

固溶时间对 ZA72 镁合金显微组织及力学性能的影响

冯凯¹, 黄晓锋^{1,2}, 马颖¹, 陈娟娟¹, 郝远²

(1. 兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 兰州 730050;

2. 兰州理工大学 有色金属合金及加工教育部重点实验室, 兰州 730050)

摘要: 利用光学显微镜、X射线衍射仪、扫描电镜和力学万能试验机研究 ZA72 镁合金在不同固溶时间下 T6 处理后的显微组织和力学性能。结果表明: ZA72 镁合金主要由 α -Mg 和分布在晶界的连续粗大的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和 Mg_7Zn_3 相组成, 经过固溶处理后第二相呈细小的颗粒状分布在晶界和晶粒上, 随着固溶时间的增加, 第二相的尺寸和数量逐渐减小; 经 T6 处理后, 细小、弥散的白色点状强化相在晶界和晶粒内部弥散析出, 并且随着固溶时间的增加, 析出相的数量增加; 通过 T6 处理后合金的力学性能有了明显的改善, 合金的抗拉强度和显微硬度随固溶时间的增加呈先上升后下降的趋势, 其中在固溶 28 h 后抗拉强度出现峰值 308 MPa, 相对于铸态提高了 52.4%。

关键词: ZA72 镁合金; 固溶时间; 显微组织; 力学性能; T6 热处理

中图分类号: TG 146.22

文献标志码: A

Effects of different solution time on microstructure and mechanical properties of ZA72 magnesium alloy

FENG Kai¹, HUANG Xiao-feng^{1,2}, MA Ying¹, CHEN Juan-juan¹, HAO Yuan²

(1. State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China;

2. Key Laboratory of Non-ferrous Metal Alloys and Processing, Ministry of Education,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of ZA72 magnesium alloy after T6 heat treatment with different solution times were investigated using optical microscope (OM), X-ray diffractometer (XRD), mechanical apparatus and scanning electron microscope (SEM). The results show that the ZA72 magnesium alloy mainly contains α -Mg, bulky $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ and Mg_7Zn_3 phases which distribute on the grain boundary continuously. After T4 heat treatment, the second phases are converted to fine particles, meanwhile the size and amount have decreased gradually with the solution time increasing. The fine and dispersible white dots precipitates separate out at the grain boundary and grain internal, in addition that the amount of precipitates increase with the solution time extending. The mechanical properties of alloy are obviously improved after T6 heat treatment, the tensile strength and micro-hardness show the trend of arising first and descending later. When the solution time is 28 h, the tensile strength reaches the peak value of 308 MPa, which increases by 52.4% compared with that of the as-cast alloy.

Key words: ZA72 magnesium alloy; solution time; microstructure; mechanical property; T6 treatment

镁合金具有低密度、高比强度、高比刚度和阻尼减震性好以及电磁屏蔽好等优点, 目前在汽车、航空

航天等领域得到日益广泛的应用^[1]。但是镁合金的高温抗蠕变性能差, 长期工作温度不能超过 120 °C, 使

其无法应用于制造具有较高高温蠕变性能的汽车传动部件^[1],因此,国内外对于具有高温蠕变性能的耐热镁合金的研究给予了高度重视。Mg-Zn-Al系镁合金是一种性价比较好的高温蠕变镁合金。目前,国内外研究者试图通过合金化、微合金化^[2-4]和热处理^[5-7]等手段来提高 Mg-Zn-Al系镁合金的综合力学性能,其中在合金化和微合金化,尤其是通过添加稀土元素来提高合金的高温性能方面的研究较多^[8-10],而在调整热处理工艺方面的研究相对较少。同时,ZA系镁合金的热处理强化效果较好,合金元素 Zn 和 Al 的固溶度随固溶温度的变化较为明显。本文作者主要是在恒定的固溶温度下,通过改变固溶时间来研究 ZA72 镁合金热处理后的显微组织及力学性能的变化规律,同时通过优化热处理工艺来改善合金的综合力学性能,开发一种强度较高的新型镁合金,为后期实验做准备。

1 实验

实验所用的原材料为纯 Mg 锭、Al 锭和 Zn 锭,其纯度均为 99.9%,配制 Mg-7Zn-2Al 合金。实验合金在 SG2-7.5kW 坩埚电阻炉中熔炼,用 KSW-3 恒温控制箱控制电炉温度,熔炼过程采用 RJ-2 溶剂。坩埚和浇勺等浇注工具在使用前预热至 200 °C 左右,在表面刷一定厚度的涂料,然后烘干待用。刷好涂料的坩埚预热至暗红后,加入在烘箱中预热至 250 °C 且表面打磨光亮已除去氧化皮的镁锭。500 °C 开始通入氩气保护,待 Mg 锭熔化后于 680 °C 加入 Al 和 Zn,温度达到 725 °C 时精炼除渣,静置 10~15 min,待温度降至 715 °C 时浇铸于金属型模具内。

