

Mg-Zn-Al 三元系富镁角 350 °C 等温截面

任玉平, 李俊杰, 李 松, 肖 娜, 孙世能, 秦高梧

(东北大学 材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819)

摘 要: 采用合金法, 利用 X 射线衍射、扫描电镜及能谱成分分析等手段测定 Mg-Zn-Al 合金 350 °C 时的相平衡关系及其成分, 建立富镁角 350 °C 等温截面。结果表明: α -Mg 固溶体与 L 、 φ 、 γ 三相保持相平衡关系, 不存在以前普遍认为的 τ 与 α -Mg 的相平衡。获得 350 °C 时 φ 相成分范围, 即 53.5%~57.2%Mg、17.7%~30.7%Zn 和 15.8%~27.7%Al(摩尔分数)。Zn 和 Al 两种元素可以同时固溶于 α -Mg 相中。但 Al 的加入提高了 Zn 在 α -Mg 中的溶解度, 当 α -Mg 和 L 相平衡时, 溶解度最大可达 3.9%, 远大于 Mg-Zn 二元系的 2.1%。而当 α -Mg 与 γ 相平衡时, Zn 的加入降低 Al 在 α -Mg 中的溶解度, 即由 Mg-Al 二元系的 7.8%降至 5.2%。Al 在 Mg-Zn 二元金属间化合物中的固溶度较大, 可达 7.7%, 从而使其热稳定性得到提高。

关键词: Mg-Zn-Al 三元系; 相平衡; 平衡合金法; 固溶度

中图分类号: TG111

文献标志码: A

Isothermal section of Mg-rich corner at 350°C in Mg-Zn-Al ternary system

REN Yu-ping, LI Jun-jie, LI Song, XIAO Na, SUN Shi-neng, QIN Gao-wu

(Key Laboratory for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education,
Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The phase equilibria and their compositions in the Mg-rich corner of Mg-Zn-Al ternary system at 350°C were determined through the equilibrated alloy method by X-ray diffractometry (XRD) and scanning electron microscopy (SEM) assisted with energy dispersive spectroscopy (EDS), and thus the isothermal section of the Mg-rich corner at 350 °C in the ternary system was constructed. There are three phases at this temperature in equilibrium with α -Mg solid solution, including the liquid, φ and γ phases, while not the τ ternary intermetallic compound as previously accepted. Moreover, the composition ranges of the φ intermetallic compound, i.e., 53.5%–57.2%Mg, 17.7%–30.7%Zn and 15.8%–27.7%Al (mole fraction), are also obtained. The zinc and aluminum are simultaneously soluble in the α -Mg phase. The solubility of Zn in the α -Mg phase increases due to the addition of Al, and the maximum solubility is 3.0%Zn, more than that of Mg-Zn binary system (2.1%Zn) when the α -Mg solid solution is in equilibrium with the liquid phase. However, the solubility of Al in the α -Mg phase decreases due to the addition of Zn when the α -Mg phase is in equilibrium with the γ intermetallic compound, i.e., the Al solubility is 7.8% in the Mg-Al binary system, decreasing to 5.2%. At the same time, the solubility of the Al in the Mg-Zn intermetallic compound is improved to 7.7%.

Key words: Mg-Zn-Al ternary system; phase equilibrium; equilibrated alloy method; solubility

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50901017, 51171043); 国家“十二五”科技支撑计划资助项目(2011BAE22B04-2); 教育部新教师项目(20090042120008); 中央校基本科研业务费资助项目(N100702001, N110410006)

收稿日期: 2012-03-30; **修订日期:** 2012-06-30

通信作者: 秦高梧, 教授, 博士; 电话: 024-83683772; 传真: 024-83686455; E-mail: qingw@smm.neu.edu.cn

