

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

杨明波^{1,2}, 潘复生², 李忠盛², 沈 佳¹

(1. 重庆工学院 材料科学与工程学院, 重庆 400050 ;

2. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400030)

摘 要: 研究了 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。结果表明: Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金主要由 α -Mg+Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ 相组成, 且随着 Zn 与 Al 质量比的增加, 实验合金中第二相的数量逐渐减少, 同时其分布由连续网状逐渐向断续状转变; Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金则主要由 α -Mg+Mg₃₂(Al, Zn)₄₉+MgZn 相组成, 且随着 Zn 与 Al 质量比的增加, 实验合金中第二相的数量逐渐增加, 同时其分布由断续网状逐渐向颗粒弥散状转变; 此外, Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金的第二相转变开始温度和峰值温度基本上高于 Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金, 从而导致第二相转变过程中不同相变的发生和第二相类型的不同。

关键词: Mg-Zn-Al 镁合金; 铸态组织; 凝固行为

中图分类号: TG 146.22

文献标识码: A

Effect of mass ratio of Zn to Al on as-cast microstructure and solidification behaviour of Mg-Zn-Al ternary magnesium alloys

YANG Ming-bo^{1,2}, PAN Fu-sheng², LI Zhong-sheng², SHEN Jia¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Chongqing Institute of Technology, Chongqing 400050, China;

2. College of Material Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400030, China)

Abstract: The effect of mass ratio of Zn to Al on the as-cast microstructure and solidification behaviour of Mg-Zn-Al ternary magnesium alloys was investigated. The results indicate that, when the mass ratio of Zn to Al of experimental alloys are less than 2, the alloys are composed of α -Mg and Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ phases, and with increasing mass ratio of Zn to Al, the amount of the second phases in the alloys gradually decreases and the distribution of the second phases changes from continuous net to quasti-continuous net. However, when the mass ratio of Zn to Al of experimental alloys is more than 2, the alloys are composed of α -Mg, Mg₃₂(Al, Zn)₄₉ and MgZn phases, and with increasing mass ratio of Zn to Al, the amount of the second phases in the alloys gradually increases and the distribution of the second phases changes from quasti-continuous net to uniform particles. In addition, the onset and peak temperatures of the second phase transformation for the experimental alloys with relatively low mass ratio of Zn to Al (<2), are higher than those of the alloys with high mass ratio of Zn to Al (>2), which results in different reactions during the second phase transformation and different types of the second phases.

Key words: Mg-Zn-Al magnesium alloy; as-cast microstructure; solidification behaviour

镁合金作为最轻质的工程结构材料, 目前其在世界汽车工业中的应用正以每年约 20% 的速度增长, 其中又以 AZ 和 AM 这两个 Mg-Al 系镁合金的应用最为广

泛。但目前由于 AZ 和 AM 系镁合金的高温抗蠕变性能差, 长期工作温度不能超过 120 °C, 使其无法用于制造对高温蠕变性能要求高的汽车传动部件^[1]。也

基金项目: 国家杰出青年基金资助项目(50725413); 国家重点基础研究发展计划资助项目(2007CB613704); 重庆市科技攻关计划资助项目(CSTC-2006AA4012-9-6)

收稿日期: 2007-10-25; 修订日期: 2008-02-22

通讯作者: 杨明波, 教授, 博士; 电话: 023-68667455; E-mail: yangmingbo@cqit.edu.cn

正是由于这样,国内外对于具有高温抗蠕变性能的汽车用耐热镁合金的研究开发给予了高度重视,并开展积极的研究。已有研究表明^[2-5]:ZA(Mg-Zn-Al)系镁合金是一种有发展前途的高温抗蠕变镁合金。由于该系镁合金的高温抗蠕变机理主要在于通过增加Zn含量和控制Zn/Al比在合金组织中形成 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和/或MgZn等耐热强化相。因此,人们对于Mg-Zn-Al 镁合金中Zn和Al的含量及Zn与Al质量比对合金组织的影响开展了积极的研究。如李冠群等^[6]发现Mg-Zn-Al三元合金中Zn与Al质量比在0.067~1范围时,合金主要由 α -Mg和 $Mg_{17}Al_{12}$ 相组成;当Zn与Al质量比大于1时,合金主要由 α -Mg和 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相组成。而ANYANWU等^[7]则发现 $w(Zn)+w(Al)=13\%$ 且 $w(Zn)/w(Al)=2$ 的Mg-(6~14)Zn-(2~8)Al镁合金均由 α -Mg、 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和MgZn组成。此外,ZHANG等^[8-9]发现Zn与Al质量比分别等于4和2.5的ZA82和ZA104镁合金均由 α -Mg和 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相组成,而Zn与Al质量比分别等于5和6的ZA102和ZA122镁合金则主要由 α -Mg、 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和MgZn相组成。显然,这些研究结果间还存在较大的差异。因此,有必要进一步研究Zn和Al含量及Zn与Al质量比变化对Mg-Zn-Al合金组织的影响。此外,虽然从组织控制角度出发认为Mg-Zn-Al系镁合金中的Zn含量越高和Al含量越少越容易得到 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和MgZn等耐热强化相,但综合考虑力学性能、铸造性能和材料密度等因素,Mg-Zn-Al系镁合金中Zn和Al的含量应有一个合适比例。因此,本文作者研究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,以期Mg-Zn-Al系镁合金的成分优化和组织控制提供参考。