采用德国 NETZSCH 生产的 STA449C 同步热分析仪进行 DSC 分析,氩气保护,升温速度为 15 °C/min。利用日本 Rigaku 公司生产的 D/Max-2400 型号的粉末 X 射线衍射仪进行相分析,采用 Cu 靶,电压为 40 kV,电流为 100 mA,扫描速度为 15 (°)/min,扫描范围为 20°~80°。

实验合金在箱式电阻炉中进行热处理,温差为±1 °C。结合 DSC 分析结果(见图 1),使合金在不高于第二相相变温度的前提下,选择较高固溶温度以达到充分固溶,具体热处理工艺为:在 340 °C 分别固溶 12、20、28 和 36 h 后水淬,然后在 175 °C 时效 16 h。对铸态和热处理后的金相试样用 4% 的硝酸酒精进行腐蚀,采用 MEF-3 金相显微镜观察其显微组织。

实验合金的力学性能在 WDW-100D 型号电子万能试验机上进行测试,拉伸速率为 1 mm/min,拉伸试样标距部位尺寸为 16 mm×3 mm×2 mm,每组 3 个试样,结果取其平均值。拉伸后的断口形貌在 JSM-6700F 型扫描电镜上观察。利用 HX-1000TM 显微硬度计测试合金的显微硬度,加载的力为 0.49 N,结果取 6 个点的平均值。

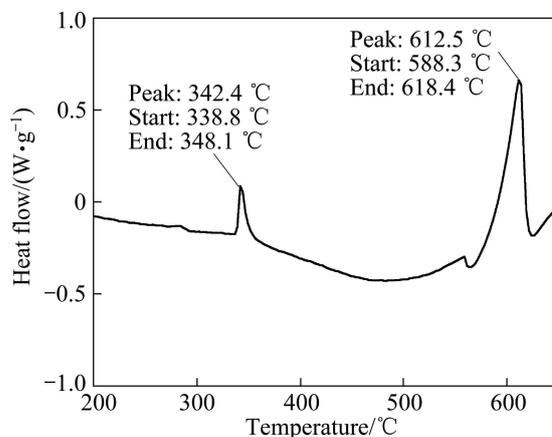


图 1 ZA72 镁合金 DSC 结果分析

Fig.1 DSC analysis results of ZA72 magnesium alloy

2 结果与分析

2.1 ZA72 镁合金的铸态组织分析

图 2 所示为 ZA72 镁合金的铸态显微组织,图 3 所示为 ZA72 镁合金的 XRD 谱,图 4 所示为 ZA72 镁合金的 SEM 像,表 1 所列图 4 各点的 EDS 分析结果。由图 2 和 3 可知,ZA72 镁合金的铸态显微组织主要由白色的 α -Mg 基体相以及灰色的 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 和 Mg_7Zn_3 相组成,大多数第二相呈连续网状分布在晶界上,还有少量以颗粒状分布在枝晶间和 α -Mg 基体内(见图 2)。由于 ZA72 镁合金中的 Zn 与 Al 的质量比值大于 2,由相关文献研究结果^[11-14]和 EDS 分析(见图 4 和表 1)可知,骨骼状第二相为 Mg_7Zn_3 相(见图 4 中点 A),颗粒状的第二相为 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ (见图 4 中点 B)。从 DSC 结果分析(见图 1)和 Mg-Zn-Al 三元相图^[15]可以得知, $MgZn$ 共晶相是在 342 °C 生成,此时发生的三元共晶反应为 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_{32}(Al,Zn)_{49} + MgZn$,此过程为非平衡凝固,从而合金中生成了 Mg_7Zn_3 相和 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 等第二相。ZA72 镁合金的第二相转变温度为 342.4 °C,液相线为 612.5 °C,凝固范围较宽为 270 °C。

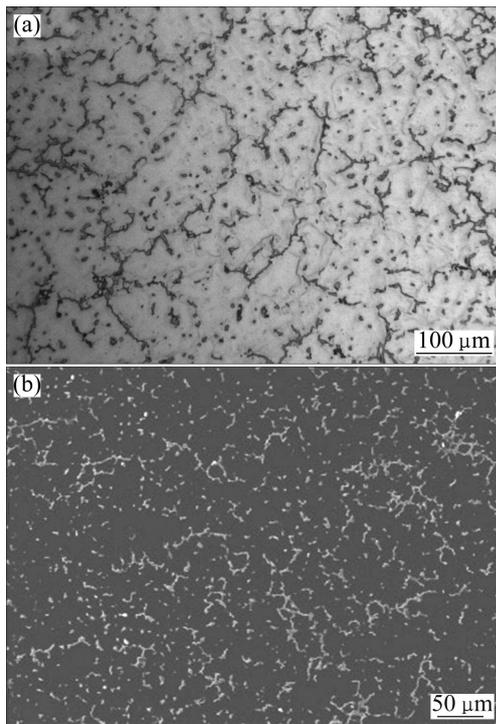


图 2 ZA72 镁合金的铸态显微组织
Fig.2 Microstructures of as-cast ZA72 magnesium alloy: (a) Optical micrograph; (b) SEM micrograph

