

文章编号: 1006-4710(2012)01-0111-04

热处理工艺对 AZ80 镁合金显微组织的影响

王志虎¹, 张菊梅², 蒋百灵¹

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048;

2. 西安科技大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710054)

摘要: 利用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪等分析手段研究了固溶时效及退火工艺对 AZ80 铸造镁合金显微组织的影响。结果表明, 固溶处理可获得单相 α -Mg 固溶体组织; 在随后的时效处理中 β -Mg₁₇Al₁₂ 相以连续析出和不连续析出两种方式重新析出; 在退火处理的缓慢冷却过程中 β -Mg₁₇Al₁₂ 相以层片状形式析出; 退火后的球化处理使层片状 β -Mg₁₇Al₁₂ 相通过自身溶解的方式获得均匀细小的球状 β -Mg₁₇Al₁₂ 相。

关键词: 固溶时效; 退火处理; AZ80 镁合金; 显微组织

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

The Effect of the Heat Treatment on the Microstructure of AZ80 Magnesium Alloy

WANG Zhihu¹, ZHANG Jumei², JIANG Bailing¹

(1. Faculty of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China;

2. Faculty of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Science & Technology, Xi'an 710054, China)

Abstract: The effects of solution-aging and annealing treatment on microstructure of AZ80 magnesium alloy are investigated by means of optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray diffraction. The results show that the single supersaturated solid solution can be obtained after solution treatment, and that the β -Mg₁₇Al₁₂ phase is separated out from α -Mg matrix with discontinuous and continuous precipitations in the subsequent aging treatment. During the slow cooling process of annealing treatment, the lamellar β -Mg₁₇Al₁₂ phase is precipitated from α -Mg matrix. The lamellar β -Mg₁₇Al₁₂ phase can be transformed into nodular β -Mg₁₇Al₁₂ phase by dissolving themselves in the following spheroidizing treatment. Then, the small, uniform and nodular β -Mg₁₇Al₁₂ phase can be obtained.

Key words: solution-aging; annealing treatment; AZ80 magnesium alloy; microstructure

镁合金的比强度和比刚度均优于铝合金和钢, 且具有良好的减震降噪性能、切削加工性能以及易回收性, 目前被广泛用于汽车、航空和 3C 产品等行业中^[1-4]。镁铝合金是目前商业应用最广泛的镁合金之一。铝含量低于 6% 的镁铝系合金强度指标难以满足工程结构件的使用要求, 但铝含量过高又会导致合金韧性的降低。铸态镁铝合金组织中, 呈断续网状的 β -Mg₁₇Al₁₂ 铝镁金属间化合物分布在基体 α -Mg 的晶界处, 因而 AZ80、AZ91 等高 Al 含量镁合金的韧性降低、变形能力下降^[5-8], 从而限制了镁合金进一步的应用开发。已有的研究表明^[9-12], 通过固溶及固溶加时效的处理可促使镁铝合金组织中 β -Mg₁₇Al₁₂ 相形貌发生改变, 从而提高高铝镁合

金的力学性能。但对于高铝镁合金组织中不同形貌的 β -Mg₁₇Al₁₂ 第二相的获取以及与力学性能之间的关系, 还鲜见报道。

本研究采用铸态 AZ80 镁合金作为试验材料, 探讨合金显微组织在不同热处理工艺条件下的演变规律, 从而为提高高铝镁合金强韧性提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验材料为连续铸造生产的 AZ80 镁合金铸锭, 其名义化学成分为: 8.5Al, 0.4Zn, 0.2Mn, 余量为 Mg。在型号为 SX-2.5-10 的箱式电阻炉中进行热处理, 炉温波动范围控制在 $\pm 4^\circ\text{C}$ 。固溶处理工艺为, 将铸态试样加热到 415°C , 保温 24 h, 于水中淬火