1 实验

图1所示为化学成分对Mg-Al-Zn三元镁合金铸造性能的影响。从图中可看到,当Zn含量很小时($<1\%$),合金处于可铸造区,而随着Zn含量的增加,则合金进入热裂区,并且该热裂区随Al含量不同而变化;当Zn含量进一步增加时,又进入可铸造区和脆性区。基于此,本研究中设计和配制如图1和表1所示成分的实验合金,以考察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。由于配料时考虑了合金元素的实收率,因此,所得合金的实际成分与设计成分基本相符。实验合金制备用原材料分别为纯镁锭、铝锭和锌锭。合金熔炼在坩埚电阻炉里进行,

熔炼时采用 SO_2+CO_2 混合气体保护。熔炼时首先把石墨坩埚预热到 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右,然后加入已预热的纯镁块、铝块和锌块,待其温度升到 $680\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后进行机械搅拌以混合均匀。去除浮渣后在 $720\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温10 min并将其浇入已预热到 $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的 $d 20\text{ mm}\times 90\text{ mm}$ 金属铸型中,待其冷却凝固后取样作组织分析。

将实验合金用8%硝酸蒸馏水溶液腐蚀后在Olympus光学显微镜和配有EDS装置的JOEL JSM-6460LV型扫描电镜上观察组织,同时在Olympus光镜上用图像分析软件测量合金组织中第二相的体积

表1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experimental alloys

Alloy	$w(Zn)/w(Al)$	Mass fraction/%		
		Al	Zn	Mg
ZA56	0.83	6	5	Bal.
ZA55	1.00	5	5	Bal.
ZA54	1.25	4	5	Bal.
ZA75	1.40	5	7	Bal.
ZA64	1.50	4	6	Bal.
ZA106	1.67	6	10	Bal.
ZA74	1.75	4	7	Bal.
ZA84	2.00	4	8	Bal.
ZA73	2.33	3	7	Bal.
ZA104	2.50	4	10	Bal.
ZA72	3.50	2	7	Bal.
ZA82	4.00	2	8	Bal.
ZA102	5.00	2	10	Bal.
ZA122	6.00	2	12	Bal.
ZA142	7.00	2	14	Bal.

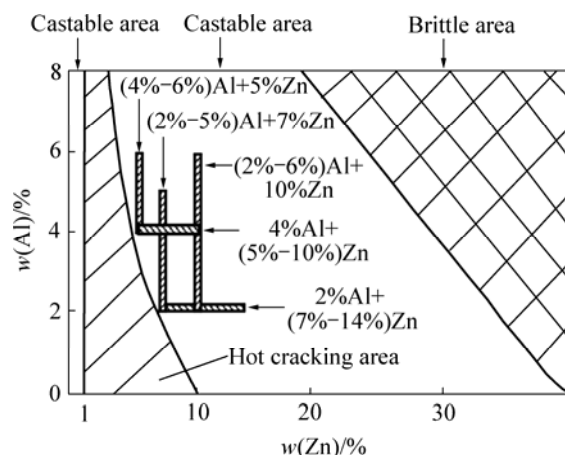


图1 成分对Mg-Al-Zn合金铸造性能的影响^[5]

Fig.1 Effects of compositions on castability of Mg-Al-Zn alloys

分数。并在 40 kV、30 mA 下用 D/Max-1200X 型 X 射线衍射仪分析合金的相组成。此外, 为了考察 Zn 与 Al 质量比变化对实验合金凝固行为的影响, 还进行了 DSC 差热分析实验。DSC 差热分析实验在重庆大学的 NETZSCH STA 449C 热分析仪上进行。从浇铸铸坯取 30 g 左右的试样, 在氩气保护下快速将试样从 30 °C 加热到 700 °C 并保温 5 min, 然后冷却到 100 °C, 其中加热和冷却速率控制在 15 °C/min。

2 结果及分析

2.1 Zn 与 Al 质量比对铸态组织的影响

图 2 所示为 Zn 与 Al 质量比不同时 Mg-Zn-Al 三元镁合金铸态组织的金相照片。从图 2 中可以看到, 尽管

不同 Zn 与 Al 质量比实验合金的铸态组织均主要由白色 α -Mg 基体和黑色第二相所组成, 但第二相的含量和分布存在较大差异。当 Zn 与 Al 质量比小于 2 时, 随着 Zn 与 Al 质量比增加, 合金组织中第二相的数量逐渐减少(见表 2), 同时其分布由连续网状逐渐向断续状转变。当 Zn 与 Al 质量比大于 2 时, 随着 Zn 与 Al 质量比增加, 合金组织中第二相的数量逐渐增加(表 2), 同时其分布由断续网状逐渐向颗粒弥散状转变。图 3 所示为 XRD 分析得到的不同 Zn 含量和 Zn 与 Al 质量比下实验合金的相组成。从图 3 可以看到, Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金均由 α -Mg+ $Mg_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 组成, 而当 Zn 与 Al 质量比大于 2 时, 实验合金的相组成向 α -Mg+ $Mg_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ +MgZn 转变。上述结果说明 Zn 与 Al 质量比对 Mg-Zn-Al 三元镁合金组织中第二相的数量、分布及类型存在较大的影响。此外,