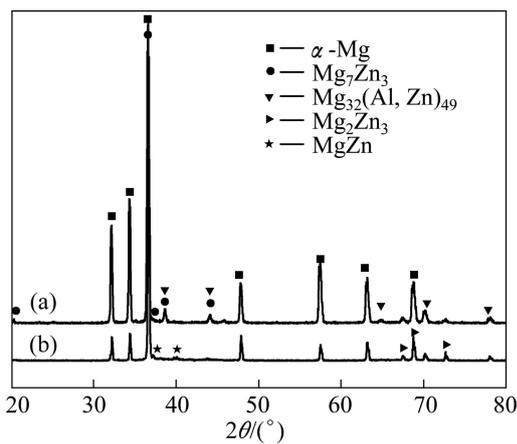


图 3 ZA72 镁合金的 XRD 谱
Fig.3 XRD patterns of ZA72 magnesium alloy: (a) As-cast; (b) T6 treatment

2.2 T4 处理后 ZA72 镁合金的组织分析

图 5 所示为 ZA72 镁合金固溶处理后的显微组织。由图 5 可见, 随着固溶时间的增加, 沿晶界分布的粗大连续的 Mg_7Zn_3 和 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 共晶相逐渐固溶于 $\alpha-Mg$ 基体中。固溶 12 h 时, 由于固溶时间较短, 合金元素扩散的不充分, 第二相没有完全溶于基体中, 还有大量粗大的第二相分布在晶界上(见图 5(a)); 随

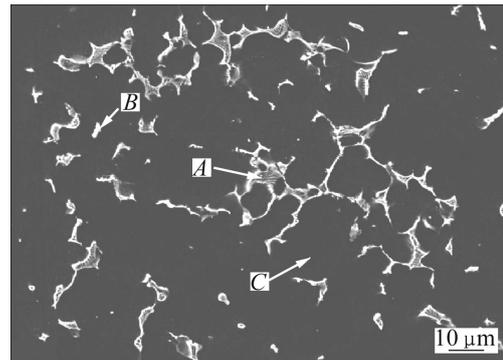


图 4 ZA72 镁合金 SEM 像
Fig.4 SEM image of ZA72 magnesium alloy

表 1 图 4 中各点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of points in Fig. 4 (molar fraction, %)

Point	Mg	Zn	Al
A	65.79	26.69	7.52
B	41.23	47.85	10.91
C	98.52	1.15	0.33

着固溶时间增加到 20h 时, 粗大的第二相转变为颗粒状沿着晶界分布(见图 5(b)); 当固溶时间增加到 28 h 时, 第二相最大限度的固溶于基体中, 固溶体处于饱和状态, 剩余的第二相分布在晶界和基体中(见图 5(c)); 固溶时间进一步增加到 36 h 后, 没有固溶的颗粒状的第二相有开始长大的趋势(见图 5(d))。同时, 固溶时间较短时, 基体中的溶质分布不均匀, 如图 5(a)和(b)所示, 呈现明暗程度不同的粗大树枝状; 当固溶时间达到 28 h 后, 基体中的溶质分布趋于均匀, 如图 5(c)和(d)所示。根据能量最低原理, 第二相在固溶时先是在曲率半径较大的尖角处固溶, 逐渐趋于球状, 降低了界面能。

2.3 T6 处理后 ZA72 镁合金的组织分析

图 6 所示为 ZA72 镁合金 T6 处理后的显微组织。由图 6 可见, 与 T4 处理后的显微组织(见图 5)相比, 经 T6 处理后, 晶界明显析出, 并且变宽。这主要是在时效过程中, 基体中的溶质原子含量较高, 而晶界处属于贫溶质区域, 由于浓度梯度的原因, 溶质原子由含量高的基体中向贫溶质区的晶界处扩散, 从而在时效后晶界能够析出。从 XRD 分析结果来看(见图 3), 热处理后的衍射峰值有所减弱, Mg_7Zn_3 基本消失, 同时生成新的 $MgZn$ 和 Mg_2Zn_3 强化相。在固溶 12 h 后再经过时效处理, 由于固溶时间短, 有部分第二相

