

触变成形AM60B镁合金组织研究

黄海军, 陈体军, 马颖, 李元东, 郝远

(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, 甘肃兰州 730050)

摘要: 采用OM、SEM、EDS、XRD对触变压铸AM60B镁合金组织进行了分析, 结果表明: 触变压铸AM60B镁合金组织由球状初生 α -Mg颗粒(α_1)与颗粒间的二次凝固组织组成。 Al_xMn_y 相以颗粒状分布于二次凝固组织中。二次凝固过程主要分为三个阶段: 二次凝固初生 α -Mg相依附生长(α_2), 二次凝固 α -Mg相的独立形核生长(α_3)及共晶相的形成。二次凝固初生 α -Mg相依附生长呈两种形态: 一是形成初生 α -Mg颗粒边缘不规则“锯齿”状二次凝固初生 α -Mg相或“次 α -Mg”(α_s), 二是在初生 α -Mg颗粒边缘及初生 α -Mg颗粒内“液池”周围形成“晕圈”。 α_3 相形成细小的等轴枝晶状, 共晶反应产生显著的“骨骼”或“岛”状离异共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相。此外, 在 β -Mg₁₇Al₁₂相附近还发现少量凌乱层片共晶。

关键词: 镁合金; 触变; 二次凝固

中图分类号: TG146.2⁺2 文献标识码: A 文章编号: 1001-4977 (2011) 02-0129-07

Research on Microstructure of Thixoformed AM60B Alloy

HUANG Hai-jun, CHEN Ti-jun, MA Ying, LI Yuan-dong, HAO Yuan

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

Abstract: Microstructure characteristics of AM60B alloy by thixo-diecasting were investigated by experiments and microstructure analysis using optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), energy-dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The results reveal that the microstructure composes of globular primary α -Mg particles (α_1), secondary solidification structure among α_1 and granular Al_xMn_y phase dispersed in secondary solidification area. The process of secondary solidification consists of three stages: attaching growth of secondary solidification primary α -Mg phase (α_2), independent nucleation and coarsing (α_3), and the formation of eutectic phase. The attaching growth of the secondary solidification α_2 phase shows two morphologies. One is irregular sawtooth-like α_2 or sub- α -Mg phase (α_s) situated in boundary of α_1 , the other is halo-circle phase around the liquid pools inner α_1 or surrounded the rim of α_1 . The α_3 phase appears in tiny isometric dendrite shape. Dominated skeleton state or island like divorced eutectic β -Mg₁₇Al₁₂ phase is generated from eutectic reaction. In addition, a bit of messy eutectic phase in lamellar shape is found adjacent to β -Mg₁₇Al₁₂ phase.

Key words: magnesium alloys; thixotropy; secondary solidification

半固态成形被认为是21世纪最具前途成形工艺之一, 特别是其中的触变成形具有高效、节能等优点而备受关注^[1]。时下提倡节能、环保的理念, 因而轻质、节能材料——镁合金的半固态成形研究一直深受期待。然而, 对镁合金半固态成形的研究现大多着眼于半固态制浆及其成形工艺参数对其性能的提升上^[2-4], 但对半固态成形后铸态组织研究不足。研究^[5-6]表明: 影响半固态成形件性能的因素中除了初生相的特征外, 半固态浆料中液相的二次凝固组织, 特别是 β -Mg₁₇Al₁₂的形态尤为重要。部分学者^[7-9]研究了常用镁合金AZ91D的半固态成形的微观组织, 其表现出明显的二次凝固行为特征。而对于具有优良综合力学性能的常用AM60B镁合金成形组织的研究较少^[10]。因此, 本文针

对AM60B镁合金触变成形后组织进行了观察、分析, 试图了解其结构, 为改善合金性能提供依据。

1 试验方法

本试验采用商用AM60B镁合金, 首先将其放入预热的不锈钢坩埚中熔化, 后加热至(790±5)℃, 加入1.2%的MgCO₃变质处理(含C变质剂, 有效细化原始坯料, 等温热处理后获得优良的半固态组织^[11]), 并保温10 min, 降温至(720±5)℃, 浇入 Φ 70 mm×160 mm钢制模具中; 再将该金属型棒料车加工至 Φ 68 mm×110 mm, 送入坩埚电阻炉610℃加热130 min后注入DAK450-54型500 t冷室压铸机压铸成型, 压射速度为3 m/s, 模具温度为(300±5)℃。在二次加热过程中为

收稿日期: 2010-08-30收到初稿, 2010-10-08收到修订稿。

©1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

作者简介: 黄海军(1983-), 男, 硕士研究生, 研究方向为半固态成形技术。E-mail: cornus@163.com

便于坯料的搬运和防止加热过程中液相的流失，将锭料放在 $\phi 75\text{ mm}\times 120\text{ mm}$ 的钢杯中一起加热（装料前钢杯预热至加热温度），同时通入氩气作为保护气体。制成 $8\text{ mm}\times 8\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 试样进行试验、分析。

