

热处理条件对锻造 ZK60-Y 镁合金 力学性能的影响*

许道奎 彭林 刘路 徐永波

(中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室)

摘 要 研究了不同热处理条件下锻造 ZK60-Y 镁合金微观组织的变化对其力学性能的影响。结果表明,直接进行人工时效的合金具有优越的强度和塑性。XRD 分析表明,析出相主要有 Mg_2Zn_3 、 $Mg_{24}Y_5$ 、 Zn_2Zr_3 和 $w-Mg_3Y_2Zn_3$ 。 Mg_2Zn_3 和 $w-Mg_3Y_2Zn_3$ 等析出相的尺寸、数量及其在基体中的分布状态对合金的力学性能影响很大。锻造态下大块破碎呈带状分布的 $Mg_3Y_2Zn_3$ 相及 T_4 和 T_6 态下粗化呈片层状的 Mg_2Zn_3 相是合金力学性能降低的主要原因。细小呈带状分布的 $Mg_3Y_2Zn_3$ 相和细层片状分布的 Mg_2Zn_3 相及其在此状态下细小的晶粒使 T_5 态合金具有优越的抗拉强度和塑性。

关键词 金属材料, ZK60-Y 镁合金, 微观组织, 抗拉强度, 热处理

分类号 TG113

文章编号 1005-3093(2005)06-0573-08

Influence of heat treatments on the mechanical properties of forged ZK60-Y magnesium alloy

XU Daokui PENG Lin LIU Lu** XU Yongbo

(Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016)

* Supported by National Natural Science Foundation of China No.50499336 and National Hi-Tech Research and Development Program of China No.2001AA331050.

Manuscript received April 4, 2005; in revised form September 22, 2005.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)83978270,

E-mail: lulu@imr.ac.cn

ABSTRACT The influence of heat treatments on the microstructures and the mechanical properties of forged ZK60-Y magnesium alloys was investigated. The results showed that the direct ageing treated alloy has superior tensile strength and plasticity. The phases in the alloy mainly included Mg_2Zn_3 , $Mg_{24}Y_5$, Zn_2Zr_3 and $w-Mg_3Y_2Zn_3$. The size, quantity and distribution in the magnesium matrix for Mg_2Zn_3 and $w-Mg_3Y_2Zn_3$ have great influence on the mechanical properties of alloys. Zonal distributed bulk $Mg_3Y_2Zn_3$ phase in the forged state and coarsened lamellar Mg_2Zn_3 phase in the T_4 and T_6 states were the main reasons of degrading the mechanical properties of the alloy. Small zonal distributed bulk $Mg_3Y_2Zn_3$ phase, fine lamellar Mg_2Zn_3 phase and refined grains made the alloy in T_5 state have better strength and plasticity.

* 国家自然科学基金重大项目 50499336 和“八六三”计划 2001AA331050 资助项目。

2005 年 4 月 4 日收到初稿; 2005 年 9 月 22 日收到修改稿。

本文联系人: 刘路, 沈阳市 110016, 中国科学院金属研究所沈阳材料科学国家(联合)实验室

KEY WORDS metallic materials, ZK60-Y magnesium alloy, microstructure, tensile strength, heat treatment

镁合金具有高的比强度、优越的减震性能和良好的铸造性能^[1,2]。但是,与铝合金相比,镁合金的强度较低、塑性较差。提高镁合金力学性能的主要方法有添加合金元素、进行大塑性变形和热处理强化等^[3]。添加稀土元素能提高铸造镁合金的铸造性能和力学性能^[4~8]。关于稀土元素对变形镁合金 ZK60 拉伸性能的影响已有报道^[9]。对变形镁合金力学性能的提高主要是通过热处理完成的。热处理对 Mg-Zn-Zr-Y 镁合金内部微观组织的影响已有深入的研究^[10,11],这些研究侧重于 Mg-Zn-Y、Mg-Zn 和 Mg-Y 相的微观结构和析出过程。关于 Mg-Zn 相的析出序已有报道^[12],但是这些析出相对 Mg-Zn-Zr-Y 镁合金力学性能的影响还没有报道。对镁合金经过不同热处理后的力学性能也缺乏深入的研究^[3,13]。本文通过对锻造 ZK60-Y 镁合金进行不同的热处理,研究热处理条件对其微观结构和力学性能的影响。