高 Zn 的 ZA 系镁合金由于比商品化 AZ 系镁合金具有更好的抗蠕变性及低成本等特点, 引起了众多研究者的兴趣。目前, 研究主要集中在 Al 和 Zn 含量、微合金化、热处理工艺及热加工等对 ZA 系镁合金组织与性能的影响, 并且在第二相提高其耐热性能方面得到了广泛关注^[1-11]。ZHANG 等^[10]认为在 ZA 系镁合金中形成 $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}(\tau)$ 、准晶相、 $\text{Al}_2\text{Mg}_5\text{Zn}_2(\varphi)$ 或 $\text{MgZn}(\varepsilon)$ 等耐热合金相是其抗蠕变性能得到改善的主要原因。然而, ZHANG 等^[11]对 ZA73 镁合金在 325 °C 等温处理不同时间时, 在该合金中的第二相 τ 随着时间的延长, 其数量逐渐减少, 且尺寸也在变小, 这一结果在 ZA72 合金中也得到了证实^[12]。这使得人们对 τ 相在 ZA 系镁合金中的热力学稳定性产生了怀疑, 即在 Mg-Zn-Al 三元系富镁角, τ 相是否会与 α -Mg 平衡。这就需要掌握 Mg-Zn-Al 三元系富镁角的相平衡关系, 以更好地理解 ZA 系镁合金成分、工艺、组织与力学性能的关系。尽管对 Mg-Al-Zn 相图的研究已经快一个世纪, 其主要的信息集中在富铝角, 而在富镁角的相平衡信息仅有 3 个等温截面相图和几个垂直截面相图^[13-17]。LIANG 等^[17]在实验测定 335 °C 等温截面的基础上对该体系进行了热力学优化, 但在富镁角仅采用了一个合金处理了 240 h 后即认为 τ 相与 α -Mg 固溶体平衡。之后, OHNO 等^[18]利用 LIANG 等^[17]评估的热力学参数计算了 Mg-Zn-Al 系富镁角的相平衡和等温截面, 但是计算结果与 Mg-Zn 二元体系相图不一致, 从三元相图外延至 Mg-Zn 边二元不仅缺失 Mg_7Zn_3 相, 而且存在的各相成分范围也有较大的差别, 这就需要通过实验获取更多可信的相平衡数据以增加相图计算的准确性。近年来, REN 等^[13-14]对一系列 Mg-Zn-Al 合金在 300 和 320 °C 进行了长达 720 h 的等温处理, 获得了富镁角的相平衡关系, 也认为 τ 相与 α -Mg 固溶体平衡。但值得注意的是, 在包含 α -Mg 和 τ 相合金的组织中, τ 相要么完全被 φ 相包围, 要么完全被 MgZn 相所包围, 并不存在 α -Mg 与 τ 相的相界面。由于 τ 相是铸造 ZA 系镁合金重要的强化相之一, 了解其形成的温度与成分范围以及其较低温时的稳定性, 对于理解 ZA 系镁合金组织、工艺及性能之间的关系具有重要的实际意义。然而, Mg-Zn-Al 系富镁角在固相线以上较高温度时几乎没有任何的相平衡信息^[15]。根据 Mg-Zn 二元相图^[19], 在 340 °C 以上就会存在液相, 而镁在高温又易挥发, 使得 Mg-Zn-Al 三元合金在较高温度进行等温处理时, 合金易发生损坏。因此, 本文作者采用合金法首先对 Mg-Zn-Al 系富镁角 350 °C 等温截面进行研究, 从而为更好地理解 ZA 系镁合金铸造过程中各相的形成、演变及其耐热性的

提高提供有价值的参考, 同时也为 Mg-Zn-Al 系镁合金的合金设计和工艺优化提供必要的热力学数据。

1 实验

采用高纯金属 Mg 99.99%, Al 99.996%, Zn 99.9999%(质量分数)制备 $\text{Mg}_{84}\text{Al}_2\text{Zn}_{14}$ 、 $\text{Mg}_{84}\text{Al}_4\text{Zn}_{12}$ 、 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{15}\text{Zn}_{15}$ 、 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{12}\text{Zn}_{18}$ 、 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{25}\text{Zn}_5$ 、 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{20}\text{Zn}_{10}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_{25}\text{Zn}_{15}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_1\text{Zn}_{39}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_3\text{Zn}_{37}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_5\text{Zn}_{35}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_8\text{Zn}_{32}$ 、 $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{10}\text{Zn}_{40}$ 、 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_{10}\text{Zn}_{30}$ 、 $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{15}\text{Zn}_{35}$ 、 $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{20}\text{Zn}_{30}$ 、 $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{25}\text{Zn}_{25}$ 、 $\text{Mg}_{50}\text{Al}_{33}\text{Zn}_{17}$ 、 $\text{Mg}_{55}\text{Al}_{30}\text{Zn}_{15}$ (摩尔分数, %, 下同)等 18 个三元合金。同时, 称量时补偿 5%Mg(质量分数)的烧损。将原料按质量分数配比后装入石墨坩埚。熔炼时首先将炉腔抽真空至 $5 \times 10^{-2} \sim 7 \times 10^{-2}$ Pa, 然后以高纯氩气作为保护气进行感应熔炼。从铸锭上截取适当大小的试样, 用铝箔包好封在高纯氩气作为保护气的石英管中, 然后在 350 °C 下保温 362 h, 出炉后水淬。