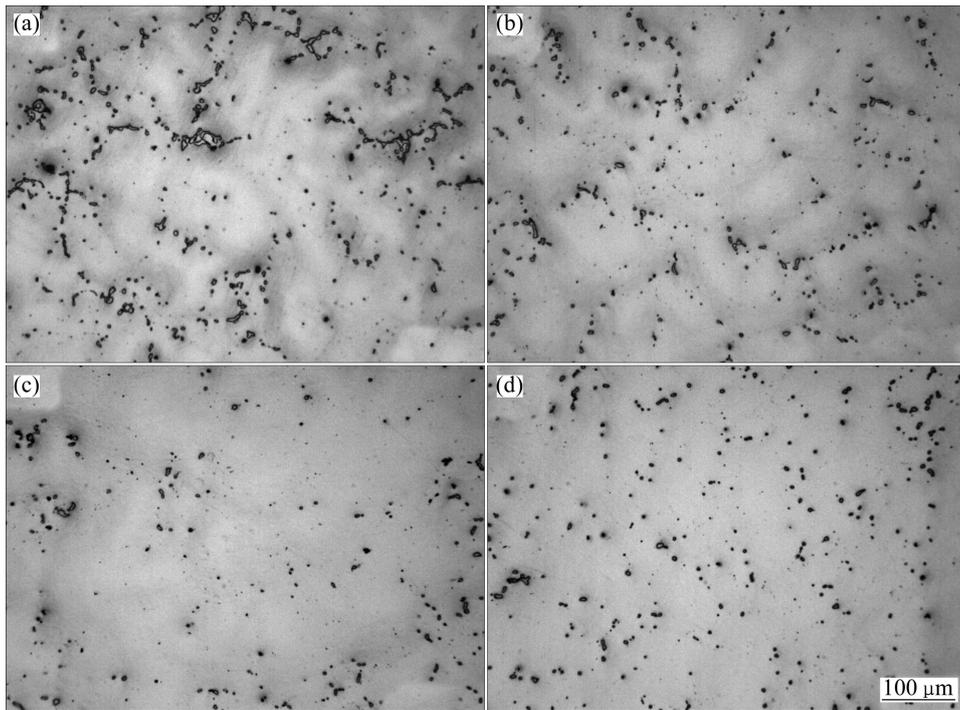


图5 ZA 72 镁合金 T4 处理后的显微组织

Fig.5 Microstructures of ZA72 magnesium alloy after T4 treatment: (a) 12 h; (b) 20 h; (c) 28 h; (d) 36 h

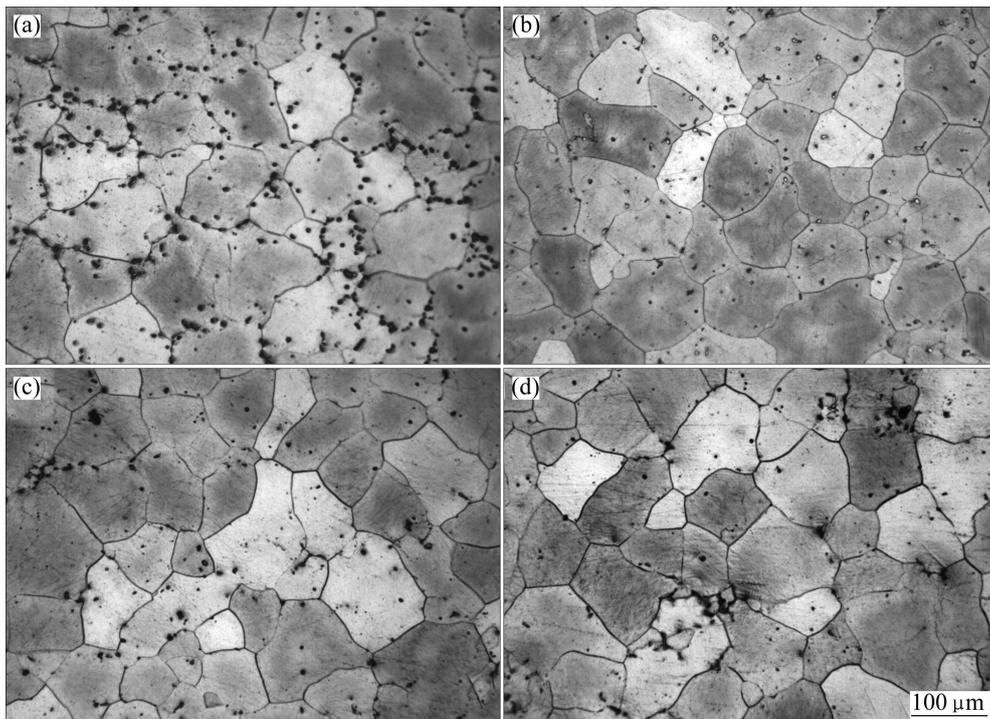


图6 ZA 72 镁合金 T6 处理后的显微组织

Fig.6 Microstructures of ZA72 magnesium alloy after T6 treatment: (a) 12 h; (b) 20 h; (c) 28 h; (d) 36 h

还没有完全溶于基体中，残留在晶界处，同时晶粒呈不规则形状，晶界也没有形状(见图 6(a))；当固溶时间达到 20 h 时，固溶后残留的第二相较前者的减少，晶

界也趋于直线(见图 6(b))；当固溶时间增加到 28 h，形成了最大过饱和固溶体，从而在时效后残留第二相较少(见图 6(c))；而在固溶 36 h 后，没有溶解的第二

相随时间的延长, 逐渐变粗长大(见图 6(d))。

图 7 所示为 ZA72 镁合金固溶 12 h 后经时效处理的 SEM 像。由图 7 可见, 时效后沉淀相沿着晶界析出, 部分聚集在晶界上; EDS 分析(见表 2)表明, 经 T6 热处理后合金中的 Zn 含量得到增加如点 A 和 B 的数据所示。结合图 3 和表 2 结果分析, 沉淀相主要有 Mg_2Zn_3 和 $MgZn$ 等强化相组成。