部分试样在电阻炉中 $425\text{ }^\circ\text{C}$ 固溶处理20 h，室温下水淬。铸态及固溶处理试样经过预磨、抛光后用甘油、硝酸、盐酸、醋酸按一定配比制成的浸湿液腐蚀。利用6700F型扫描电镜对触变压铸AM60B镁合金的组织特征进行分析研究。

2 试验结果

图1为镁合金AM60B触变压铸态组织，从图1可以看出其主要由球状初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒（图示 α_1 ）及其间二次凝固组织组成。初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒主要有两种形态：一是颗粒内存在二次凝固组织，这在半固态时表现为小“液池”，此种居多；二是极少数初生颗粒内不出现二次凝固组织。在二次凝固区，共晶（ $\alpha+\beta$ ）组织呈不规则连续网状，同时存在尺寸较初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒小的

“次 $\alpha\text{-Mg}$ ”颗粒（图示 α_2 ）。

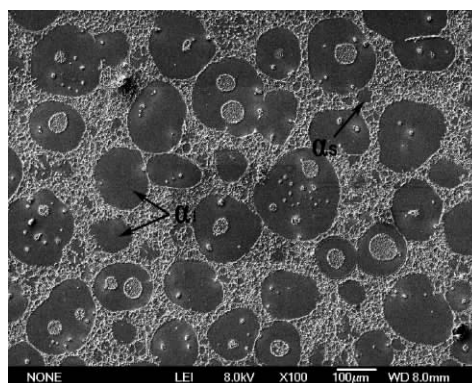
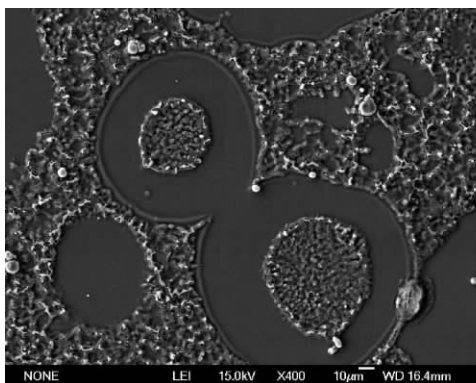


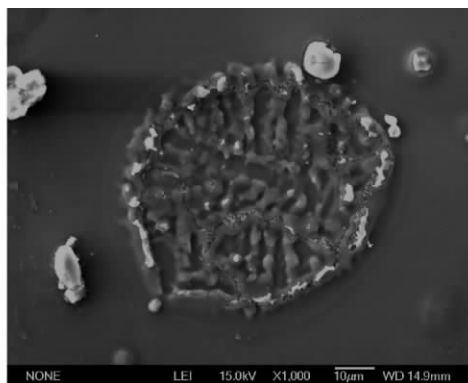
图1 触变压铸AM60B铸态照片

Fig. 1 As-cast microstructure of AM60B prepared by thixo-diecasting

进一步研究发现：部分初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒边缘及“液池”外围出现“晕圈”（如图2），共晶形态极不规则，离异共晶 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相呈“骨骼”状、“岛”状（图3）；同时，在二次凝固区发现亮白色颗粒相（图1、2）及缩松（图4）。



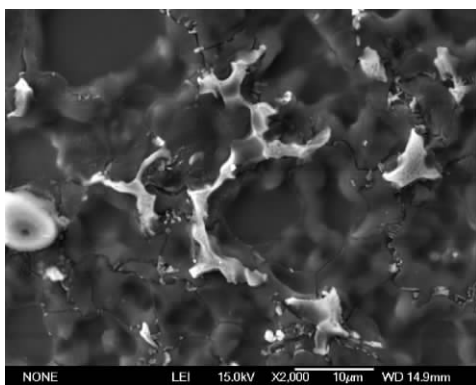
(a) 初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒边缘



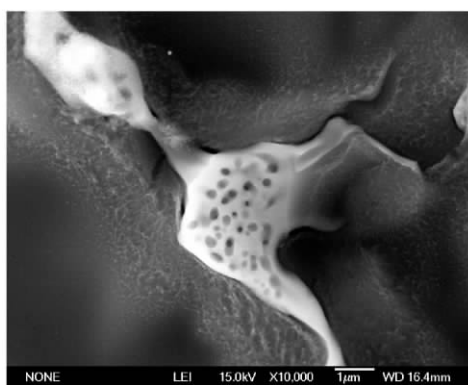
(b) “液池”外围

图2 初生 $\alpha\text{-Mg}$ 颗粒边缘和“液池”外围出现的“晕圈”SEM图

Fig. 2 SEM image showing halo-circle surrounding the rim of primary $\alpha\text{-Mg}$ particles and around the liquid pool



(a) “骨骼”状、“岛”状 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相



(b) 高倍 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相

图3 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相形态SEM图

Fig. 3 SEM micrograph showing shape of $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ phase