所有试样经过机械研磨、抛光后不经化学浸蚀, 采用日立 S-3400N 扫描电镜进行显微组织观察和能谱微区成分分析。加速电压为 20 kV, 工作距离为 10 mm。X 射线衍射(XRD)分析采用块状样品, 在 Philips PW3040/60 型 X 射线分析仪上进行。采用 Cu 靶 K_{α} 线, 加速电压为 40 kV, 电流为 40 mA, 采用 Ni 滤波片, 步进扫描速度为 3 (°)/min, 扫描范围为 20°~80°。

2 结果与讨论

所有合金经 350 °C 平衡处理后, 利用扫描电镜组织观察、能谱成分分析及 X 射线衍射结构分析发现, 存在两种类型的合金, 即由双相和三相组成。图 1 所示为 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_3\text{Zn}_{37}$ 合金在 350 °C 经过 362 h 平衡处理后的组织及 XRD 谱。组织由明暗两部分组成(见图 1(a)), 其中暗的部分为极细的共晶组织(见图 1(b))。能谱成分分析结果表明, 亮相成分为 48.7%Mg-3.3%Al-48.0%Zn, 为 MgZn 相, 共晶组织成分为 66.4%Mg-2.4%Al-31.2%Zn, 为液相 L 。而 XRD 分析结果表明由 α -Mg 固溶体和 MgZn 相组成(见图 1(c))。这意味着高温液相在淬火过程中形成了 α -Mg+ MgZn 相的共晶组织。因此, 可以确认该合金在 350 °C 平衡相组成为 MgZn 相和液相 L 。同样可获得 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_1\text{Zn}_{39}$ 和 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_5\text{Zn}_{35}$ 合金也是由 MgZn 相和液相 L 组成。

图 2 所示为 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{12}\text{Zn}_{18}$ 合金在 350 °C 经过 362 h

平衡处理后的组织及 XRD 谱。由图 2 可知, 合金组织由暗相、亮相和灰相所组成(见图 2(a)), 其中灰相是共晶组织(见图 2(b))。能谱分析结果表明, 暗相成分

为 92.3%Mg-3.9%Al-3.8%Zn(摩尔分数), 为 α -Mg 固溶体; 亮相成分为 55.1%Mg-18.7%Al-26.2%Zn, 为 φ 相, 灰相成分为 70.7%Mg-9.7%Al-19.6%Zn, 为液相 L 。