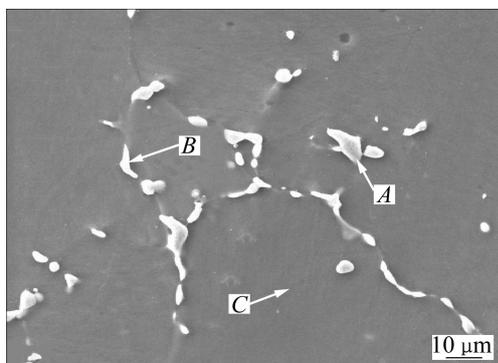


图 7 ZA 72 镁合金 T6 处理后的 SEM 像

Fig.7 SEM image of ZA72 magnesium alloy after T6 treatment: (solved for 12 h)

表 2 图 7 中各点的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of points in Fig.7. (b) (Molar fraction, %)

Point	Mg	Zn	Al
A	59.79	33.18	7.03
B	77.57	18.65	3.78
C	96.48	2.53	0.99

图 8 所示为不同固溶时间下 ZA72 镁合金 T6 处理后的 SEM 像。由图 8 可见, 固溶 28 h(见图 8(b))后的晶界上和基体内析出白色点状的沉淀相的数量要比固溶 12 h(见图 8(a))的多, 并且分布更加弥散。这主要是由于固溶 12 h 时, 合金的固溶程度较低, 在随后的时效过程中析出沉淀相的驱动力较小; 而在固溶 28 h 时合金达到了过饱和状态, 在时效过程中具有较大的驱动力促使沉淀相在晶界上形核以及析出。

2.4 ZA72 镁合金的力学性能分析

图 9 所示为 ZA72 镁合金在不同固溶时间下的拉伸性能。由图 9 可见, 经过 T6 热处理后, 合金的抗拉强度明显增加; 随着固溶时间的增长, 合金的强度总体趋势是上升的, 在 28 h 达到了峰值 308 MPa, 相对于铸态的 202 MPa 提高了 52.4%, 随后在固溶 36 h 时出现下降。合金的伸长率在铸态时最高, 经过 T6

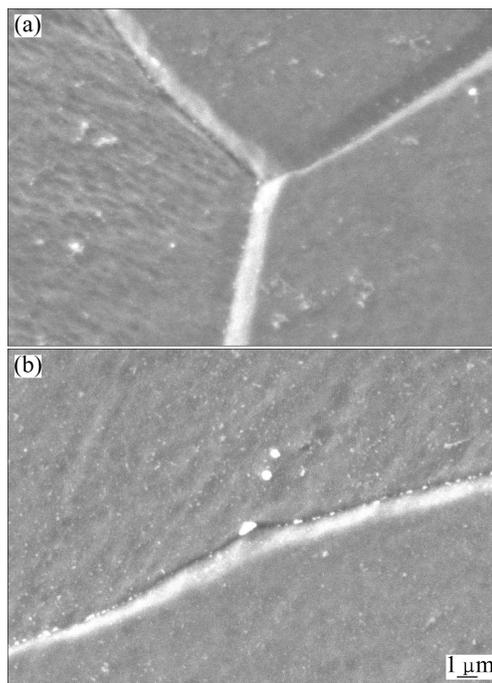


图 8 不同固溶时间下 ZA72 镁合金在 T6 处理后的 SEM 像

Fig.8 SEM images of ZA72 magnesium alloy at different solution times after T6 heat treatment: (a) 12 h; (b) 28 h

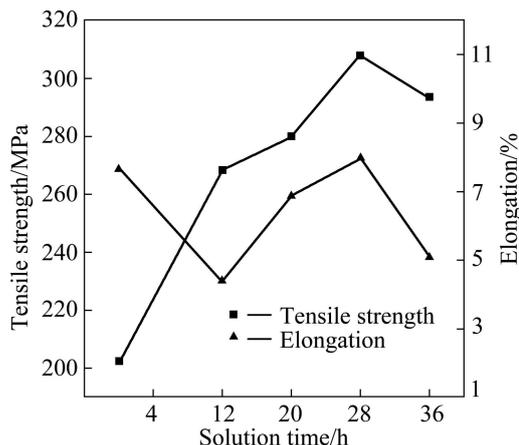


图 9 不同固溶时间下 ZA72 镁合金 T6 处理后的拉伸性能

Fig.9 Tensile properties of ZA72 magnesium alloy at different solution times after T6 treatment

处理后有所下降, 在固溶 12h 时最低, 随固溶时间的增加, 伸长率是先上升后下降, 在固溶 28 h 时出现峰值为 8%, 在固溶 36 h 时也呈下降趋势。

图 10 所示为 ZA72 镁合金在不同固溶时间下的显微硬度。由图 10 可见, 随着固溶时间的增加, 合金经 T6 处理后的硬度呈先增加后降低的趋势, 与拉伸性能的变化趋势相同, 在固溶 28 h 时出现峰值, 硬度达到 115 VHN, 相对于铸态的提高了 55.7%。这主要是随着