收稿日期: 2011-10-12

基金项目: 西安理工大学 2012 年校青年基金资助项目(101-211110)。

作者简介: 王志虎(1978-), 男, 甘肃金塔县人, 讲师, 研究方向为镁铝合金的强韧化。E-mail: zhihu_wang@163.com。

冷却。固溶处理后的时效工艺为,将固溶态试样重新加热至 220℃,保温 24 h,在空气中冷却至室温。退火处理工艺为,将铸态试样加热到 415℃,保温 24 h,随炉冷至室温。球化处理工艺为,将退火态试样重新加热到 320℃,保温 20 h 后空冷至室温。采用 OLYMPUS GX71 倒置金相显微镜和 JEOL-6700F 场发射扫描电镜观察不同状态合金的显微组织,在 XRD-7000 射线衍射仪上进行试样的物相分析。

2 试验结果与分析

2.1 XRD 结果分析

图 1 为 AZ80 镁合金铸态、固溶态及时效态的 XRD 图谱。由图 1 可知,AZ80 铸造镁合金的物相由 α -Mg 与 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成。经过了固溶处理后 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的衍射峰已经消失,只剩下 α -Mg 相的衍射峰,并形成了 Al 溶于 Mg 的 α -Mg 过饱和固溶体。固溶处理后 220℃ 低温长时间时效处理使得 α -Mg 过饱和固溶体发生分解, β -Mg₁₇Al₁₂ 相从 α -Mg 过饱和固溶体中析出,在图 1 中表现为 β -Mg₁₇Al₁₂ 相的衍射峰又重新出现。AZ80 铸态镁合金固溶与时效处理的过程是 β -Mg₁₇Al₁₂ 相溶解与再次析出的过程。

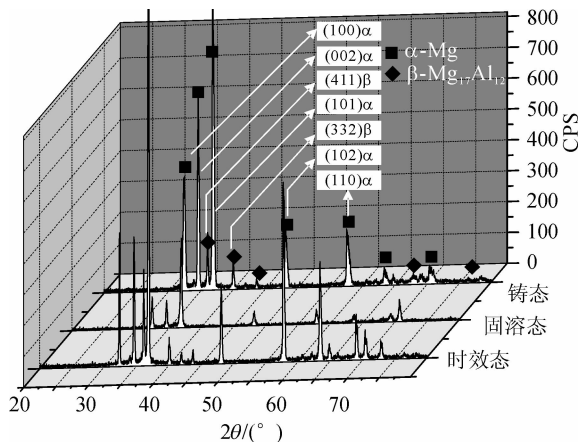


图 1 AZ80 镁合金铸态、固溶态及时效态的 XRD 图谱
Fig. 1 X-ray diffraction patterns of as-cast, as-solution and as-aged AZ80 alloy

2.2 固溶及固溶 + 时效处理对铸态合金显微组织的影响

图 2 为 AZ80 镁合金的铸态组织,由 α -Mg 与 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成。根据 Mg-Al 二元合金相图分析可知,铝含量为 8% 左右的镁铝合金的平衡凝固组织为从液态中通过匀晶反应得到的 α -Mg 和 α -Mg 的组织在冷却过程中由于固溶度降低而脱溶析出的 β -Mg₁₇Al₁₂ 金属间化合物。但是在实际铸造生产过程中的冷却速度比平衡凝固过程快得多。在冷却速度较快条件下结晶时,在液相通过匀晶反应析出固

相 α -Mg 的转变过程中,在初生 α -Mg 固相周围的液相中溶质 Al 来不及均匀化扩散而富集在已形成的 α -Mg 固相的周围,由此为发生共晶反应提供了成分条件。冷却到 437℃ 时剩余液相通过共晶反应得到共晶组织 (α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂),因此,Al 含量不超过亚共晶成分的合金的最终组织为大量初晶 α -Mg 和少量共晶组织 (α -Mg + β -Mg₁₇Al₁₂)。但是由于冷却速度过快导致了枝晶偏析现象的出现,并以离异共晶的形式分布在 α -Mg 晶界周围。