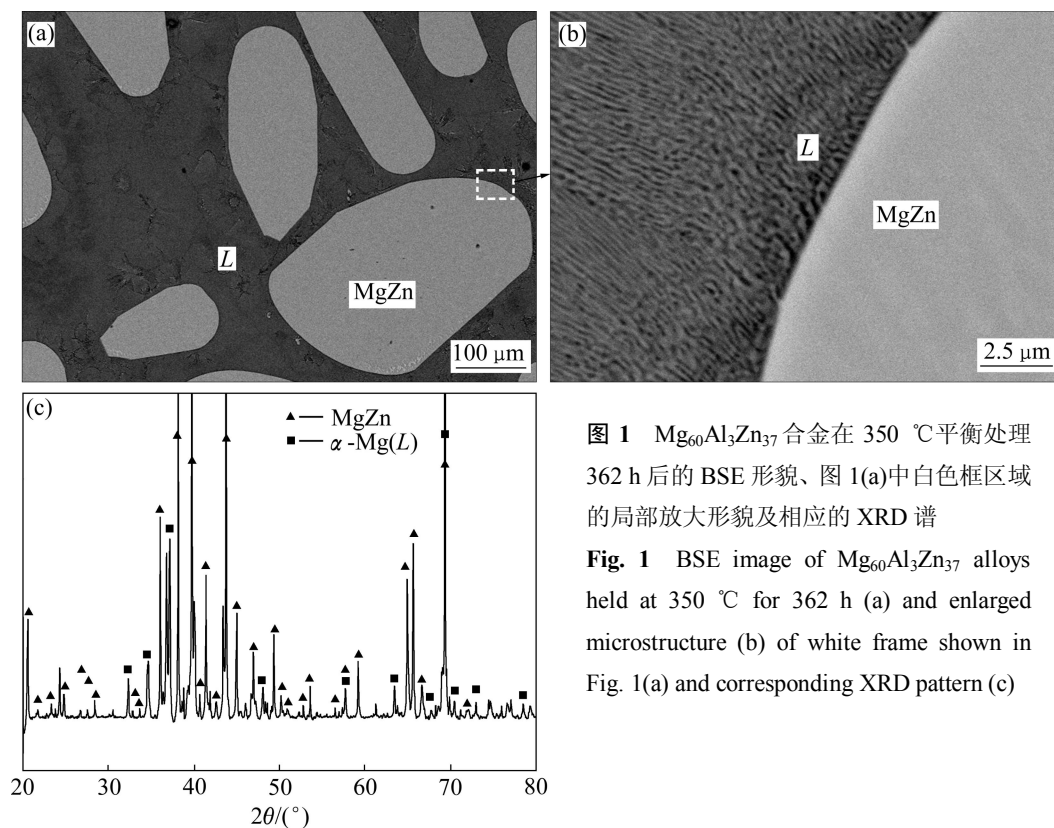


图 1 $\text{Mg}_{60}\text{Al}_3\text{Zn}_{37}$ 合金在 350 °C 平衡处理 362 h 后的 BSE 形貌、图 1(a) 中白色框区域的局部放大形貌及相应的 XRD 谱

Fig. 1 BSE image of $\text{Mg}_{60}\text{Al}_3\text{Zn}_{37}$ alloys held at 350 °C for 362 h (a) and enlarged microstructure (b) of white frame shown in Fig. 1(a) and corresponding XRD pattern (c)

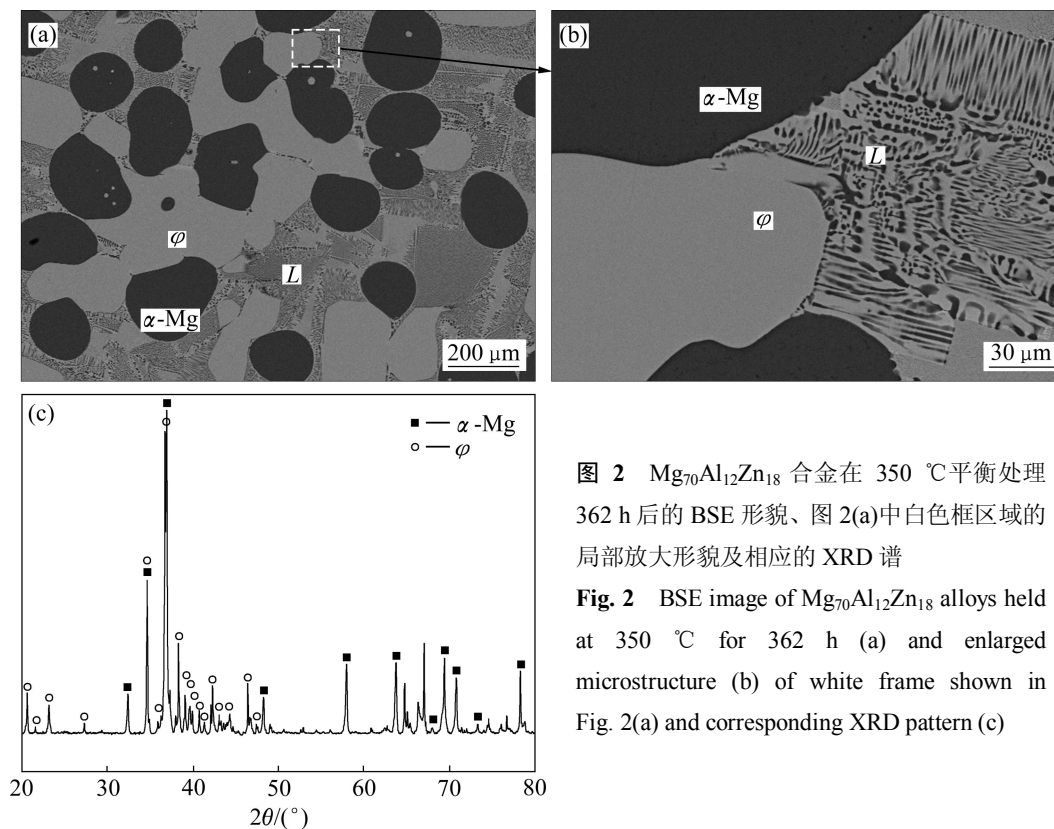


图 2 $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{12}\text{Zn}_{18}$ 合金在 350 °C 平衡处理 362 h 后的 BSE 形貌、图 2(a) 中白色框区域的局部放大形貌及相应的 XRD 谱