固溶时间的增加, 溶质原子逐渐溶入基体中, 起到了固溶强化的作用; 并且粗大的第二相固溶于基体中(见图 5), 呈细小的颗粒状残留在晶界上, 对基体的割裂作用减小, 以及在时效过程中沿着晶界析出的细小的

强化相抑制了位错的运动, 从而使合金的硬度和强度得到了提高。

2.5 拉伸断口形貌分析

镁合金属于密排六方结构, 滑移面和滑移系较少, 一般以解理断裂为主。图 11 所示为 ZA72 镁合金的铸态和 T6 处理后的拉伸断口形貌。图 11(a)所示为 ZA72 镁合金的铸态拉伸断口形貌, 此断口主要是沿着小解理面, 即合金的密排面断裂, 有解理撕裂棱的存在, 并且沿着第二相颗粒的边界有较小的裂纹产生, 以及脆性的第二相被拉断, 此断裂以韧性断裂为主。图 11(b)~(e)所示分别为 T6 处理后的拉伸断口形貌, 主要呈混合解理断裂特征, 有明显的解理面和解理台阶存在。结合合金的力学性能可知, 铸态合金的抗拉强度较低, 主要是由于断口中有微坑和孔洞, 以及沿着第二相颗粒有微裂纹的产生; 而经过热处理后合金的断口主要是由较小的解理面向较大的解理面转变, 而且合金中的微坑等缺陷得到明显的消除, 铸造中的应力集中经过热处理也得到了充分的释放, 合金的抗

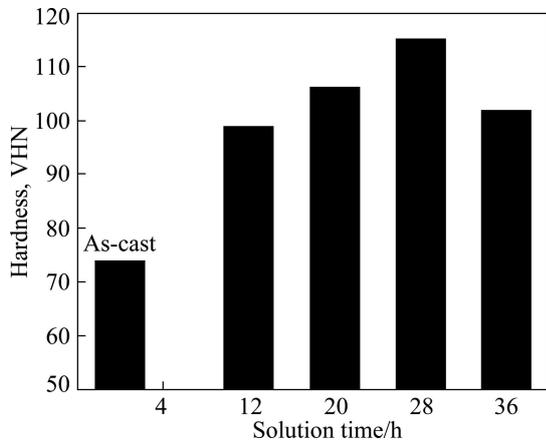


图 10 不同固溶时间下 ZA72 镁合金 T6 处理后的显微硬度
Fig.10 Microhardness of ZA72 magnesium alloy at different solution times after T6 treatment