1 实验方法

实验材料为高强度镁合金 ZK60-Y,首先在电阻炉中将高纯镁锭熔化,在连续通入 SF₆ 和 CO₂ 保护气体的条件下加入 1% Y(质量分数,下同),6.3% Zn 和 2.0% Zr,充分搅拌后,铸造制得直径为 650 mm,高 690 mm 的镁合金圆柱锭,其主要成分为: Zn 6.26%, Zr 0.78%, Y 0.66%,其余为 Mg。将未进行均匀化处理^[14]的铸态 ZK60-Y 镁合金在 390 °C 锻造成一截面为 80 mm×600 mm 的厚板,锻压比为 20:1。

对锻造态合金进行三种不同热处理,即 T₄ 处理, T₆ 处理和 T₅ 处理。T₄ 处理: 在 500 °C 下固溶 2.5 h 后空冷; T₆ 处理: 在 500 °C 下固溶 2.5 h 后空冷 +180 °C 时效 15 h; T₅ 处理: 直接在 180 °C 下时效 15 h。将经过不同热处理的合金加工成长度 25 mm、直径 5 mm 的标准拉伸试样,试样的轴线平行于材料的纵向。

在 MTS(858.01 M) 拉伸试验机上对三种镁合金试样进行恒定速率为 $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的拉伸试验。用型号为 D/max 2400 的 X 射线衍射仪对不同状态下的试样进行 X 射线定相分析,采用 SEM(XL30-FEG-ESEM) 和 TEM(JEM-2000FX II) 观察确定了各状态下的主要析出相的分布和形貌,通过光学显微镜 (Axiophoto 2 image) 对各状态下试样的横截面进行了显微观察并确定了晶粒尺寸。对拉伸试样断口进行了 SEM(XL30-FEG-ESEM) 观察。

2 结果与讨论

2.1 锻造态和 T₅ 态

锻造态和 T₅ 态 ZK60-Y 镁合金的晶粒尺寸相差较小,其平均晶粒尺寸大约为 6~7 μm(图 1a, b)。这说明对合金进行直接时效处理不会引起晶粒长大。稀土 Y 改变了 ZK60 镁合金中 Zn 的固溶度,从而减少了凝固时间,使晶粒细化^[9];在镁合金凝固时元素 Zr 成为凝结核,使形核速率提高,从而使晶粒细化;较大的锻造比和动态再结晶也细化了晶粒。

从图 2 可见,锻造态和 T₅ 态合金主要析出相的种类没有变化。从图 3 可以看出,锻造态和 T₅ 态合金的主要相为分布在流变方向上呈带状的 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相,而 T₅ 态合金还有少量细的片层状 Mg₂Zn₃ 相(图 4a, b)。EDAX 能谱(图 5)表明 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相是一种金属间化合物。在铸态 ZK60-Y 镁合金热轧过程中晶粒沿锻造方向流变变为纤维状组织,使得分布在晶界上的金属间化合物也沿着流变方向分布。回复再结晶后,镁合金的晶粒得到细化。因为锻造态中的