Fig. 2 BSE image of $\text{Mg}_{70}\text{Al}_{12}\text{Zn}_{18}$ alloys held at 350 °C for 362 h (a) and enlarged microstructure (b) of white frame shown in Fig. 2(a) and corresponding XRD pattern (c)

而 XRD 分析结果表明,合金是由 α -Mg 固溶体和 φ 相组成,如图 2(c)所示。这意味着高温液相在淬火过程中形成了 α -Mg 固溶体和 φ 相的共晶组织。因此,可以确认该合金的平衡相组成为 α -Mg 固溶体和 φ 三元金属间化合物和液相 L 三相组成。

对 350 °C 平衡处理后所有的 Mg-Zn-Al 系合金进行了分析,获得了所有合金的平衡相组成及其成分,结果如表 1 所列。

图 3 所示为 Mg-Zn-Al 系富镁角 350 °C 等温截面。由图 3 可知,在富镁角存在着两个三相区: α -Mg+ L + φ 和 α -Mg+ φ + γ 。另外还存在 L + φ + τ 、 L + τ +MgZn 和 γ + φ + τ 等 3 个三相区。并不存在 α -Mg 固溶体与 τ 的相平衡关系,这不同于较低温时的富镁角相关系^[13-15],这意味着 τ 相在富镁角的形成温度有可能在 350 °C 以下。同时获得了 φ 相的成分范围,呈狭长的带状分布, Mg 含量为 52.7%~57.2%,变化较小,而 Zn 和 Al 含量变化较大,分别为 17.7%~30.7%和 15.8%~27.7%,与实测测定的 320 °C 和 335 °C Mg-Al-Zn 系等温截面相图结果相比,其成分范围变化不大^[13-14]。

此外, α -Mg 与液相 L 平衡时, Zn 在 α -Mg 中的最大固溶度为 3.9%(摩尔分数),高于 Mg-Zn 二元系 350 °C 的固溶度 2.1%^[19],这意味着 Al 的加入提高了 Zn 在 α -Mg 中的溶解度; α -Mg 与 γ 相平衡时, Al 的最大固溶度约为 6.2%^[20],低于 Mg-Al 二元系 350 °C 的固溶度 7.2%,表明 Zn 的加入降低了 Al 在 α -Mg 中的溶解度。而且, Zn 和 Al 两种元素可以同时固溶于 α -Mg 中,与 Mg-Zn-Zr 三元系实测结果相似^[21],而不同于 Mg-Sn-Y 系相平衡成分,即 Sn 和 Y 不能同时固溶在 α -Mg 固溶体中^[22]。另外还发现,在 Mg-Zn 二元系中, MgZn 相的最高存在温度为 347 °C^[19],但在 Mg-Al-Zn 三元系 350 °C 等温截面上依然含 MgZn 相,表明 MgZn 相中溶入少量 Al 后增加了该相的热稳定性。

一直以来, τ 相和 MgZn 相被认为是 ZA 系镁合金的主要耐热相,由于具有比 γ 相更高的熔点和热稳定性,而使得此合金系的高温蠕变抗力得到提高^[6]。但是在本研究中, τ 相在富镁角的热力学稳定温度低于 350 °C,这就意味着凝固过程中形成 τ 相的 ZA 系镁合金在 350 °C 进行热处理时并不是一个稳定相,随着处理时间的延长会发生转变。这表明该相在富镁角并不具有比 γ 相更高的热稳定性,因为 γ 相的熔点为 437 °C。这也就意味着含 τ 相的铸造 ZA 系镁合金抗蠕变性能优于 AZ 系镁合金的主要影响因素并不与 τ 相相关。此外,尽管 Al 添加提高了 MgZn 相的热稳定性,但是该相在富镁角 350 °C 并不与 α -Mg 固溶体相平衡,

表 1 350 °C 平衡处理 362 h 后 Mg-Zn-Al 合金的平衡相组成及相成分

Table 1 Equilibrium phases constituents and their compositions in Mg-Zn-Al alloys treated at 350 °C for 362 h