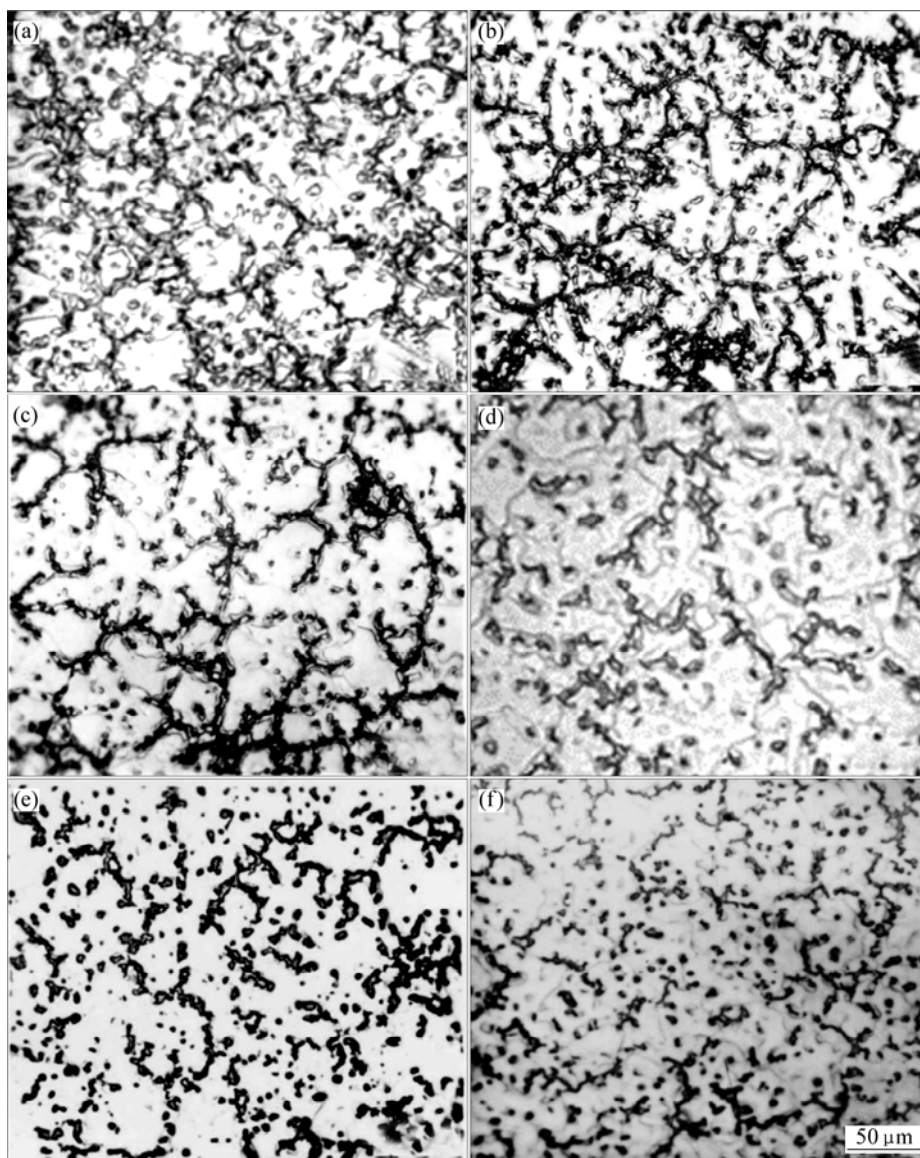


图 2 不同 Zn 与 Al 质量比时实验合金的金相照片

Fig.2 Metallographs of experimental alloys with different mass ratios of Zn to Al: (a) 0.83; (b) 1.40; (c) 1.75; (d) 2.00; (e) 3.50; (f) 5.00

从图 3 还可以看到, 在本研究的实验合金中均未发现 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。虽然本实验结果与曾小勤等^[10]获得的结果吻合(图 3), 但也与前言中提到的李冠群等^[6-9]的结果存在差异。关于 Zn 与 Al 质量比对实验合金组织中合金相类型的影响, 本文作者还将在后面结合凝固行

表 2 部分实验合金铸态组织中第二相的体积分数
Table 2 Volume fraction of second phases in as-cast microstructures of experimental alloys with different mass ratios of Zn to Al