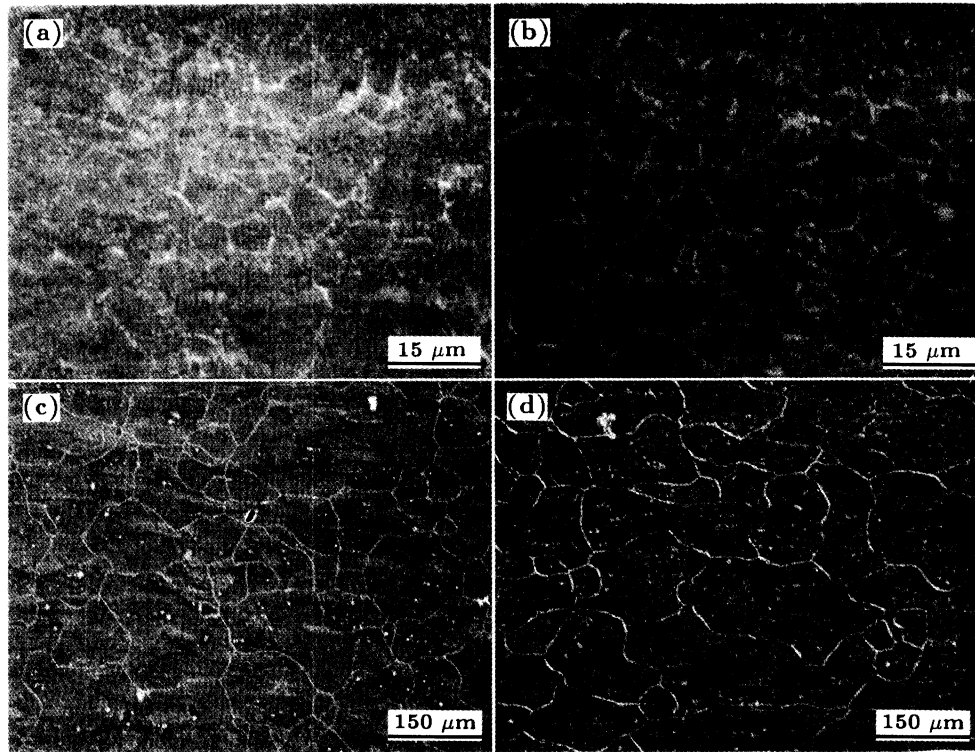


图 1 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理前后的微观组织

Fig.1 Microstructures of ZK60-Y alloys (a) forged states; (b) T₅ states; (c) T₄ states; (d) T₆ states