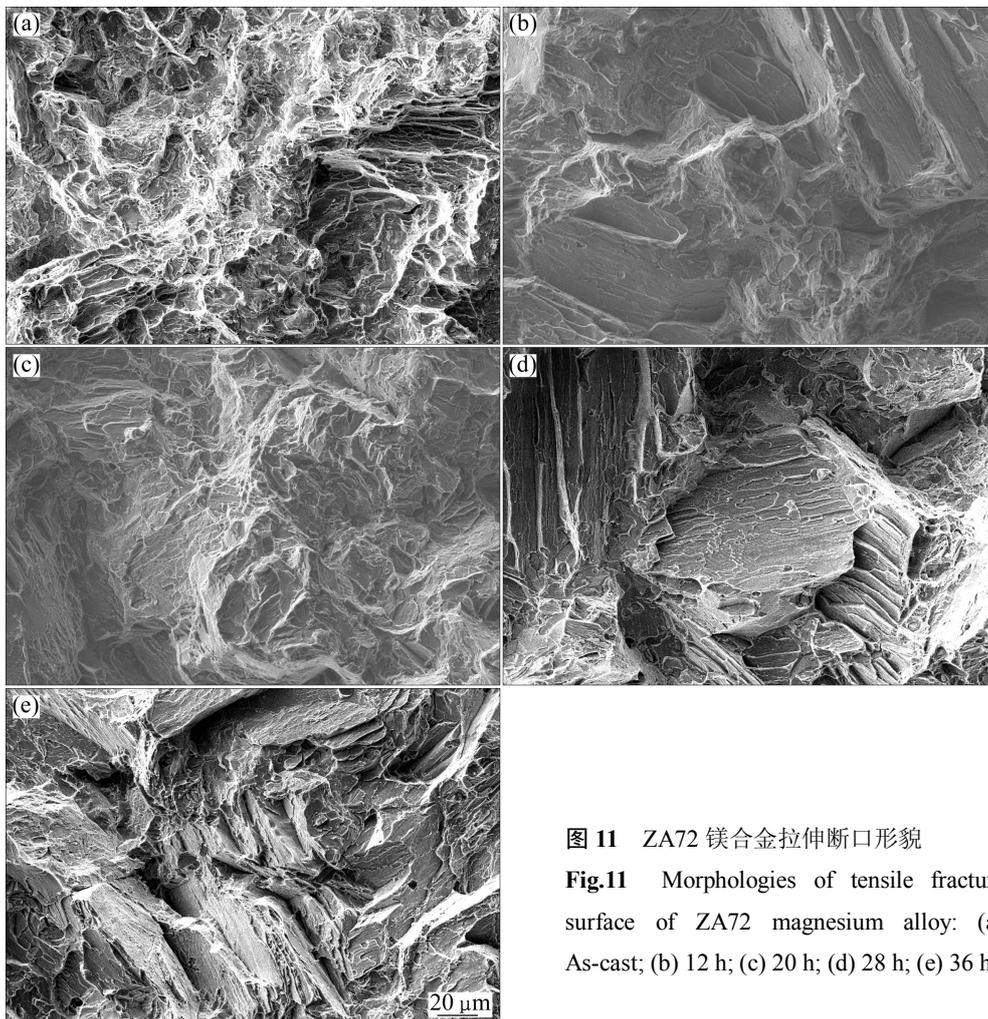


图 11 ZA72 镁合金拉伸断口形貌

Fig.11 Morphologies of tensile fracture surface of ZA72 magnesium alloy: (a) As-cast; (b) 12 h; (c) 20 h; (d) 28 h; (e) 36 h

拉强度得到了明显的提高。

3 讨论

Zn 与 Mg 都是密排六方结构(hcp), 在镁中的固溶度较高, 在 340 °C 下可以固溶约 6.2%, 是镁合金中最常用的固溶强化元素之一。ZA72 合金在固溶处理中, Zn、Al 合金元素通过原子扩散, 溶入 α -Mg 基体中, 形成过饱和固溶体; 淬火时, 合金中形成了大量空位, 在淬火后, 由于冷却速度很快, 这些空位来不及溢出, 便被“固定”在晶体内, 并且这些空位多与溶质原子 Zn 和 Al 结合在一起。由于过饱和固溶体是于不稳定状态, 具有从不稳定状态向平衡状态转变的趋势, 空位的存在加速了溶质原子的扩散速度, 从而促进了强化相的析出^[16]。由于此合金为高锌镁合金(Zn 的质量分数为 7%), 而且 Mg-Zn 系列的合金是典型的时效硬化型合金^[16-18], 在时效热处理的不同阶段有不同形式的强化相, 对合金强度的贡献不同。BUHA^[18]的研究发现, MgZn 合金的过饱和固溶体分解经历着 GP 区 \rightarrow 垂直于 $\{0001\}_{Mg}$ 的条状或块状的 $\beta'(Mg_7Zn_4)\rightarrow$ 粗大的平行于 $\{0001\}_{Mg}$ 的盘状和垂直于 $\{0001\}_{Mg}$ 的板条状的 $\beta''(MgZn_2)\rightarrow$ 平衡相 $\beta(MgZn$ 或 $Mg_2Zn_3)$ 过程。时效处理后析出的沿着晶界分布的 MgZn 强化相与镁基体呈共格关系, 晶格常数相似, 只存在少量的协调应变。这种应力场能够有效阻碍位错和晶界运动, 从而能提高合金的强度。

根据热力学分析原理^[19-20], 基体中的溶质原子含量越高, 时效过程中析出沉淀相 MgZn 的驱动力就会越大。固溶温度和时间是热处理的关键因素, 在相同固溶温度下, 固溶时间较短时(如固溶 12 h), 合金元素扩散的速度就较慢, 不能充分固溶于基体中, 从而降低了固溶强化的效果; 同时, 不能形成过饱和固溶体, 在后期的时效析出过程中, 析出相 MgZn 相晶界和空位处形核及长大也受到影 响, 从而对后续的时效强化也有较大的影响。因此, 固溶 12 h 的合金抗拉强度较固溶 28 h 的要低 40 MPa。

从固溶体成分均匀程度来考虑, 适宜的固溶温度还需要适宜的固溶时间, 如果固溶时间过短, 粗大连续的 $Mg_{32}(Al,Zn)_{49}$ 和 MgZn 第二相固溶的不充分, 固溶体均匀化程度低; 相反固溶时间较长, 晶粒会长大, 并且未溶入基体的第二相化合物将随着固溶时间的延长而逐渐长大。固溶体成分均匀化程度会对时效析出过程产生重要的影响, 在浓度条件和热力学条件的作用下^[20], 强化相 MgZn 相在溶质原子含量较高的位置

率先析出并容易粗化, 在溶质原子贫化的区域如晶界处则析出较少, 甚至不析出, 降低了强化的效果。随着固溶时间的延长, 固溶体成分均匀程度提高, 使时效析出的强化相 MgZn 相的数量增加, 并更加细小、弥散地分布, 阻碍了位错和晶界的运动, 使得合金的强度和硬度达到峰值(如固溶 28 h); 继续增加固溶时间, 晶粒会粗化, 并且未溶入基体的第二相也会逐渐长大, 对合金的力学性能产生不利影响。

4 结论

1) ZA72 镁合金中主要由 α -Mg 和分布在晶界上的粗大连续的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和 Mg_7Zn_3 相组成, 经固溶处理后变为细小弥散的颗粒状分布在晶界和晶粒内部; 经 T6 处理后, 细小、弥散的白色点状强化相在晶界和晶粒内部析出, 并且随着固溶时间的增加, 析出相的数量增加。