3 分析与讨论

3.1 AM60B镁合金触变组织特征

触变成形不同于传统铸造，主要是触变成形前半

固态浆料存在固、液两相。因而，其成形组织也有显著差别。为区别传统铸造时液相的凝固，我们把半固态成形过程中半固态浆料中液相的凝固称为二次凝固。图5a为AM60B镁合金金属型铸态组织，其主要由初生

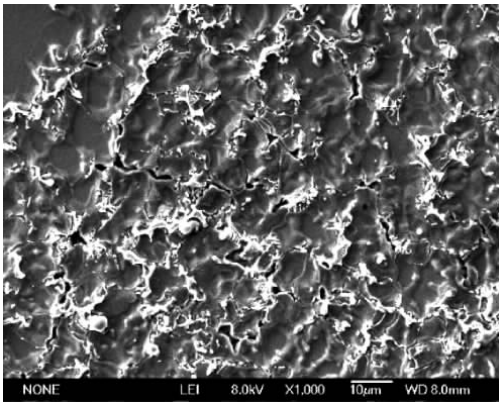
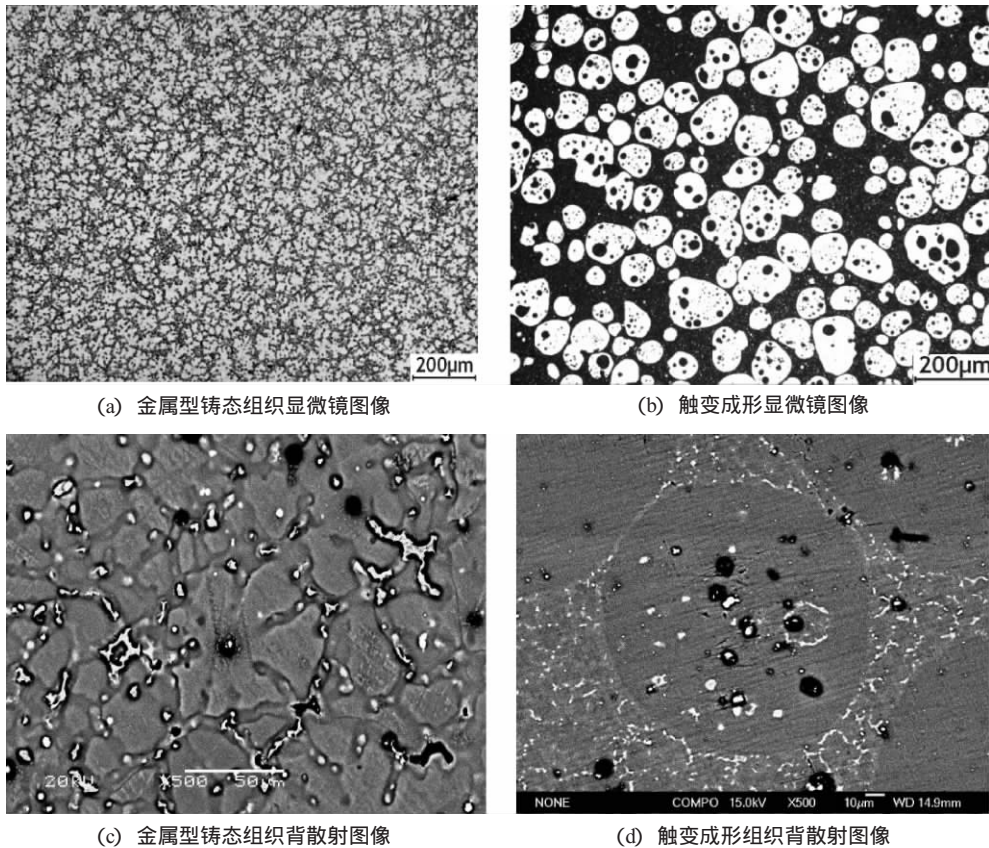


图4 二次凝固区微缩松

Fig. 4 SEM micrograph showing micro porosity in secondary solidification area

α -Mg相（亮白色）枝晶与枝晶间的共晶组织（暗灰色）构成。相比之下，AM60B触变组织变化十分明显。如图5b，枝晶状初生 α -Mg相此时已成球状颗粒，颗粒间及大部分颗粒内分布着二次凝固组织。进一步

研究发现：金属型铸态组织中初生 α -Mg相呈等轴状，枝晶间的共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相呈较大块“骨骼”或“岛”状（图5c），而触变成形后二次凝固区共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相显得非常细小且分散（图5d），但 β -Mg₁₇Al₁₂相形状无明显变化（图3）。为分析两种不同方式成形后合金的相变化，对其分别进行了XRD检测（图6），结果表明：此两种成形方式在相组成上没有明显变化，都存在 α -Mg、 β -Mg₁₇Al₁₂及Al_xMn_y相。从衍射强度上可以看出各项的含量无明显变化，特别是 β -Mg₁₇Al₁₂都很少，定量分析表明其含量分别为3.61%和3.52%（体积比），这与AM60B合金中Al含量低有关。对二次凝固区亮白色颗粒相进行能谱分析发现其Mn含量较高（表1），根据Al与Mn的原子比并结合XRD分析可认为该类为Al_xMn_y相。该相的热稳定性高^[12]，分布于原始坯料枝晶间，并在等温热处理过程中由于周围低熔点区的熔化而分布其中，并最终出现在枝晶间和二次凝固区。