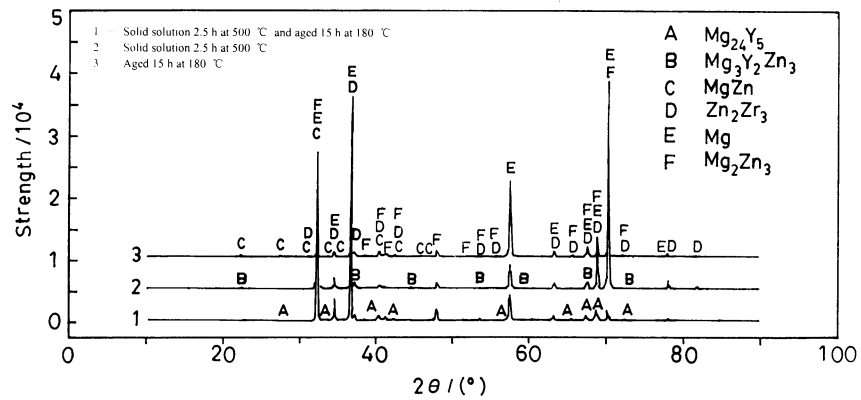


图 2 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理后的 X 射线定相分析

Fig.2 XRD peaks of forged ZK60-Y alloys after heat treatments

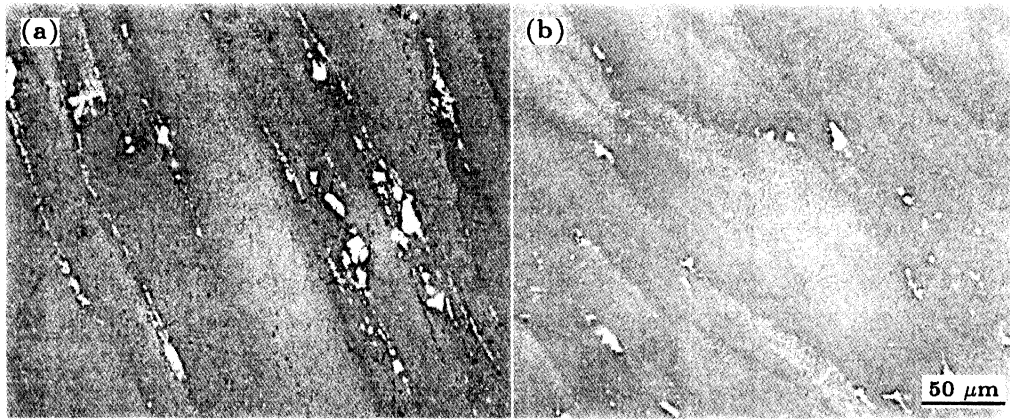


图3 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理前后的相分布

Fig.3 Phases distribution of forged ZK60-Y alloys (a) forged; (b) T₅ state

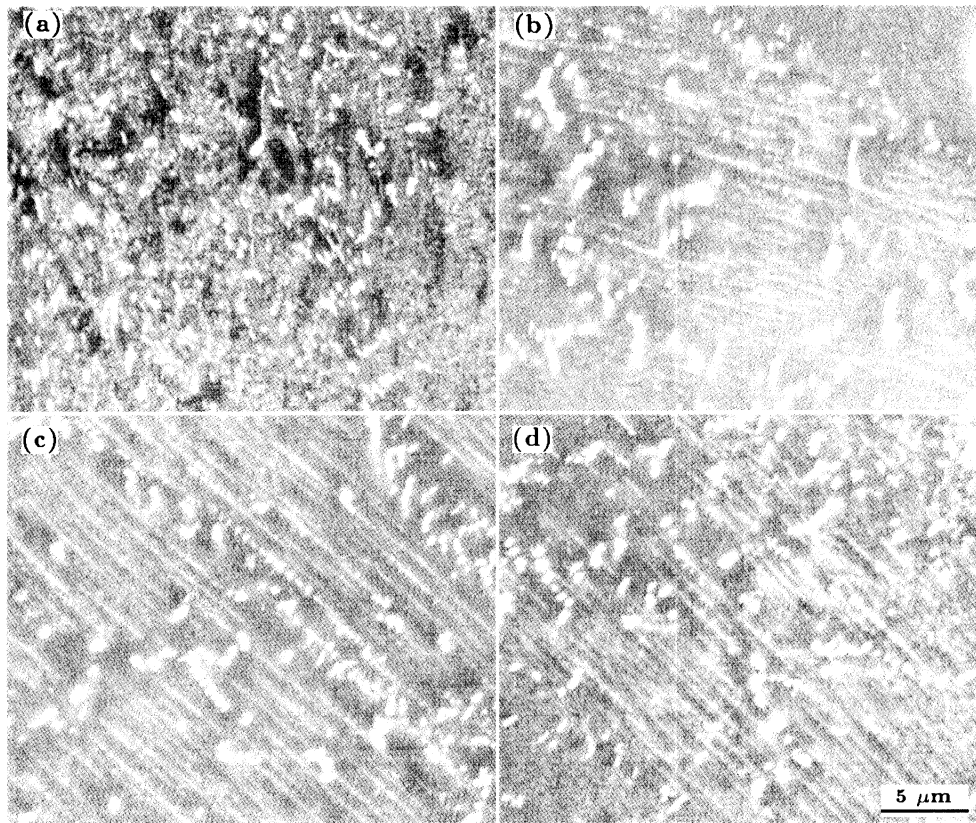


图4 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理前后晶粒内的片层状 Mg_2Zn_3 相

Fig.4 Distribution of the lamellar Mg_2Zn_3 phase in the grain interior of forged ZK60-Y alloys before and after heat treatments (a) forged; (b) T₅; (c) T₄; (d) T₆ states