Alloy	Phase	Mole fraction/%		
		Mg	Al	Zn
Mg ₈₄ Al ₂ Zn ₁₄	α -Mg	95.1	1.0	3.9
	Liquid	70.5	2.6	26.9
Mg ₈₄ Al ₄ Zn ₁₂	α -Mg	93.9	2.2	3.9
	Liquid	69.5	5.6	24.9
Mg ₇₀ Al ₁₅ Zn ₁₅	α -Mg	91.8	4.4	3.8
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄ (φ)	56.1	19.9	24.0
Mg ₇₀ Al ₁₂ Zn ₁₈	α -Mg	92.3	3.9	3.8
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	55.1	18.7	26.2
	Liquid	70.7	9.7	19.6
Mg ₇₀ Al ₂₅ Zn ₅	α -Mg	92.3	5.4	2.3
	Mg ₁₇ Al ₁₂ (γ)	62.3	30.0	7.7
Mg ₇₀ Al ₂₀ Zn ₁₀	α -Mg	91.7	5.3	3.0
	Mg ₁₇ Al ₁₂	61.5	29.2	9.3
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	57.2	24.4	18.4
Mg ₆₀ Al ₂₅ Zn ₁₅	α -Mg	91.8	5.2	3.0
	Mg ₁₇ Al ₁₂	61.6	28.9	9.5
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	57.2	24.0	18.8
Mg ₆₀ Al ₁ Zn ₃₉	MgZn	47.8	1.4	50.8
	Liquid	67.4	0.9	31.7
Mg ₆₀ Al ₃ Zn ₃₇	MgZn	48.7	3.3	48.0
	Liquid	66.4	2.4	31.2
Mg ₆₀ Al ₅ Zn ₃₅	MgZn	48.3	5.3	46.4
	Liquid	67.1	3.6	29.3
Mg ₆₀ Al ₈ Zn ₃₂	MgZn	47.7	7.1	45.2
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉ (τ)	41.6	12.7	45.7
	Liquid	65.2	5.4	29.4
Mg ₅₀ Al ₁₀ Zn ₄₀	MgZn	48.5	7.3	44.2
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	41.4	13.2	45.4
	Liquid	64.2	6.0	29.8
Mg ₆₀ Al ₁₀ Zn ₃₀	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	42.7	15.2	42.1
	Liquid	65.5	6.4	28.1
Mg ₅₀ Al ₁₅ Zn ₃₅	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	53.5	15.8	30.7
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	43.0	16.6	40.4
	Liquid	64.6	7.7	27.7
Mg ₅₀ Al ₂₀ Zn ₃₀	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	52.7	18.3	29.0
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	41.5	20.4	38.1
Mg ₅₀ Al ₂₅ Zn ₂₅	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	53.7	21.1	25.2
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	43.2	23.4	33.4
Mg ₅₀ Al ₃₃ Zn ₁₇	Mg ₁₇ Al ₁₂	58.9	32.0	9.1
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	54.5	27.7	17.8
	Mg ₃₂ (Al, Zn) ₄₉	45.0	30.3	24.7
Mg ₅₅ Al ₃₀ Zn ₁₅	Mg ₁₇ Al ₁₂	60.2	31.0	8.8
	Al ₅ Mg ₁₁ Zn ₄	56.3	26.0	17.7

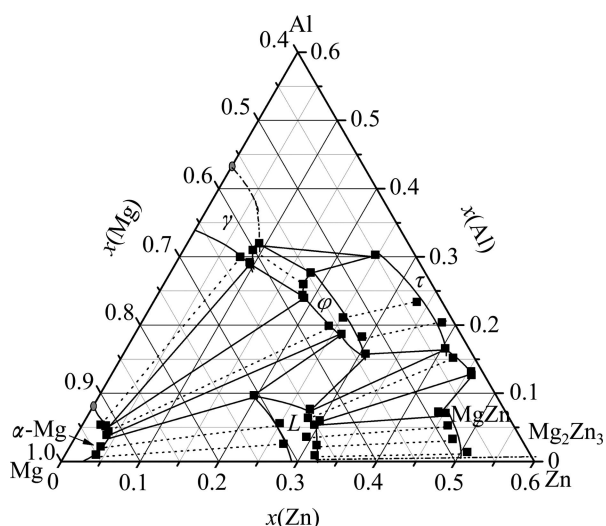


图3 Mg-Zn-Al 系富镁角 350 °C 等温截面图

Fig. 3 Isothermal section of Mg-rich corner at 350 °C in Mg-Zn-Al system

而是与液相平衡。同样地, 包含 MgZn 相的铸造 ZA 系镁合金, 其耐热性能提高的根本原因并不是由于 MgZn 相的存在。因此, 需要重新认识第二相在铸造 ZA 系镁合金中的作用, 以便从根本上揭示 ZA 系镁合金高温抗蠕变性能优于 AZ 系镁合金的原因。