(a) 金属型铸态组织显微镜图像

(b) 触变成形显微镜图像

(c) 金属型铸态组织背散射图像

(d) 触变成形组织背散射图像

图5 AM60B合金金相组织

Fig. 5 Microstructure of AM60B

表1 触变压铸AM60B镁合金EDS分析

Table 1 EDS analysis results at different positions of AM60B alloy by thixo-diecasting

	位置	Mg _(k)	Al _(k)	Mn _(k)	O _(k)	总量
质量分数/原子分数/%	1	96.30/95.81	2.01/1.80	0.16/0.07	1.53/2.32	100
	2	22.22/86.35	15.64/6.34	6.24/1.95	25.07/35.73	100
	3	92.84/91.69	2.81/2.50	0.68/0.30	3.67/5.51	100
	4	86.85/84.78	6.72/5.91	0.22/0.10	6.21/9.21	100
	5	85.14/83.77	8.86/7.86	0.56/0.24	5.44/8.13	100
	6	61.93/61.03	28.79/25.57	0.59/0.22	8.79/13.16	100

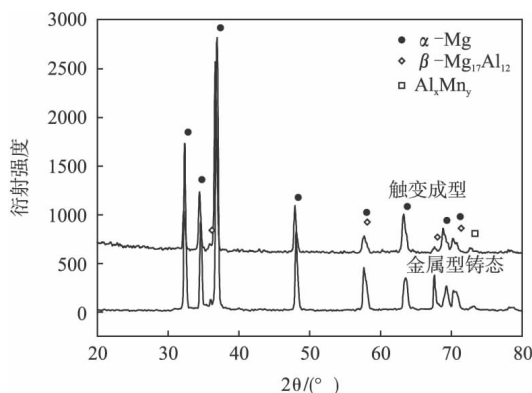


图6 触变压铸AM60B镁合金XRD分析图

Fig. 6 XRD analysis showing different phases existed in TDC AM60B alloy

3.2 球状初生 α -Mg颗粒的形成

初生 α -Mg颗粒形成于半固态浆料制备。在等温热处理初期，主要以成分均匀化为主，由于非平衡凝固产生的伪共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相在原始坯料枝晶根部富集，其溶解后Al的浓度较高，扩散相对容易，造成高次臂首先合并，继而二次臂，使 α -Mg枝晶快速粗化；随着温度的升高及保温时间的延长，Al含量较高的低熔点区逐渐溶解后产生的液相逐渐“浸入”原始晶界使快速粗化阶段形成的块状 α -Mg颗粒分离；在第三阶段，固液两相逐渐趋于平衡，块状颗粒边界越发变的圆整，继续保温，Ostwald熟化变得显著。“液池”成因在于枝晶快速合并后，因其根部Al含量较高，该区域熔点较低，在保温过程中率先熔化，使之处于周围固相包围中成为先液相微区，后逐渐合并长大形成“液池”，最终形成含有二次凝固组织的第一类初生 α -Mg颗粒。此外，也存在部分Al含量较高的微区，由于体积较小使之在快速粗化阶段Al扩散相对充分，难以形成低熔点的微区，从而在分离阶段不产生“液池”而形成不含二次凝固组织的初生 α -Mg颗粒。有关初生颗粒的形成也存在枝晶熔断说，认为在块状颗粒分离阶段，由于曲率半径的不同造成枝晶在根部熔断，经圆整化后可形成不含“液池”的第二类初生 α -Mg颗粒。这两种方式的形成过程见图7，但最近的研究表明^[14]：当原始坯料的晶粒等效直径小于100 μm 时，等轴枝晶根部的Al分布较均匀，快速粗化后不易发生枝晶熔断，即一颗原始枝晶最终形成一个初生 α -Mg颗粒，且半固态球状颗粒的尺寸与原始枝晶等效直径相比变化不大。然而对于发达的枝晶（晶粒等效直径常大于100 μm ），在等温热处理过程中由于Al的聚集程度较高，二次臂易在根部熔断，从而形成细小的初生颗粒。通常通过这种方式形成的颗粒尺寸较小但圆整度较差。统计发现在本次试验条件下初生颗粒的平均直径为89.6 μm ，可见初生 α -Mg颗粒的形成主要是第一种方式（图7），故大部分初生颗粒内含有二次凝固组织，存在极少第二类初生 α -Mg颗粒。