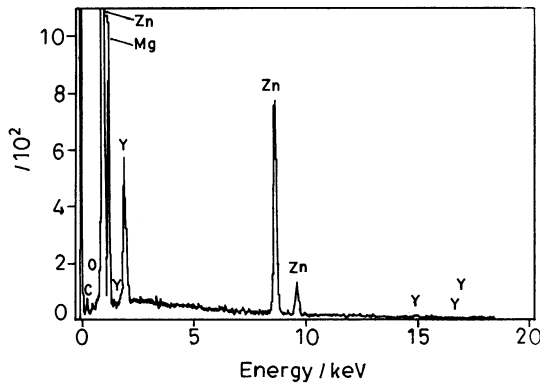


图 5 锻造态 Mg-Zn-Y 金属间化合物的 EDAX 能谱分析

Fig.5 EDAX spectrum of Mg-Zn-Y intermetallic compounds at forged state

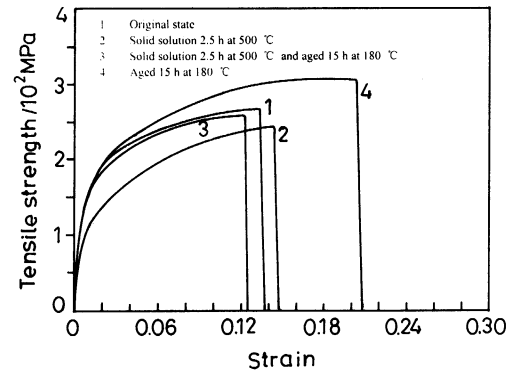


图 6 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理前后的应力-应变曲线

Fig.6 Strain-stress curves of the forged ZK60-Y alloys before and after heat treatments

w-Mg₃Y₂Zn₃ 相在动态再结晶温度下不能分解, 仍沿着流变方向分布. 对于 T₅ 态, 在 180 °C 15 h 的时效处理使 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相中的 Zn 在浓度梯度的驱动下扩散进入基体并与 Mg 形成细的片层状 Mg₂Zn₃ 相, 使 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相的尺寸有所减小.

从图 6 可以看出, 直接对锻造 ZK60-Y 镁合金进行人工时效可以获得较高的抗拉强度和塑性, 其抗拉强度 σ_b 值可达 309 MPa, 比锻造态下的大约高 50 MPa, 延伸率 δ 可达 18.7%, 比锻造态的高 50% 左右. 在这两种条件下热处理的合金晶粒尺寸和析出相的种类基本相同, 主要的差别是 T₅ 态合金中 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相的尺寸有所减小, 并且出现了细小的呈片层状分布的 Mg₂Zn₃ 相.

锻造态拉伸试样的断口由塑性韧窝和大量呈带状分布的大块破碎颗粒组成 (图 7a), 而 T₅ 态合金的断口形貌却显示出明显的韧性断裂, 在断口上可以看到大量深塑性韧窝和呈带状分布的小块破碎的颗粒 (图 7b). 可见, 与锻造态相比, T₅ 态合金中尺寸较小的 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相和细小呈片层状的 Mg₂Zn₃ 相是其具有优良力学性能的主要因素, 从而说明析出相 w-Mg₃Y₂Zn₃ 的尺寸大小对合金力学性能有着重要的影响.

2.2 T₄ 态和 T₆ 态

在 500 °C 固溶 2.5 h 后, T₄ 和 T₆ 态合金的晶粒明显长大, 晶粒的平均尺寸大约为 80~90 μm (图 1c, d). 主要原因是, 在 500 °C 固溶 2.5 h, 使晶界处的 Mg-Zn-Y 相发生了分解, 减少了对晶界的钉扎作用, 使合金晶粒显著长大.

T₄ 和 T₆ 态合金的主要相为大量宽化的片层状 Mg₂Zn₃ 相和残留 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相, 残留 w-Mg₃Y₂Zn₃ 相主要分布在三角晶界处 (图 8). 而在 T₆ 态合金中还有大量弥散分布的 Mg-Zn 和 Zn-Zr 相. T₄ 和 T₆ 态合金中的 Mg₂Zn₃ 相的分布和形貌如图 4c, d 所示. T₆ 态合金中 Mg₂Zn₃ 相和弥散分布的 Mg-Zn 和 Zn-Zr 相的 TEM 形貌相如图 9 所示.