Experimental alloy	Mass ratio of Zn to Al	Volume fraction of second phase/%
ZA56	0.83	10.5
ZA75	1.40	9.7
ZA74	1.75	6.4
ZA84	2.00	5.6
ZA72	3.50	6.3
ZA102	5.00	6.5

为的分析作进一步阐述。
图 4 所示为 Zn 与 Al 质量比不同时 Mg-Zn-Al 三元镁合金铸态组织的 SEM 照片。从图 4 中可以看到,

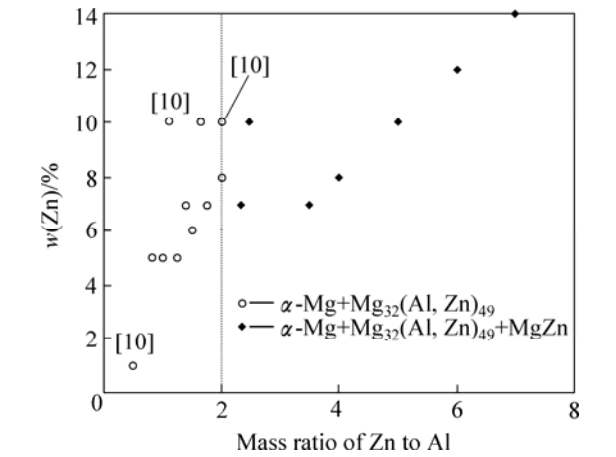


图 3 Zn 与 Al 质量比和 Zn 含量对实验合金合金相的影响
Fig.3 Effects of mass ratio of Zn to Al and Zn content on alloying phase of experimental alloys

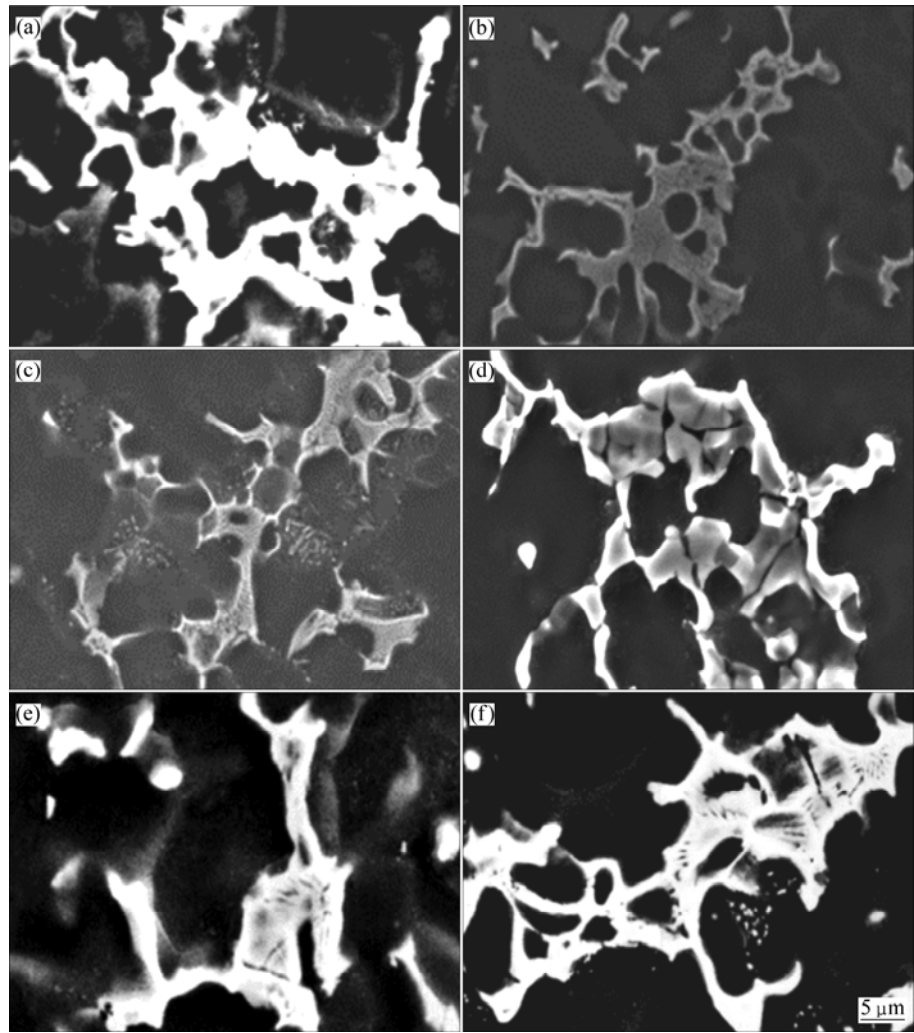


图 4 Zn 与 Al 质量比不同时实验合金的 SEM 照片
Fig.4 SEM images of parts of experimental alloys with different mass ratios of Zn to Al: (a) 0.83; (b) 1.40; (c) 1.75; (d) 2.00; (e) 3.50; (f) 5.00