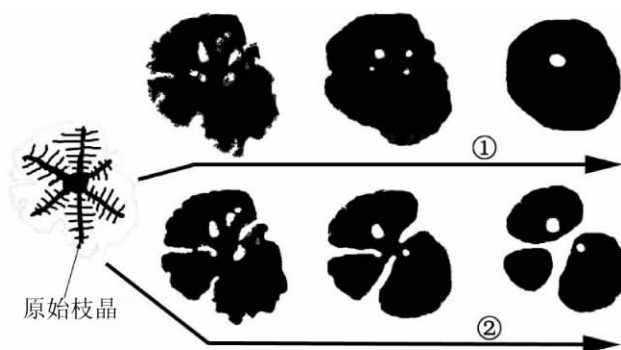
图7 α -Mg颗粒形成示意图

Fig. 7 Schematic diagram illustrating the formation of α -Mg particle

3.3 二次凝固组织的形成

正如前述，半固态成形组织不同于传统液态凝固组织，二次凝固之前，半固态浆料中已存在初生 α -Mg颗粒，这可认为二次凝固初生 α -Mg相的形成提供基底依附生长。在相同凝固条件下，独立形核所需的形核功要大于依附于具有相同晶体结构且晶格常数接近（Al固溶量不同）的初生 α -Mg颗粒生长所需的激活能。故而，依附生长产生的二次凝固 α -Mg（图8示 α_2 ）具有能量优势，优先依附初生 α -Mg颗粒生长。依附生长主要有两种表现形式，既存在两种形式独自发生，也可能是二者的复合，这与具体的凝固环境有关。第一种依附生长形式（图8a）表现为初生 α -Mg颗粒被二次凝固组织“包围”，但存在“缺口”，使初生 α -Mg颗粒与二次凝固初生 α -Mg相连。对二者能谱分析表明：初生 α -Mg颗粒中Al含量（2.01%）略小于二次凝固初生 α -Mg相（2.81%）（表1），这是由于二次凝固前液相中Al的含量大于初生 α -Mg颗粒中Al的含量，而二次凝固速度较快使Al来不及扩散均匀，造成二次凝固初生 α -Mg相中Al含量较高。二次凝固初生 α -Mg相形态受生长界面前沿性质决定，因而二次凝固初生 α -Mg相形貌复杂，尺寸较大的呈颗粒状（次 α -Mg，图8a），而大部分二次凝固初生 α -Mg相体积较小且不规则，出现在初生 α -Mg颗粒周边，使得初生 α -Mg颗粒呈现不规则“锯齿”状（图8b），这是因为在界面生长前沿，微小凸起会深入过冷区而生长，同时不断向周围排放多余Al原子，使周围生长受阻，受冷却速度影响，较小的凸起形成不规则的“锯齿”，较大者形成“次 α -Mg”。第二种依附生长形式是首先在初生 α -Mg颗粒边缘或“液池”周边形成“晕圈”，如图2，然后继续生长直至发生共晶反应。“晕圈”的成因复杂，其形成与否和区域熔体成分、过热状态及其后的凝固速度密切相关^[13]。在满足成分及过热条件时，较快的凝固速度使前面前沿的Al难以实现快速扩散，使得初生 α -Mg颗粒或环“液池”形成富Al的二次凝固初生 α -Mg相“晕圈”。此后，由于Al的“消耗”，“晕圈”外围Al含量略微降低，相对低Al含量的二次凝固初生 α -Mg相继续生长，

直至共晶的发生。为了解“晕圈”部分Al含量的变化,对初生 α -Mg颗粒边缘与“液池”周边“晕圈”进行了线扫描分析。如图9,在“晕圈”两端未出现明显的Al含量起伏,这进一步说明“晕圈”部分属于依

附生长的二次凝固 α -Mg相,但对“晕圈”部位点分析表明(表1):Al在“晕圈”微区的含量略高于初生 α -Mg颗粒,这说明“晕圈”确为Al稍高的二次凝固 α -Mg相。

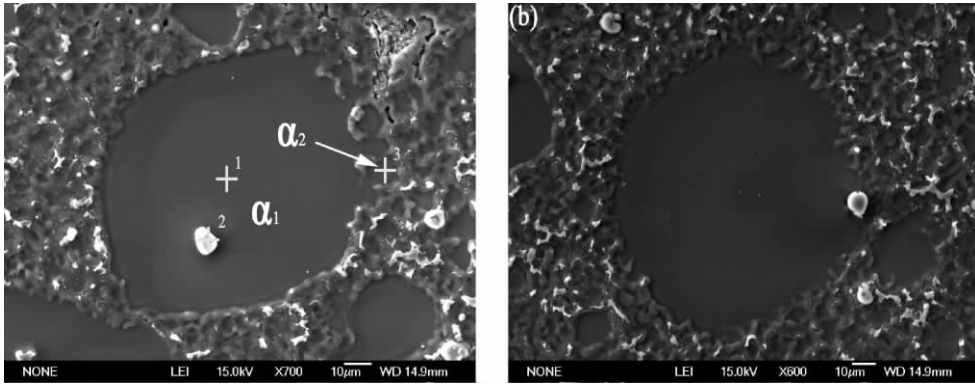


图8 二次凝固初生 α -Mg相的依附生长

Fig. 8 The attaching growth of primary α -Mg phase during the secondary solidification