表 1 表明, 经过 T₆ 处理可获得较高的屈服强度, 其值可达 124 MPa, 比 T₄ 处理的高 40 MPa,

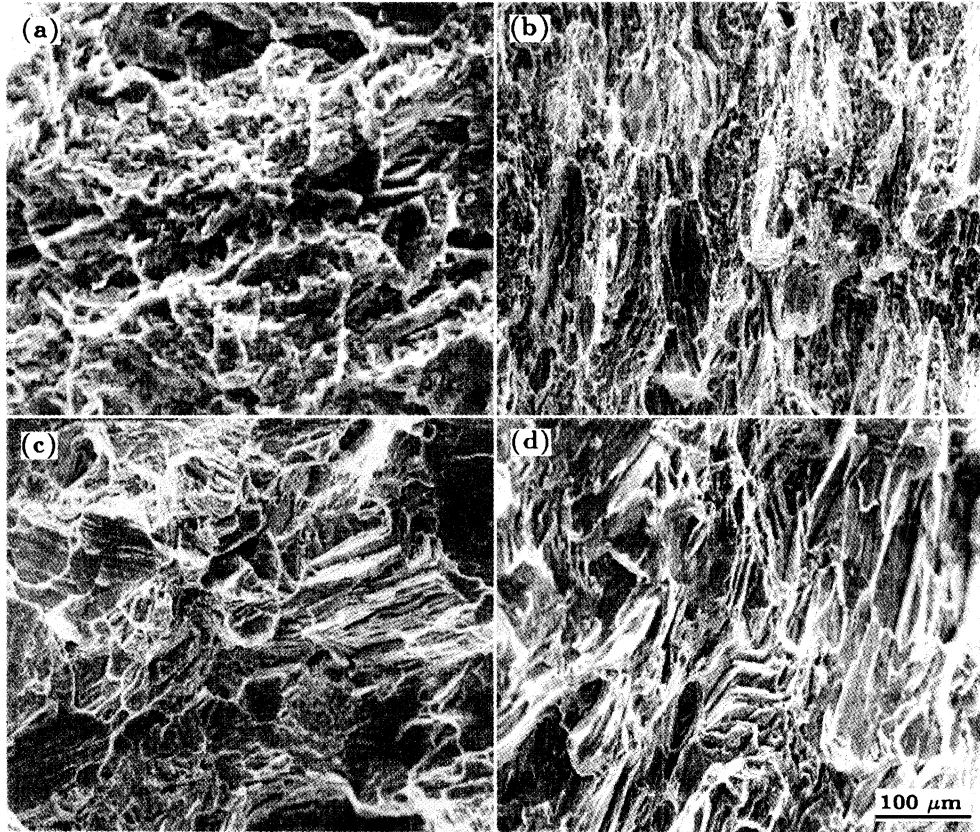


图 7 锻造态 ZK60-Y 镁合金热处理前后试样断口的 SEM 照片

Fig.7 SEM observations of the forged ZK60-Y alloys before and after heat treatments
(a) forged; (b) T₅; (c) T₄; (d) T₆ states

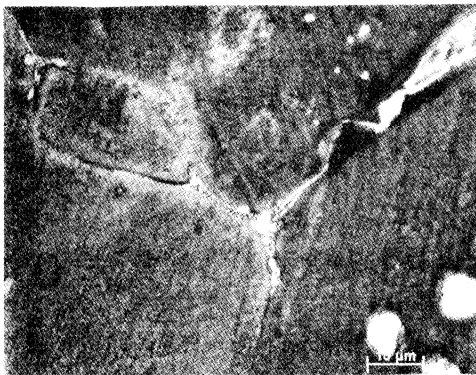


图 8 三角晶界处的残余 $w\text{-Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ 相
Fig.8 Residual $w\text{-Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ phases at triple boundaries

