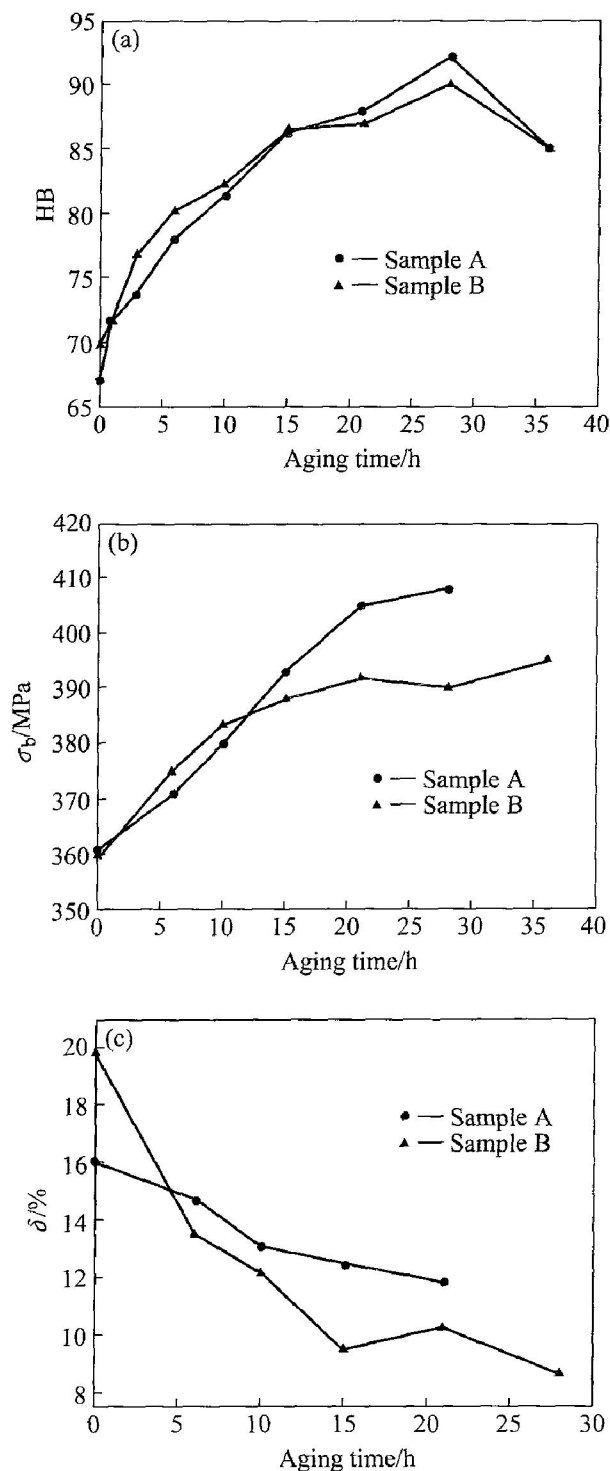


图 5 合金性能与时效时间的关系

Fig. 5 Relationship between mechanical properties and aging time

化直接迭加的效果,且强度偏低(390 MPa)。说明常规挤压变形条件下不宜过分降低变形温度,从而影响后期热处理对性能改善的效果,长时间时效未见片状析出物球化现象。

3) 在 380 和 330 °C 挤压温度下,利用常规热挤压方式获得了 15 和 6 μm 的等轴细晶,但均不能真正改变不连续胞状析出的不利析出状态。

REFERENCES

- [1] Mordike B L, Ebert T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Mater Sci Eng A, 2001, A302: 37 - 45.
- [2] Baghni I M, WU Yin-shun, LI Jiu-qing, et al. Mechanical properties and potential applications of magnesium alloys[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2003, 13(6): 1253 - 1259.
- [3] Avedesian M M, Baker H. ASM Specialty Handbook-Magnesium and Magnesium Alloys[M]. Ohio: ASM International, 1999. 258 - 263.
- [4] 彭卓凯, 张新明, 陈健美, 等. Mn, Zr 对 Mg-Gd-Y 合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(6): 917 - 922.
PENG Zhuo-kai, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, et al. Effects of Mn, Zr on microstructure and properties of Mg-Gd-Y alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(6): 917 - 922.
- [5] 夏长清, 武文花, 吴安如, 等. Mg-Nd-Zr-Zr 稀土镁合金的热变形行为[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(11): 1810 - 1816.
XIA Chang-qing, WU Wen-hua, WU An-ru, et al. Hot-compression deformation behavior of Mg-Nd-Zr-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(11): 1810 - 1816.
- [6] 袁广银, 孙扬善, 曾小勤, 等. Bi 对 AZ91 镁合金时效析出动力学过程的影响[J]. 上海交通大学学报, 2001, 35(3): 451 - 456.
YUAN Guang-yin, SUN Yang-shan, ZENG Xiao-qin, et al. Influence of bismuth on the aging kinetics of AZ91 magnesium alloy[J]. Journal of Shanghai Jiaotong University, 2001, 35(3): 451 - 456.
- [7] MA Chun-jiang, LIU Man-ping, WU Guo-hua, et al. Tensile properties of extruded ZK60-RE alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A349: 207 - 212.
- [8] Celotto S. The study of continuous precipitation in Mg-9% Al-1% Zn alloy[J]. Acta Mater, 2000, 48: 1775 - 1787.
- [9] Duly D, Simon J P, Brechet Y. On the competition between continuous and discontinuous precipitations in binary Mg-Al alloys[J]. Acta Metall Mater, 1995, 43(1): 101 - 106.
- [10] Hilpert M, Wagner L. Effect of mechanical surface treatment and environment on fatigue of wrought magnesium alloys[A]. Kainer K U. Proc of Magnesium Alloys and their Applications[C]. Weinheim: Wiley-VCH, 2000. 463 - 468.
- [11] Kim W J, Hong S I, Kim Y S, et al. Texture development and its effect on mechanical properties of an AZ61 Mg alloy fabricated by equal channel angular pressing[J]. Acta Mater, 2003, 51: 3293 - 3307.
- [12] Kainer K U. Microstructure, mechanical properties and deformation of extruded magnesium alloys[A]. Kainer K U. Proc of Magnesium Alloys and their Applications[C]. Weinheim: Wiley-VCH, 2000. 596 - 601.
- [13] Wang Y N, Huang J C. Texture analysis in hexagonal materials[J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 81: 11 - 26.
- [14] Hilpert M, Styczynski A, Kiese J, et al. Influence of thermomechanical processing on microstructure, texture and fatigue performance of the high-strength magnesium alloy AZ80[A]. Kainer K U. Proc of Magnesium Alloys and their Applications[C]. Weinheim: Wiley-VCH, 1998. 319 - 325.
- [15] 孙扬善, 翁坤忠, 袁广银. Sn 对镁合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 1999, 9(1): 55 - 60.
SUN Yang-shan, WENG Kun-zhong, YUAN Guang-yin. Effects of Sn addition on microstructure and mechanical properties of magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(1): 55 - 60.

(编辑 李艳红)