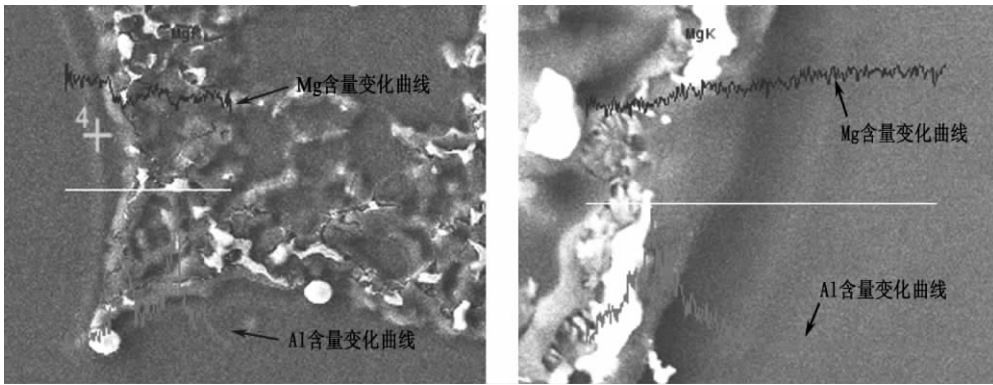


图9 “晕圈”区域线扫描分析

Fig. 9 Line scan analysis across halo-circle area

随着二次凝固初生 α -Mg相的生长及凝固过程的进行,剩余液相的过冷度进一步加大,当达到独立形核所需时,出现独立形核的二次凝固 α -Mg相(图示 α_3)。如图10,二次凝固 α -Mg相独立形核后一般呈细小等轴枝晶状,这是由于等温热处理后,半固态液相溶质浓度与温度分布较为均匀,当过冷条件满足时,液相中大量形核造成其呈细小等轴枝晶状^[9]。

度进一步加大,当达到共晶浓度且过冷条件满足时,发生共晶反应: $L \rightarrow \alpha_E + \beta_E$ 。共晶发生在凝固过程的最后阶段,受到二次凝固依附生长及独立形核生长初生 α -Mg相的“交织”与 Al_xMn_y 相阻碍的影响,共晶空间呈不规则网状分布。因而形成的共晶 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的形貌亦不规则,整体上呈“骨骼”或“岛”状且比较细小。细小原因可以从以下几点考虑:首先,AM60B合金中的Al的含量较少,从量上来说形成 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相较少;其次与变质剂的添加有关, $MgCO_3$ 的加入产生了 Al_4C_3 异质形核质点^[14-15],不仅细化了半固态坯料,使等温处理后的初生相细小、圆整、分布均匀,从而使Al含量高的液相分散,而且也对独立形核二次凝固 α -Mg相进行了细化,使离异 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相细小、分散,同时形成的异质形核质点消耗了有限的Al含量,也造成细化;再者,AM60B镁合金中含有少量的Mn元素,Mn的偏聚区易造成 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的预先形核^[16],这也造成细化。

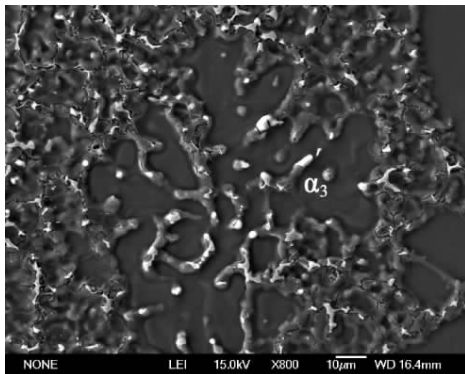


图10 独立形核二次凝固 α -Mg相

Fig. 10 Secondary solidification α -Mg phase in the form of independent nucleation

有关共晶 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的存在方式,一般认为有两种:一种是离异生长,另一种是共生长,但主要表现为离异生长。至于是离异方式还是共生方式,主要

与浆料半固态时固、液相比有关^[8]，当固相含量相对较高时共晶 α_E 相以依附生长为主，呈现离异共晶，反之主要以共生生长方式存在。在本次试验条件下，由于Al含量较少，造成伪共晶成分的液相量相对较少。共晶 α_E 相依附于初生 α -Mg相析出，使得共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相呈离异状(图11)。由于共晶相Al含量较高，耐腐蚀性好，经腐蚀后呈凸起状。对图中凸起的灰色相及白色相EDS分析如表1，其Al含量均远高于基体，进一步说明二者为共晶 α_E 与共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相。此外，在少数较大的离异 β -Mg₁₇Al₁₂相附近发现了层片共晶(图12箭头所示)，这不同于传统的规则片状共生共晶， β -Mg₁₇Al₁₂相层片较凌乱。这可能是由于部分区域离异共晶生长到一定的程度Mg原子向初生 α -Mg颗粒、二次凝固初生 α -Mg相扩散的距离加大，使得扩散困难。 β -Mg₁₇Al₁₂相形核长大从周围不断吸收Al原子，使其侧面长大呈片状， β -Mg₁₇Al₁₂相长大无方向性，故整体呈凌乱片层状分布。