但是其塑性最低,其延伸率 δ 仅有 10.8%。与 T₄ 态相比, T₆ 态合金具有较高强度的主要原因是含有大量弥散分布的 Mg-Zn 和 Zn-Zr 相,对位错的运动起着很大的阻碍作用使材料得到强化,其屈服强度约为 124 MPa。T₄ 态和 T₆ 态合金的晶粒尺寸都较大,而且 T₆ 态的弥散强化也使材料的塑性降低。

断口分析表明, T₄ 和 T₆ 态合金的断面与拉伸方向成 45°,属于明显的剪切断裂,其中 T₄ 和 T₆ 态断口是由大量类似准解理的片层状断裂面和少量的塑性韧窝及破碎的颗粒组成,属延-脆混合型断裂(图 7c, d)。由此可见, T₄ 和 T₆ 态合金中大量宽化的片层状 Mg₂Zn₃ 相是降

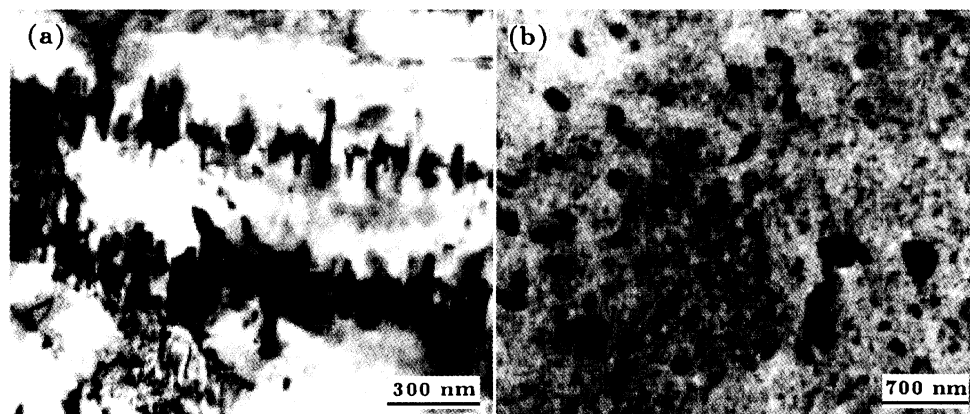


图 9 T_6 态下的 TEM 观察 (a) 片层状 Mg_2Zn_3 相; (b) 弥散相

Fig.9 TEM observation of lamellar Mg_2Zn_3 phase (a) and dispersed phases (b) under T_6 state

表 1 不同热处理条件下合金的力学性能

Table 1 The mechanical properties of alloy at different heat treatments

Conditions	$\sigma_{0.2}/MPa$	σ_b/MPa	Elongation/%
Solid solution for 2.5 h at 500 °C (T_4)	84	244	13.2
Solid solution for 2.5 h at 500 °C +aged for 15 h at 180 °C (T_6)	124	259	10.8
Aged for 15h at 180 °C (T_5)	129	309	18.7
Original state(original state)	127	267	12.1

低合金力学性能的主要原因。但是, 与 T_4 态相比, 经过时效处理的 T_6 态合金具有大量弥散分布的 Mg-Zn 和 Zn-Zr 相使其具备较高的屈服强度, 这也充分说明了弥散强化的重要性。

2.3 T_5 态和 T_6 态

根据金相观察, T_6 态合金的晶粒尺寸几乎是在 T_5 态合金的 10 倍。由 Hall-Petch^[15] 关系可知 T_5 态合金的屈服强度应明显优于 T_6 态的, 但实验数据表明 T_6 态合金的屈服强度与 T_5 态合金基本相当 (图 6)。这说明影响热处理材料强度和塑性的主要因素是晶粒尺寸和析出相的尺寸和分布。但是 T_6 态合金的其它力学性能却明显比 T_5 态合金低, 这与合金在两种热处理条件下的微观组织是密切相关的。