另一方面, 固溶强化也是镁合金的主要手段之一。由于 Al 和 Zn 元素能够同时固溶在 α -Mg 基体中, 这势必会增强 α -Mg 基体的强度^[23-24]。另外, 由于 Mg-Zn 二元合金在低温时效时, 具有良好的析出强化效果^[25-26], 而 Al 的添加增加了 Zn 在 α -Mg 固溶体中的固溶度, 这一方面增强了 Zn 对 α -Mg 基体的固溶强化作用, 另一方面也必然会对 Mg-Zn 合金的析出过程, 即析出相数量、形貌、稳定性等产生至关重要的影响。因此, 有必要在 Mg-Zn-Al 系富镁角相平衡及热力学研究的基础上, 研究 Al 含量及应力对 ZA 系镁合金固溶时效过程中组织性能的影响, 从强化 α -Mg 基体的角度来理解 ZA 系镁合金具有良好抗蠕变性能的根本原因, 从而为新型耐热镁合金的设计、热处理及加工工艺提供有价值的参考依据。

3 结论

1) 确定 Mg-Zn-Al 三元系富镁角 350 °C 等温截面存在 2 个三相区: α -Mg+L+ ϕ 和 α -Mg+ ϕ + γ , 不存在普遍认为的 α -Mg+L+ τ 相的三相区; 另外, 还存在 L+ ϕ + τ 、L+ τ +MgZn 和 γ + ϕ + τ 等 3 个三相区。

2) 350 °C 时, Zn 和 Al 两种元素可以同时固溶于 α -Mg 中。由于 Al 的加入, Zn 在 α -Mg 中的溶解度可达 3.9%(摩尔分数), Zn 的加入使 Al 在 α -Mg 中的溶解度减小。Zn 在 γ 金属间化合物中溶解度可达 9.4%。

3) 获得了 350 °C 时 ϕ 相的成分范围, Mg 含量为 53.5%~57.2%(摩尔分数), 变化较小, 而 Zn 和 Al 含量变化较大, 分别为 17.7%~30.7%和 15.8%~27.7%。而且还发现 MgZn 金属间化合物固溶少量 Al, 提高了其热稳定性。

REFERENCES

- [1] ZHANG Z, TREMBLAY R, DUBÉ D, COUTURE A. Solidification microstructure of ZA102, ZA104 and ZA106 magnesium alloys and its effect on creep deformation[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 2000, 39(4): 503-512.
- [2] VOGEL M, KRAFT O, ARZT E. Creep behavior of magnesium die-cast alloy ZA85[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(8): 985-990.
- [3] ZHANG Jing, LI Zhong-shen, GUO Zheng-xiao, PAN Fu-shen. Solidification microstructural constituent and its crystallographic morphology of permanent-mould-cast Mg-Zn-Al alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(2): 452-458.
- [4] VOGEL M, KRAFT O, DEHM G, ARZT E. Quasi-crystalline grain-boundary phase in the magnesium die-cast alloy ZA85[J]. Scripta Mater, 2001, 45(5): 517-524.
- [5] OHISHI K, HONO K, SHIN K S. Effect of pre-aging and Al addition on age-hardening and microstructure in Mg-6%Zn alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 496(1/2): 425-433.
- [6] 陈建波, 黄晓峰. Mg-Zn-Al 系镁合金研究现状与发展[J]. 热加工工艺, 2011, 40(22): 48-51.
CHEN Jian-bo, HUANG Xiao-feng. Research status and development of Mg-Zn-Al series Mg alloy[J]. Hot Working Technology, 2011, 40(22): 48-51.
- [7] 朱蓓蓓, 孙扬善, 万晓峰, 薛 烽. Mg-Zn-Al 系变形镁合金的显微组织和力学性能[J]. 东南大学学报: 自然科学版, 2010, 40(3): 640-645.
ZHU Bei-bei, SUN Yang-shan, WAN Xiao-feng, XUE Feng. Microstructures and mechanical properties of Mg-Zn-Al wrought magnesium alloys[J]. Journal of Southeast University: Natural Science Edition, 2010, 40(3): 640-645.
- [8] 杨明波, 潘复生, 汤爱涛, 唐丽文, 杨 慧. Mg-Zn-Al(ZA)系耐热镁合金的研究现状[J]. 热加工工艺, 2007, 36(8): 73-77.
YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng, TANG Ai-tao, TANG Li-wen, YANG Hui. Research status of Mg-Zn-Al(ZA) based elevated temperature magnesium alloy[J]. Hot Working Technology, 2007, 36(8): 73-77.
- [9] 赵玮霖, 杨明波, 潘复生, 白 亮, 唐丽文. 合金元素对