实验合金铸态组织中的第二相大多呈骨骼状, 少数呈颗粒状和/或块状。EDS分析结果表明: Zn与Al质量比小于 2 的实验合金中的骨骼状和/或颗粒/块状第二相均为 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相(图 4(a)~(d)), 而Zn与Al质量比大于 2 的实验合金中的骨骼状第二相为MgZn相、颗粒/块状第二相为 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相, 并且骨骼状MgZn第二相内部还存在一些黑色条(图 4(e)~(f))。此外, 尽管XRD分析没有在 $w(Zn)/w(Al)=2$ 的实验合金中检测到 $Mg_5Zn_2Al_2$ 相的存在, 但EDS结果却发现在该合金中的 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相边缘存在少量 $Mg_5Zn_2Al_2$ 化合物(图 4(d)), 这与WANG等^[11]报道的结果类似。

2.2 Zn 与 Al 质量比对凝固行为的影响

图 5 所示为Zn与Al质量比不同时Mg-Zn-Al三元镁合金的DSC冷却曲线。从图 5 中可以看到, 不同Zn与Al质量比的实验合金的DSC冷却曲线中均含两个放热峰, 分别与 α -Mg基体的凝固和第二相的析出相对应。此外, 从图 5 还可看到, Zn与Al质量比为 0.83 和 2.00 时实验合金的第二相析出的开始温度较Zn与Al质量

比为 3.50 和 5.00 的实验合金的高。显然, 不同的第二相开始转变温度必然联系到合金组织中第二相的类型。基于Mg-Zn-Al三元合金相图^[5], 并结合ZHANG等^[12-13]的研究结果可以推断: 如果Mg-Zn-Al三元合金平衡凝固过程中第二相的开始转变温度大于 $387\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 将在合金组织中形成 $Mg_{17}Al_{12}$ 相; 当第二相的开始转变温度低于 $337\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 将会发生 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_{32}(Al, Zn)_{49} + MgZn$ 三元共晶反应, 从而在合金组织中形成 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 和MgZn相; 而当第二相的开始转变温度在 $343\text{ }^{\circ}\text{C}$ 附近时, 将会首先发生 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_5Zn_2Al_2$ 二元共晶反应, 然后发生 $L_2 + Mg_5Zn_2Al_2 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 准包晶反应和 $L_3 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 共晶反应。此时, 如果 $Mg_5Zn_2Al_2$ 数量较少, 其在三元准包晶反应中将被消耗完, 而合金最后组织中则只有 $Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$ 相, 否则还可能少量的 $Mg_5Zn_2Al_2$ 相。图 4(d) 中 $w(Zn)/w(Al)=2.00$ 的实验合金中存在的少量 $Mg_5Zn_2Al_2$ 相可能就是因为这种原因产生的。