以上结果表明, T_5 态合金的主要析出相分别为尺寸较小的 w- $Mg_3Y_2Zn_3$ 相和细小呈片层状分布的 Mg_2Zn_3 相, 而 T_6 态合金的主要析出相为宽化的片层状 Mg_2Zn_3 相和大量弥散分布的 Mg-Zn 和 Zn-Zr 相。断口分析表明, T_6 态试样断面与拉伸方向成 45° , 属于明显的剪切断裂, T_6 态试样的断口是由大量类似准解理的片层状断面和少量的塑性韧窝及破碎的颗粒组成, 属于延-脆混合型断裂。而 T_5 态试样却显示明显的正断, 其断口是由大量塑性韧窝和分布在韧窝下面细小的 $Mg_3Y_2Zn_3$ 相组成, 都属于穿晶断裂。

T_5 和 T_6 处理都包含时效处理, 主要差别在于 T_5 处理是直接对合金进行时效处理, 而 T_6 处理是先对合金进行固溶处理再进行时效处理。对合金进行这两种热处理后, T_5 态合金中尺寸

较小的 $w\text{-Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ 相、细小呈片层状的 Mg_2Zn_3 相和细小的晶粒尺寸的结合是具有最佳力学性能的重要保证。

3 结 论

几种在不同条件下热处理的合金中, 经过人工时效处理的 (T_5 态) 锻造镁合金 ZK60-Y 具有更优越的拉伸性能。锻造态 ZK60-Y 合金中大块破碎呈带状分布的 $\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ 相及 T_4 态和 T_6 态合金中粗化呈片层状的 Mg_2Zn_3 相降低了材料的强度和塑性。 T_5 态合金中细小呈带状分布的 $\text{Mg}_3\text{Y}_2\text{Zn}_3$ 相和细层片状分布的 Mg_2Zn_3 相及其细化的晶粒, 使其具有较高的抗拉强度和塑性。

参 考 文 献

- 1 A.Lou, M.O.Pekguleryuz, J. Mater. Sci., **29**, 5259(1994)
- 2 B.L.Mordike, T.Ebert, Mater. Sci. Eng. A, **37**, 302(2001)
- 3 LIU Zheng, ZHANG Kui, ZENG Xiaoqing, *The Basic Theory and Applications of Mg Matrix Light Alloys* (Beijing, China Machine Press, 2002)p.178
(刘 正, 张 奎, 曾小勤, 镁基轻质合金理论基础及其应用 (北京, 机械工业出版社, 2002) p.178)
- 4 A.Sanschagrín, R.Tremblay, R.Angers, Mater. Sci. Eng. A, **69**, 220(1996)
- 5 I.J.Polmear, Mater. Sci. Technol., **10**, 1(1994)
- 6 I.J. Polmear, Mater. Trans. JIM, **37**, 12(1996)
- 7 Y.Li, H.Jones, Mater. Sci. Technol., **81**, 12(1996)
- 8 Y.Lu, Mater. Sci. Eng. A, **278**, 66(2000)
- 9 Chunjiang Ma, Manping Liu, Guohua Wu, Wengjiang Ding, Yanping Zhu, Mater. Sci. Eng. A, **349**, 207(2003)
- 10 LI Yaguo, ZHANG Jidong, LIU Hailin, Guizhou Science, **8**(1), 54(1990)
(李亚国, 张继东, 刘海林, 贵州学报, **8**(1), 54(1990))
- 11 LI Yaguo, LU Liqi, KUI Guo, Journal of the Chinese Rare Earth Society, **9**(1), 61(1991)
(李亚国, 鲁立奇, 隗 国, 中国稀土学报, **9**(1), 61(1991))
- 12 L.Sturkey, J.B.Clark: J. Inst. Met., **88**, 177(1959-1960)
- 13 Chen Zhenhua, *Magnesium Alloy* (Beijing, Chemical Industry Press, 2004) p.317
(陈振华, 镁合金 (北京, 化学工业出版社, 2004) p.317)
- 14 Z.P.Lou, D.Y.Song, S.Q.Zhang, Journal of Alloys and Compounds, **230**, 109(1995)
- 15 N.J.Petch, J. Iron Steel Inst., **174**, 25(1953)