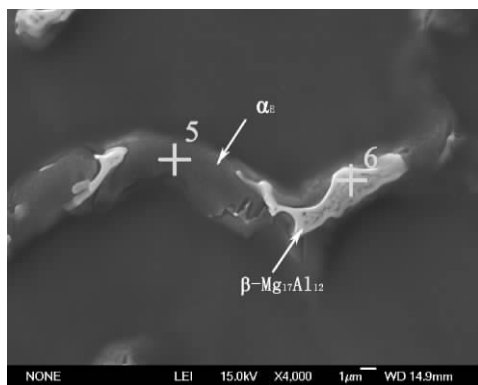


图11 离异共晶SEM图

Fig. 11 SEM micrograph showing divorced eutectic

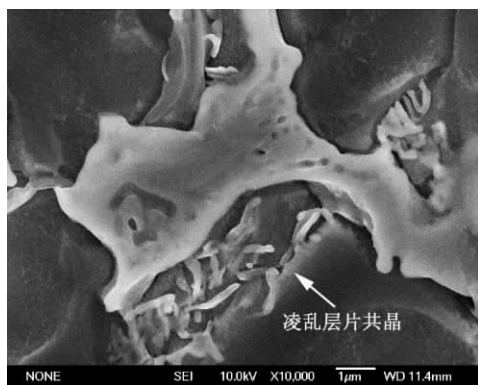


图12 层片共晶

Fig. 12 Lamellar eutectic phase

由于共晶转变点是在三相区，转变时间极短，产生剧烈的体积收缩，而此时凝固区还处于糊状，周围液相补缩困难，从而产生如图4所示的缩松区，这将影响合金的性能。

4 结论

(1) AM60B镁合金组织主要由球状初生 α -Mg颗粒

相、二次凝固组织及颗粒状Al₁₂Mn₃相组成。多数初生 α -Mg颗粒内分布有“液池”。二次凝固组织由依附生长的二次凝固初生 α -Mg相(α_2)，独立形核等轴枝晶状 α -Mg相(α_3)及共晶组织组成。

(2) 二次凝固初生 α -Mg相的依附生长有两种形式：一是在初生 α -Mg颗粒边缘形成不规则“锯齿”状二次凝固初生 α -Mg相或“次 α -Mg”(α_2)，另一种在初生 α -Mg颗粒边缘及“液池”外围形成“晕圈”。

(3) 共晶方式主要有两种，一是离异共晶，此为主要的共晶形式，共晶 β -Mg₁₇Al₁₂相呈“骨骼”状、“岛”状；二是共生共晶，仅在部分共晶 β -Mg₁₇Al₁₂边缘呈少量“凌乱”层片共生共晶。

参考文献：

- [1] Chen T J, Jiang X D, Ma Y, et al. Microstructural evolution and phase transformations during partial remelting of AZ91D magnesium alloy refined by SiC [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 497 (1-2) : 147-154.
- [2] Patel H, Chen D, Bhole S, et al. Microstructure and tensile properties of thixomolded magnesium alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 496 (1-2) : 140-148.
- [3] Zhao Z, Chen Q, Tang Z, et al. Microstructural evolution and tensile mechanical properties of AM60B magnesium alloy prepared by the SIMA route [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 497 (1-2) : 402-411.
- [4] Ji S, Qian M, Fan Z. Semisolid processing characteristics of AM series Mg alloys by rheo-diecasting [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37 (3) : 779-787.
- [5] Liu D, Atkinson H, Kapranos P, et al. Microstructural evolution and tensile mechanical properties of thixoformed high performance aluminium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 361 (1-2) : 213-224.
- [6] Park C, Kim S, Kwon Y, et al. Fracture behavior of thixoformed 357-T5 Al alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35 (3) : 1017-1027.
- [7] 李元东, 陈体军, 马颖, 等. 触变成形 AZ91D 镁合金的组织与二次凝固行为 [J]. 中国有色金属学报, 2008, 18 (001) : 18-23.
- [8] Wang W, Yuan S, Jiang B, et al. Solidification pattern and microstructures of AZ91D magnesium alloy through rheoforming [J]. Chinese Science Bulletin, 2005, 50 (16) : 1799-1804.
- [9] Fan Z, Liu G. Solidification behaviour of AZ91D alloy under intensive forced convection in the RDC process [J]. Acta Materialia, 2005, 53 (16) : 4345-4357.
- [10] Kiebus A, Adamiec J, Cwajna J, et al. The influence of heat treatment on the microstructure of GA8 magnesium alloy [J]. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2007, 20 (1-2) : 131-135.
- [11] Chen T, Jiang X, Ma Y, et al. Grain refinement of AZ91D magnesium alloy by SiC [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 496 (1-2) : 218-225.
- [12] Mrvar P, Ter Elj M, Kugler G, et al. Characterization of solidification and hot workability of MgAl6Mn foundry alloy [J]. RMZ-

Materials and Geoenvironment, 2006, 53 (2): 175-192.