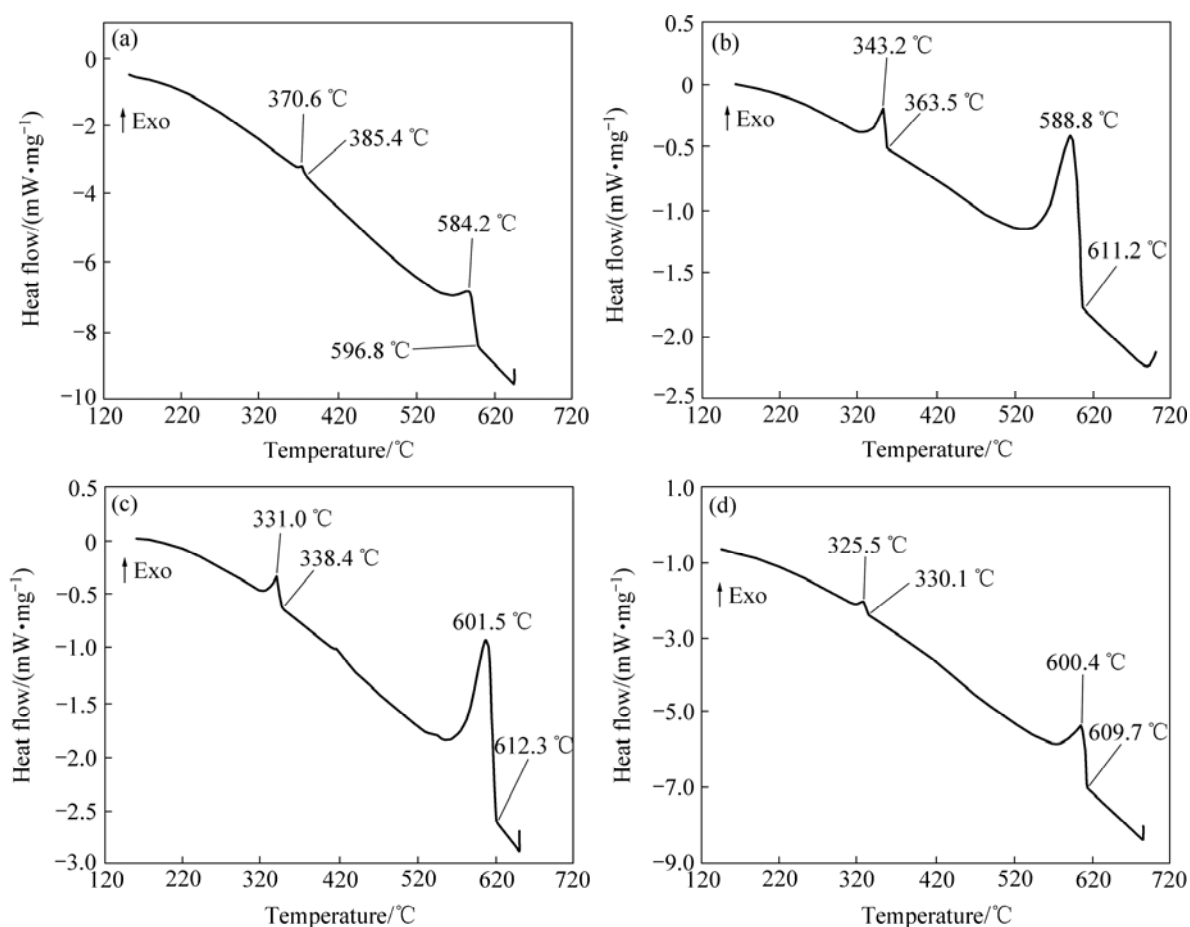


图 5 部分不同 Zn 与 Al 质量比实验合金的 DSC 冷却曲线

Fig.5 DSC cooling curves of parts of experimental alloys with different mass ratios of Zn to Al: (a) 0.83; (b) 2.00; (c) 3.50; (d) 5.00

图 6 所示为实验合金 DSC 冷却曲线中第二相转变开始温度和峰值温度的统计结果。从图 6 可看到, 实验合金第二相的开始转变温度均小于 387°C , 因此合金中不可能形成 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相, 而这与前面组织分析结果是吻合的。此外, 从图 6 还可看到, Zn 与 Al 质量比小于 2 和大于 2 的实验合金的第二相转变开始温度和峰值温度基本上分别高于 337°C 和低于 337°C 。因此, 基于实验合金的合金相组成(图 3), Zn 与 Al 质量比小于 2 和大于 2 的实验合金的凝固过程可分别描述如下: 对于 Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金, 其初生 $\alpha\text{-Mg}$ 相在基体凝固开始温度开始形核, 并发生反应 $L \rightarrow L_1 + \alpha\text{-Mg}$, 然后在熔体中生长直到发生第二相转变。在第二相转变过程中, 将会首先发生 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2 + L_2$ 共晶反应, 然后发生 $L_2 + \text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49} + L_3$ 准包晶反应和 $L_3 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 二元共晶反应。对于这 3 个反应, 理论上在 DSC 冷却曲线上应该有三个放热峰与之相对应, 然而本文仅观察到一个放热峰(图 5(a)~(b))。出现这种情况的原因可能在于试样小和第二相的体积分数较低, 从而导致 DSC 差热分析中的热流变化不明显。而对于 Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金, 其初生 $\alpha\text{-Mg}$ 相也会在基体熔化开始温度开始形核, 并发生反应 $L \rightarrow L_1 + \alpha\text{-Mg}$, 然后在熔体中生长直到发生第二相转变。在第二相转变过程中, 将会发生 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49} + \text{MgZn}$ 共晶反应。很显然, 实验合金凝固过程的分析结果与前面组织分析结果是吻合的。

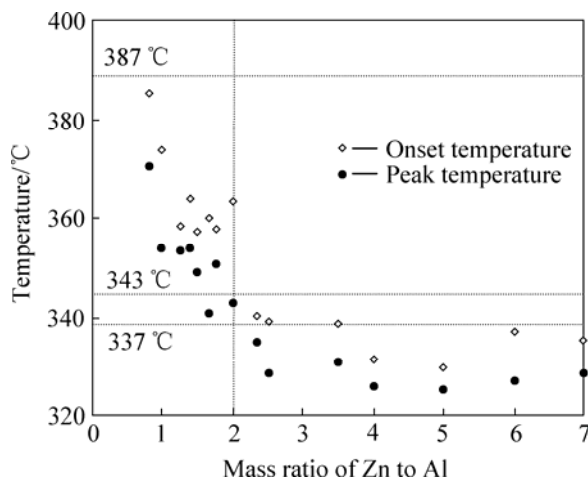


图 6 Zn 与 Al 质量比对第二相转变开始和峰值温度的影响

Fig.6 Effect of mass ratio of Zn to Al on onset and peak temperatures of second phase transformation

图 7 和 8 所示分别为不同 Zn 与 Al 质量比时实验合金 DSC 冷却曲线中基体凝固开始温度和峰值温度的统计结果以及合金凝固温度范围的计算结果。从图 7 和 8 可以看到, Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金的基体凝固开始温度和合金凝固温度范围均低于 Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金的。由于低的基体凝固开始温度和窄的凝固温度范围对于合金铸造流动性的改善是有利的。因此, 可以预计 Zn 与 Al 质量比小于 2 的实验合金的铸造充型能力应该比 Zn 与 Al 质量比大于 2 的实验合金的好。