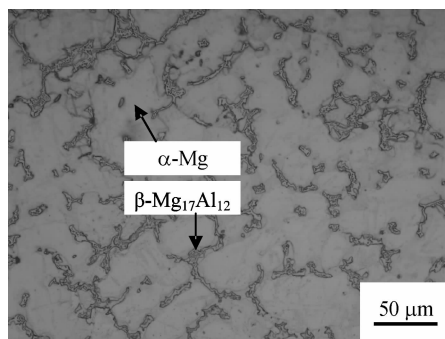


图 2 AZ80 铸态组织
Fig. 2 Microstructure of as-cast AZ80 alloy

AZ80 镁铝合金的非平衡凝固条件导致了合金强度较低、塑性较差,只能应用于一些无强韧性要求的 3C 壳体以及代替铝合金的低端产品领域,因而限制了镁合金制品的应用范围。使高铝镁合金具有良好强韧性的途径之一就是将在晶界处的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相充分溶入基体 α -Mg 中,通过后续处理使其在晶内以细小弥散粒状析出,既保证高铝镁合金良好的塑韧性,又可以通过第二相强化来提高合金的强度。

图 3 为 AZ80 镁合金经过固溶处理后的组织,与铸态组织相比,晶粒尺寸有所长大,原先呈断续网状分布于 α -Mg 晶界处的粗大 β -Mg₁₇Al₁₂ 相消失,成为单相组织。图 1 的 XRD 图谱也说明 AZ80 合金经过固溶处理得到了单相过饱和 α -Mg 固溶体组织。

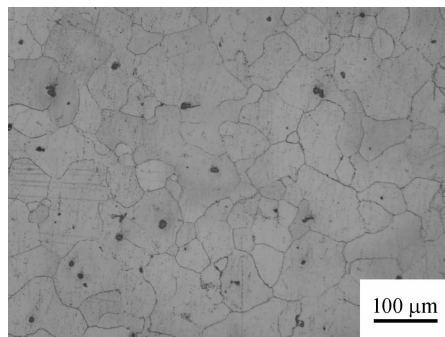


图 3 AZ80 固溶态组织
Fig. 3 Microstructure of as-solution AZ80 alloy

由镁铝二元合金相图可知,在 437℃ 时 Al 在 Mg 中的最大溶解度为 12.7%。将 AZ80 镁合金加热到 415℃ (固相线温度以下) 长时间保温,可以使得 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相分解出的铝原子通过扩散均匀地溶入 $\alpha\text{-Mg}$ 基体,且铝原子全部以置换固溶的形式存在于 $\alpha\text{-Mg}$ 基体中。而在室温下 Al 在 Mg 中的溶解度仅为 1.8% 左右。因此,从高温快速冷却至室温的过程中,由于 Al 原子无法满足热扩散的条件而不能析出,故形成 $\alpha\text{-Mg}$ 的过饱和固溶体。

图 4 为时效处理后 AZ80 的扫描电子显微镜组织,可看出 $\alpha\text{-Mg}$ 基体上分布有大量的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 析出相。固溶处理所形成的 $\alpha\text{-Mg}$ 过饱和固溶体在室温下无法分解,但当温度升高至 220℃ 时 Al 原子获得较高的扩散能力,以 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 金属间化合物的形式从过饱和 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体中析出,饱和度降低转变为稳定状态。已有的研究表明^[13-14],Mg-Al 合金固溶后接着时效处理会导致 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相再次以非连续和连续两种方式从基体中析出。图 1 中 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相衍射峰的再次出现说明该相从基体中析出。从图 4 可以看出,晶界处析出的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相以珠光体类型的组织长大,层片间距较大,析出方式为连续析出,而在晶内 Al 原子以 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的形式原位析出,形成较小的颗粒状或短片状,析出方式为不连续析出。