- Mg-Zn-Al(ZA)系耐热镁合金组织及性能的影响[J]. 材料导报, 2007, 21(7): 70–73.
- ZHAO Wei-lin, YANG Ming-bo, PAN Fu-sheng, BAI Liang, TANG Li-wen. Effects of alloy elements on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al(ZA) based magnesium alloys[J]. Materials Review, 2007, 21(7): 70–73.
- [10] ZHANG J, GUO Z X, PAN F S, LI Z S, LUO X D. Effect of composition on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 456(1/2): 43–51.
- [11] ZHANG J, ZUO R L, CHEN Y X, PAN F S, LUO X D. Microstructure evolution during homogenization of a α -type Mg-Zn-Al alloy[J]. J Alloys Comp, 2008, 448(1/2): 316–320.
- [12] 冯 凯, 黄晓锋, 马 颖, 陈娟娟, 郝 远. 固溶时间对 ZA72 镁合金显微组织及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 2035–2042.
- FENG Kai, HUANG Xiao-feng, MA Ying, CHEN Juan-juan, HAO Yuan. Effect of different solution time on microstructure and mechanical properties of ZA72 magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(9): 2035–2042.
- [13] REN Y P, QIN G W, PEI W L, GUO Y, ZHAO H D, LI H X, JIANG M, HAO S M. The α -Mg solvus and isothermal section of Mg-rich corner in the Mg-Zn-Al ternary system at 320 °C[J]. J Alloys Comp, 2009, 481(1/2): 176–181.
- [14] REN Yu-ping, QIN Gao-wu, PEI Wen-li, LI Song, GUO Yun, ZHAO Hong-da. Phase equilibria of Mg-rich corner in Mg-Zn-Al ternary system at 300 °C [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(2): 241–245.
- [15] VILLARS P, PRINCE A, OKAMOTO H. Handbook of ternary alloy phase diagrams[M]. Materials Park, OH, ASM International, 1997.
- [16] EFFENBERG G, ILTENKO S. Ternary alloy systems-Phase diagrams, crystallographic and thermodynamic data[M]. Germany: Springer, 2006: 191.
- [17] LIANG P, TARFA T, ROBINSON J A, WAGNER S, OCHIN P, HARMELIN M G, SEIFERT H J, LUKAS H L, ALDINGER F. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the Al-Mg-Zn system[J]. Thermochimica Acta, 1998, 314(1/2): 87–110.
- [18] OHNO M, MIRKOVIC D, SCHMID-FETZER R. Phase equilibria and solidification of Mg-rich Mg-Al-Zn alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 421(1/2): 328–337.
- [19] OKAMOTO H. Comment on Mg-Zn (magnesium-zinc)[J]. J Phase Equilibria, 1994, 15(1): 129–130.
- [20] MASSALSKI T B, OKAMOTO H. Binary alloy phase diagrams[M]. Materials Park, OH, ASM International, 1990, 169–171.
- [21] REN Y P, GUO Y, CHEN D, LI S, PEI W L, QIN G W. Isothermal section of Mg-Zn-Zr ternary system at 345 °C[J]. CALPHAD, 2011, 35(3): 411–415.
- [22] ZHAO H D, QIN G W, REN Y P, PEI W L, GUO Y. Isothermal sections of the Mg-rich corner in the Mg-Sn-Y ternary system at 300 and 400 °C[J]. J Alloys Comp, 2009, 48(1/2): 140–143.
- [23] CÁCERES C H, ROVERA D M. Solid solution strengthening in concentrated Mg-Al alloys[J]. J Light Met, 2001, 1(3): 151–156.
- [24] CÁCERES C H, BLAKE A. The strength of concentrated Mg-Zn solid solutions[J]. Phys Status Solidi A, 2002, 194(1): 147–158.
- [25] BUHA J. Reduced temperature (22–100 °C) ageing of an Mg-Zn alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 492(1/2): 11–19.
- [26] ROSALIE J M, SOMEKAWA H, SINGH A, MUKAI T. The effect of size and distribution of rod-shaped β'_1 precipitates on the strength and ductility of a Mg-Zn alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2012, 539: 230–237.

(编辑 龙怀中)