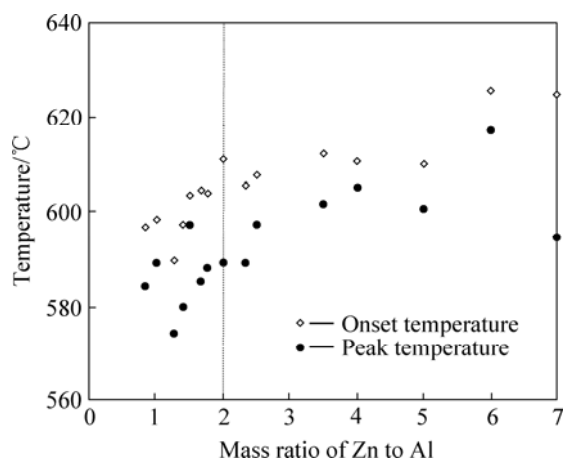


图 7 Zn 与 Al 质量比对基体凝固开始和峰值温度的影响

Fig.7 Effect of mass ratio of Zn to Al on onset and peak temperatures of matrix solidification

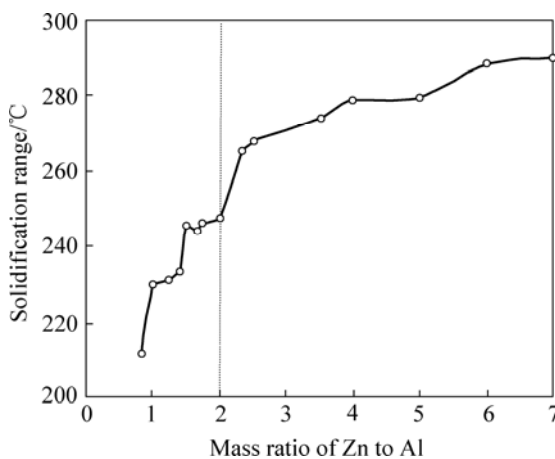


图 8 Zn 与 Al 质量比对实验合金凝固温度范围的影响

Fig.8 Effect of mass ratio of Zn to Al on solidification range of experimental alloys

2.3 讨论

从图 5(b)和 6 可知, Zn 与 Al 质量比为 2 的实验合金的第二相转变开始温度接近 Zn 与 Al 质量比小于 2 的

实验合金的,而峰值温度又接近Zn与Al质量比大于2的实验合金的,这说明 $w(\text{Zn})/w(\text{Al})=2$ 是Zn与Al质量比对Mg-Zn-Al三元镁合金凝固行为影响的一个临界值。这一点还可从图7所示的不同Zn与Al质量比实验合金的DSC冷却曲线中基体凝固的开始温度和峰值温度得到进一步证实。如图7所示, $w(\text{Zn})/w(\text{Al})=2$ 的实验合金的基体凝固开始温度接近Zn与Al质量比大于2的实验合金,而峰值温度又接近Zn与Al质量比小于2的实验合金。也正是由于上述原因,使得实验合金的凝固组织以 $w(\text{Zn})/w(\text{Al})=2$ 为界呈现出不同的变化,即:Zn与Al质量比小于2的合金主要由 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 组成,且随着Zn与Al质量比增加,第二相数量逐渐减少,同时其分布由连续网状向断续状转变;而Zn与Al质量比大于2的合金则主要由 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}+\text{MgZn}$ 组成,且随着Zn与Al质量比增加,第二相数量逐渐增加,同时其分布由断续网状向颗粒弥散状转变。众所周知,工程合金组织中晶界存在大量细小和均匀分布的化合物更容易阻碍晶界滑移而使合金具有更高的力学性能。虽然Zn与Al质量比小于2的合金由于具有较窄的凝固温度范围而可能使合金铸造性能得到提高,但此时合金组织中的第二相主要呈连续网状和/或断续状分布(见图2(a)~(c)),而这对力学性能尤其是韧性是不利的。相反,虽然Zn与Al质量比大于2的合金组织中的第二相呈断续网状和/或颗粒弥散状分布(见图2(e)~(f))有利于力学性能改善,但Zn与Al质量比越大的合金,其宽的凝固温度范围将会导致较差的铸造性能。此外,Zn与Al质量比越大的合金,其Zn含量一般较高,而这将导致合金密度增大,从而使镁合金轻的优势丧失。基于上述分析可以初步认为:设计Zn与Al质量比在2附近的Mg-Zn-Al系镁合金对于开发出综合力学性能和铸造性能较佳的Mg-Zn-Al系耐热镁合金具有非常重要的意义。实际上,这一点从目前ZA84镁合金是被研究得最多的Mg-Zn-Al系耐热镁合金就可以看出^[14-15]。但也正如ZA84镁合金一样,为了开发出Zn与Al质量比在2附近的Mg-Zn-Al系耐热镁合金,还需从合金化和/或微合金化、组织细化和成形工艺优化等方面进一步加大研究的力度。