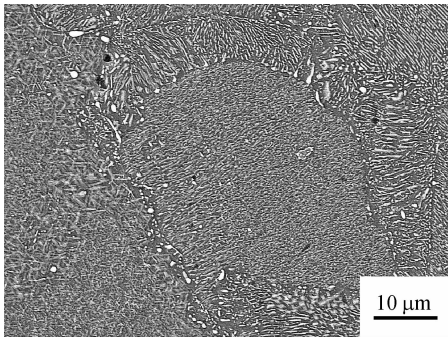


图 4 AZ80 时效态组织

Fig. 4 Microstructure of as-aged AZ80 alloy

2.3 退火及球化态显微组织

图 5 为 AZ80 镁合金经过 415℃ 保温 24 h 后随炉缓慢冷却至室温的显微组织。由图 5 可见,退火处理后合金组织中出现均匀分布的层片状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 第二相,层片间距约为 2~3 μm 。相比时效处理后的组织,退火组织中的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相均呈层片状析出,而且在晶界和晶内均匀分布。AZ80 镁合金在 415℃ 保温 24 h,晶界处的离异共晶 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相完全溶解,枝晶偏析得到消除。在随后的缓慢冷却过程中,Al 原子在镁基体中的溶解度随温度的降低而下降,从固

溶体中脱溶析出,形成 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 金属间化合物。形成片层状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的原因是晶界处缺陷较多, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在此处较易形核生长,在其两侧必然造成贫铝区,有利于平衡 $\alpha\text{-Mg}$ 相的形核。由于 $\alpha\text{-Mg}$ 中 Al 含量很低,必然有一部分 Al 被排挤出来,基体中 Al 原子浓度依然较高新的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相又将在该处继续形核。如此反复作用的结果是形成层片状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相与 $\alpha\text{-Mg}$ 相彼此相间的珠光体类型组织,片层间距约为 2~3 μm 。同时, $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相与 $\alpha\text{-Mg}$ 沿层片方向向晶内延伸,最终完成生长过程。

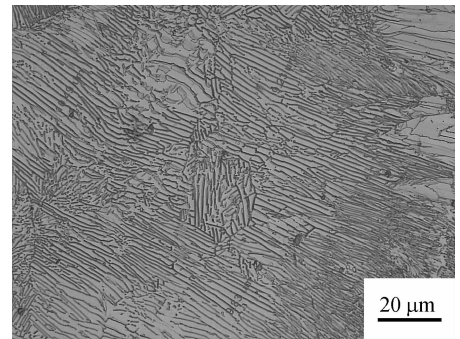


图 5 AZ80 退火态组织

Fig. 5 Microstructures of AZ80 alloy after annealing

将退火态的 AZ80 镁合金重新加热到 320℃ 保温 24 h 进行球化处理,得到的组织如图 6 所示。由图 6 可见,AZ80 镁合金经退火处理后所得到的层片状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相开始溶断,出现球化趋势。组织中弥散分布大量颗粒状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相,颗粒直径约为 0.1~0.5 μm 。在颗粒之中存在少量短片状 β 相,片层间距与退火组织相差不大,但片长明显减小。同时与溶断后的球粒状第二相形貌特征不符。说明在球化处理的保温过程中仍有少量组织未完全转变。在保温过程中部分 Al 原子重新溶入 $\alpha\text{-Mg}$ 基体形成固溶体,在随后空冷至室温的过程中,固溶体因温度下降而分解,少量 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相呈细小的颗粒状析出。

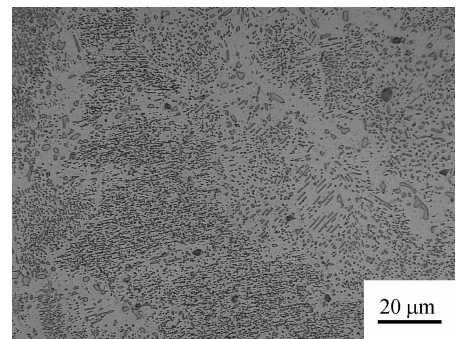


图 6 AZ80 球化态组织

Fig. 6 Microstructures of AZ80 alloy after spheroidized

3 结 论

1) 固溶处理可以使 AZ80 铸造镁合金中粗大的网状共晶 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相完全溶解, 获得单一的 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体组织, 在随后的时效处理中 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相以连续析出和不连续析出两种方式重新析出;