[13] 周正, 冯毅. Al-Si 合金凝固组织中的晕圈现象 [J]. 材料热处理学报, 2009 (4): 81-84.
 [14] Fu H, Zhang M, Qiu D, et al. Grain refinement by AlN particles in Mg-Al based alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 478 (1-2): 809-812.
 [15] Suresh M, Srinivasan A, Ravi K, et al. Influence of boron addition on

the grain refinement and mechanical properties of AZ91 Mg alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2009, 525 (1-2): 207-210.

[16] Tamura Y, Kida Y, Tamehiro H. The effect of manganese on the precipitation of Mg₁₇Al₁₂ phase in magnesium alloy AZ91 [J]. Journal of Materials Science, 2008, 43 (4): 1249-1258.

(编辑: 张允华, zyh@foundryworld.com)



铸造工程师手册 (第3版)

作者: 中国铸造协会 编
 书号: 978-7-111-30499-9
 定价: 148.00元

本书是综合性铸造专业技术手册, 除提供大量最新、实用信息和数据外, 也简略地提到一些基本的理论知识和技术观点, 具有较强的实用性和可读性。内容包括: 各种铸

造合金(铸钢、铸铁和铸造有色金属)的特性和熔炼工艺要点, 造型材料, 铸造工艺和特种铸造工艺以及铸件的品质(质量)指标和主要检验方法等。本书是铸造专业技术人员的工具书, 也可供铸造技术工人和涉及铸造技术的各界人士参考。



金属手册 (案头卷) (上册)

作者: (美) 戴维斯 等编著; 金锡志 译
 书号: 978-7-111-30708-2
 定价: 370.00元

美国金属学会(ASM)出版的《Metals Handbook》是一部国际公认金属材料方面的经典著作。本手册是其第2版案头卷的中文版。该手册几乎涉及所有在用金属材料,

包括当前航空航天、纳米技术、超导技术等领域所应用的新型金属材料的系统基础理论和实用技术数据, 以及有关的最新研究成果, 还详细描述了各种金属从采矿、冶炼、铸造、热处理到冷、热加工等的最新制造工艺和检测、试验方法, 以及有关摩擦学的实验研究方法。

铸造技术类精品图书

服务铸造企业 提升铸件品质

书号	书名	定价
30499	铸造工程师手册 (第3版)	148.00元
23780	铸造技术问题对策 (第2版)	110.00元
19588	铸造实用数据速查手册	35.00元
05001	铸件缺陷和对策手册	49.00元
18868	铸造质量检验手册	38.00元
27941	铸件配料手册 (第2版)	118.00元
31126	铸造生产技术禁忌手册	138.00元
25801	铸造造型材料实用手册	58.00元
28003	冲天炉技术手册	119.00元
32297	工业炉设计简明手册	92.00元
30708	金属手册 (案头卷) (上册)	370.00元
22825	压铸模具设计师手册	72.00元
28134	压铸模具工程师手册	158.00元
31956	铸件热处理应用手册	79.00元
30647	铸造生产实用技术	29.00元
21077	铸造实用技术问答	46.00元
22354	典型铸件工艺设计实例	30.00元
29209	压铸工艺与模具设计	33.00元
24121	压铸技术与生产	29.00元
24847	铸造防尘技术规程指南 (第2版)	30.00元
26923	耐磨铸件制造技术	37.00元
27262	铸造循环利用技术	56.00元
28117	铸造技术与应用案例	59.00元
21527	铸造涂料及应用	28.00元
22270	铸造设备维修问答	39.00元
22436	砂型铸造设备	42.00元
28379	铝及铝合金熔铸工操作指南	17.00元
23451	铸工速成与提高	35.00元
29251	铸工操作质量保证指南	21.00元
26143	感应炉冶炼500问	45.00元
28030	能源与设备节能技术问答	48.00元
29616	特种铸造技术问答	26.00元
32508	铸件内在缺陷分析与防止	39.00元
24802	铸造缺陷及其对策	58.00元

以上图书由机械工业出版社出版

通讯地址: 北京市西城区百万庄大街22号 机械分社 (100037) **电话订购热线:** 010-88379405, 010-68351729 (传真)
传真购书请注明: 姓名、详细地址、邮编、联系电话、传真、E-mail、所购图书书名、书号、数量、是否需要发票