3 结论

1) Zn与Al质量比对Mg-Zn-Al三元镁合金组织中第二相的类型、数量及分布存在较大影响。在本实验条件下,Zn与Al质量比小于2的实验合金主要由

$\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 组成,并且随着Zn与Al质量比的增加,合金组织中第二相的数量逐渐减少,同时其分布由连续网状逐渐向断续状转变。而Zn与Al质量比大于2的实验合金则主要由 $\alpha\text{-Mg}+\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}+\text{MgZn}$ 组成,并且随着Zn与Al质量比增加,合金组织中第二相的数量逐渐增加,同时其分布由断续网状逐渐向颗粒弥散状转变。

2) Zn与Al质量比对Mg-Zn-Al三元镁合金的凝固行为存在较大影响。在本实验条件下,Zn与Al质量比小于2的实验合金的基体凝固开始温度和凝固温度范围均低于Zn与Al质量比大于2的实验合金,但其第二相转变开始温度和峰值温度基本上高于Zn与Al质量比大于2的实验合金。Zn与Al质量比小于2的实验合金在第二相转变时主要发生 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2 + L_2$ 共晶反应、 $L_2 + \text{Mg}_5\text{Zn}_2\text{Al}_2 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49} + L_3$ 准包晶反应和 $L_3 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ 共晶反应。而Zn与Al质量比大于2的实验合金在第二相转变时主要发生 $L_1 \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49} + \text{MgZn}$ 共晶反应。

REFERENCES

- [1] LUO A, PEKGULERYUZ M Z. Review cast magnesium alloys for elevated temperature applications[J]. Journal of Materials Science, 1994, 29: 5259-5271.
- [2] BOURGEOIS L, MUDDLE B C, NIE J F. The crystal structure of the equilibrium phase in Mg-Zn-Al casting alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49: 2701-2711.
- [3] VOGEL M, KRAFT O, ARZT E. Creep behavior of magnesium die-cast alloy ZA85[J]. Scripta Materialia, 2001, 48: 985-990.
- [4] 杨光昱, 介万奇, 郝启堂. Mg-5Zn-3Al-0.2Mn 铸造合金的组织与室温力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(2): 205-212.
YANG Guang-yu, JIE Wan-qi, HAO Qi-tang. Microstructures and room temperature mechanical properties of Mg-5Zn-3Al-0.2Mn casting alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(2): 205-212.
- [5] ZHANG Z, COUTUNE A, LUO A. An investigation of the properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. Scripta Materialia, 1998, 39 (1): 45-53.
- [6] 李冠群, 吴国华, 樊昱, 丁文江, 朱燕萍. Al/Zn 比对镁合金组织、力学性能及耐蚀性的影响[J]. 铸造技术, 2005, 26(10): 922-926.
LI Guan-qun, WU Guo-hua, FAN Yu, DING Wen-jiang, ZHU Yan-ping. Effect of Al/ Zn ratio on the microstructure mechanical properties and corrosion resistance of Mg alloy[J]. Foundry Technology, 2005, 26(10): 922-926.

- [7] ANYANWU L A, KAMADO S, HONDA T. Heat resistance of Mg-Zn-Al-Ca alloy casting[J]. Materials Science Forum, 2000, 350/351: 73–78.
- [8] 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: 43–51.
- [9] ZHANG J, LI Z S, GUO Z X, PAN F S. Solidification microstructural constituent and its crystallographic morphology of permanent-mould-cast Mg-Zn-Al alloys[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2006, 16(2): 452–458.
- [10] 曾小勤, 丁文江, 姚正裔, 彭立明, 卢 晨. Mg-Zn-Al 系合金组织和力学性能[J]. 上海交通大学学报, 2005, 39(1): 46–51
- ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang, YAO Zheng-yi, PENG Li-min, LU Chen. The microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Al alloys[J]. Journal of Shanghai Jiao Tong University, 2005, 39(1): 46–51.
- [11] WANG Y X, GUAN S K, ZENG X Q, et al. Effects of RE on the microstructure and mechanical properties of Mg-8Zn-4Al magnesium alloy[J]. Mater Sci and Eng A, 2006, 416: 109–118.
- [12] ZHANG Z, TREMBLAY R, DUBE 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.
- [13] LING H, CHEN S L, CHANG Y A. A thermodynamics description of the Al-Mg-Zn system[J]. Metall Mater Trans A, 1997, 28: 1725–1734.
- [14] 王迎新, 关绍康, 王建强. RE 对 Mg-8Zn-4Al-0.3Mn 合金组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 616–621.
- WANG Ying-xin, GUAN Shao-kang, WANG Jian-qiang. Effects of RE on microstructures of Mg-8Zn-4Al-0.3Mn magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 616–621.
- [15] PENG L L, YANG F Q, NIE J F, LI J C M. Impression creep of a Mg-8Zn-4Al-0.5Ca alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 410/411: 42–47.

(编辑 龙怀中)