2) 在退火处理的缓慢冷却过程中 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相以珠光体型的沉淀方式从 $\alpha\text{-Mg}$ 过饱和固溶体中脱溶析出, 获得层片状组织, 片层间距约为 $2\sim 3\ \mu\text{m}$;

3) 层片状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在保温球化处理中, 通过自身溶断的方式可以获得均匀细小的球状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相。

参考文献:

- [1] Mordike B L, Ebert T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Materials Science and Engineering, 2001, 302:37-45.
- [2] 罗思东. 镁合金在汽车上的开发与应用[J]. 汽车工艺与材料, 2004, (6):38-41.
Luo Sidong. Magnesium alloy development and application in automobile[J]. Automobile Technology and Material, 2004, (6):38-41.
- [3] 李元元, 张卫文, 刘英, 等. 镁合金的发展动态和前景展望[J]. 特种铸造及有色合金, 2004, (1):14-17.
Li Yuanyuan, Zhang Weiwen, Liu Ying, et al. The development and forecast of magnesium alloy[J]. Special Casting and Nonferrous Alloys, 2004, (1):14-17.
- [4] Gray J E, Luan B. Protective coatings on magnesium and its alloys-a critical review[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 36:88-113.
- [5] 屠怡范, 陈晶益, 张波萍, 等. AZ31 铸造镁合金的物相和显微组织[J]. 铸造, 2006, 155(5):509-512.
Tu Yifan, Chen Jingyi, Zhang Boping, et al. Phases and microstructure of as-cast AZ31 magnesium alloy[J]. Foundry, 2006, 155(5):509-512.
- [6] Baghni I M, Wu Yinshun, Li Jiuqing, et al. Mechanical properties and potential applications of magnesium alloys[J]. Transaction Nonferrous Metal Society China, 2003, 13(6):1253-1259.
- [7] Cizek L, Greger M, Pawlica L. Study of selected properties of magnesium alloy AZ91 after heat treatment and forming[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2004,

157-158; 466-471.

- [8] 王志虎, 张菊梅, 袁森. 镁合金强韧化处理研究进展[J]. 铸造技术, 2006, 27(1):84-86.
Wang Zhihu, Zhang Jumei, Yuan sen. Research and development in strengthening and toughening of magnesium alloy[J]. Foundry Technology, 2006, 27(1):84-86.
- [9] 张菊梅, 蒋百灵, 王志虎, 等. 固溶及时效处理对 AZ80 镁合金显微组织的影响[J]. 金属热处理, 2007, 32(10):6-10.
Zhang Jumei, Jiang Bailing, Wang Zhihu, et al. Effects of solution and aging on microstructure of AZ80 magnesium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2007, 32(10):6-10.
- [10] 张菊梅, 蒋百灵, 王志虎, 等. 固溶温度对 AZ80 镁合金析出相 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 及性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(6):63-66.
Zhang Jumei, Jiang Bailing, Wang Zhihu, et al. Effects of solution temperature on precipitation of $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ phase and mechanical properties of AZ80 magnesium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(6):63-66.
- [11] 刘正, 刘重阳, 王中关, 等. 固溶和时效对压铸 AZ91HP 合金力学性能的影响[J]. 金属学报, 1999, 35(8):869-873.
Liu Zheng, Liu Chongyang, Wang Zhongguan, et al. Influence of solution and aging on mechanical properties of AZ91HP die-casting alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(8):869-873.
- [12] 唐伟, 韩恩厚, 徐永波, 等. 热处理对 AZ80 镁合金结构及性能的影响[J]. 金属学报, 2005, 41(11):1199-1206.
Tang Wei, Han Enhou, Xu Yongbo, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of AZ80 magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(11):1199-1206.
- [13] 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, 43:101-106.
- [14] 许娟, 李鹏飞, 郭锋. 热处理对 AZ91D 镁合金相结构的影响[J]. 材料热处理学报, 2011, 4(4):30-33.
Xu Juan, Li Pengfei, Guo Feng. The effect of heat treatment on microstructure of AZ91D alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011, 4(4):30-33.

(责任编辑 李虹燕)