2) 在相同的固溶温度和时效工艺下, 随着固溶时间的增长, 合金的显微硬度和抗拉强度呈先增大后减小的趋势, 其中在固溶 28 h 时硬度和抗拉强度都达到峰值, 分别为 115 VHN 和 308 MPa, 相对于铸态的分别提高了 55.7%和 52.4%。而 T6 处理后合金的伸长率呈先增高后下降的趋势, 固溶 28 h 时伸长率达到峰值, 为 8%。

3) ZA72 镁合金的最佳热处理工艺为(340 °C, 28 h) 固溶+(175 °C, 16 h) 时效, 最佳固溶时间能够大幅度提高合金的力学性能。

REFERENCES

- [1] LOU A A. Resent magnesium alloy development for elevated temperature application[J]. International Materials Reviews, 2004, 49(1): 13-30.
- [2] YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng. Effects of Sn addition on as-cast microstructure, mechanical properties and casting fluidity of ZA84 magnesium alloy[J]. Materials and Design, 2010, 31(1): 68-75.
- [3] WAN Xiao-feng, SUN Yang-shan, XUE Feng, BAI Jing, TAO Wei-jian. Microstructure and mechanical properties of ZA62 based magnesium alloys with calcium addition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(5): 757-762.
- [4] ZHANG Jin-shan, ZHANG Zhao-guang, ZHANG Yu-hua, LI Shan-hu, LIU Ya-li. Effect of Sb on microstructure and mechanical properties in Mg-10Zn-5Al high zinc magnesium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(3): 377-382.

- [5] BALASUBRAMAIN N, PILLAIU U T S, PAI B C. Optimization of heat treatment parameters in ZA84 magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 457(1/2): 118–123.
- [6] ZHANG Jing, PAN Fu-sheng, ZUO Ru-lin. Research on solution and aging treatment of Mg-7Zn-3Al alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2007, 561/565(1): 247–250.
- [7] YNAG Ming-bo, BAI Liang, PAN Fu-sheng, HU Hong-jun. Effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of ZA84 magnesium alloy[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2008, 15(6): 747–752.
- [8] XIAO Wen-long, JIA Shu-sheng, WANG Li-dong, WU Yao-ming, WANG Li-min. The microstructures and mechanical properties of cast Mg-Zn-Al-RE alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 480(2): 33–36.
- [9] ZOU Hong-hui. Effects of microstructure on creep behavior of Mg-5%Zn-2%Al(-2%Y) alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18(3): 580–587.
- [10] XIAO Weng-long, SHEN Yu-sen, WANG Li-dong, WU Yao-ming, JIA Shu-sheng, WANG Li-min. The influences of rare earth content on the microstructure and mechanical properties of Mg-7Zn-5Al alloy[J]. *Materials and Design*, 2010, 31(7): 3542–3549.
- [11] 杨明波, 潘复生, 李忠盛, 沈佳. Zn与Al质量比对Mg-Zn-Al三元镁合金铸态组织和凝固行为的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2008, 18(7): 1191–1198.
- YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng, LI Zhong-sheng, SHEN Jia. Effect of mass ratio of Zn to Al on as-cast microstructure and solidification behaviour of Mg-Zn-Al ternary magnesium alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2008, 18(7): 1191–1198.
- [12] ZHANG Jing, GUO Zhong-xiao, PAN Fu-sheng, LI Zhong-sheng, LUO Xiao-dong. Effect of composition on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 456(1/2): 43–51.
- [13] ZHANG Jing, LI Zhang-sheng, GUO Zhong-xiao, PAN Fu-sheng. Solidification microstructural constituent and its crystallographic morphology of permanent mould cast Mg-Zn-Al alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2006, 16(2): 452–458.
- [14] GUAN Shao-kang, ZHANG Chun-xiang, WANG Li-guo, WU Li-hong, CHEN Pei-lei, TANG Y-li. Phase selection of ternary intermetallic compounds during solidification of high zinc magnesium alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2008, 18(3): 593–597.
- [15] PETROV D V, PETZOW G, EFFENBERG G. Aluminum-magnesium-zinc, ternary alloys: A comprehensive compendium of evaluated constitutional data and phase diagrams (Vol. 7) [M]. Weinheim: VCM, 1993: 57–71.
- [16] BUHA J. The effect of micro-alloying addition of Cr on age hardening of an Mg-Zn alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 492(1/2): 293–299.
- [17] BUHA J. Characterisation of precipitates in an aged Mg-Zn-Ti alloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 472(1/2): 171–177.
- [18] BUHA J. Reduced temperature (22–100 °C) ageing of an Mg-Zn alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 492(1/2): 11–19.
- [19] NOVIKOV I. 金属热处理理论[M]. 王子祐, 译. 北京: 机械工业出版社, 1987.
- NOVIKOV I. Theory of heat treatment of metals [M]. WANG Zi-you, transl. Beijing: China Machine Industry Press, 1987.
- [20] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2003.
- LI Song-ru, ZHOU Shan-chu. Metal heattreatment[M]. Changsha: Central South University Press, 2003.

(编辑 何学锋)