

Available online at www.sciencedirect.com**SciVerse ScienceDirect**

Procedia Engineering 27 (2012) 833 – 839

**Procedia
Engineering**www.elsevier.com/locate/procedia

2011 Chinese Materials Conference

The types and distribution characterization of Al-Mn phases in the AZ61 magnesium alloy

Fusheng Pan^{*}, Zhongxue Feng, Xiyan Zhang, Aitao Tang*National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400030, China*

Abstract

The types and distribution of Al-Mn phases in semi-continuous casting AZ61 magnesium alloy has been investigated in detail by microstructure observation, component analysis, and thermodynamic calculation. The results showed that there were two types of compounds in the AZ61 alloy, Al_8Mn_5 and $Al_{11}Mn_4$. The former existed as particles, and the latter was formed as needle, angular particle and flower. The Al-Mn phase distributed mainly in the interdendritic boundaries and few Al-Mn phases appeared in the α -Mg matrix. There were also a number of Al-Mn phases in the $Mg_{17}Al_{12}$ phase, which had been proved as Al_8Mn_5 . In addition, based on the calculation of Planar lattice disregistry, the mismatch of interface between $Mg_{17}Al_{12}$ (111) and Al_8Mn_5 (111) was found to be only 1.21%, which suggested that the Al_8Mn_5 is highly effective as a nucleation site for $Mg_{17}Al_{12}$. However, the corresponding mismatch between close packed planes between Al_8Mn_5 and α -Mg matrix was found to be greater than 22.07%, indicating a poor crystallographic matching between the two crystalline phases.

© 2011 Published by Elsevier Ltd. Selection and/or peer-review under responsibility of Chinese Materials Research Society. Open access under [CC BY-NC-ND license](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/).

Keywords: AZ61 Magnesium alloy; Al-Mn phase; lattice mismatch degree; Heterogeneous nucleation;

AZ61 镁合金中 Al-Mn 相的类别和分布特性

潘复生,冯中学,张喜燕,汤爱涛

重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心,重庆,400030, 中国

^{*} Corresponding author. Tel.: +86-23-65112635; fax: +86-23-65106121.

E-mail address: fspan@cqu.edu.cn.

摘要

利用显微组织观察、成分分析和热力学计算对半连续浇铸的 AZ61 镁合金中 Al-Mn 相的类别和分布进行了详细的分析。结果表明：在 AZ61 镁合金中主要存在两种相： Al_8Mn_5 和 $Al_{11}Mn_4$ 。 Al_8Mn_5 主要以颗粒状的形态存在，而 $Al_{11}Mn_4$ 则以针状、规则的颗粒状和花状等多种形态存在。Al-Mn 相主要分布在枝晶间界，在 $Mg_{17}Al_{12}$ 中也发现 Al_8Mn_5 相的存在。晶格错配度计算的结果显示，其错配度最小的是 $Mg_{17}Al_{12}$ (111) 与 Al_8Mn_5 (111)面，仅为 1.21%，能够为 $Mg_{17}Al_{12}$ 提供有效的异质形核核心，而 Al_8Mn_5 与 α -Mg 的低指数密排面之间的点阵错配度最小为 22.07%， Al_8Mn_5 不可能成为 α -Mg 的形核核心。

关键词：AZ61 镁合金；Al-Mn 相；晶格错配度；异质形核；

在镁合金中商业运用最为广泛的为 Mg-Al 系，为了提高镁合金的耐腐蚀性能一般在 Mg-Al 系合金中加入少量的锰元素[1-3],而在镁基体中生成少量的 Al-Mn 相。由于不同 Mn 含量的 Al-Mn 相具有不同的阴极电流，所以 Al-Mn 相的类别直接与镁合金的耐腐蚀性能相关[4-6]。而关于合金中的 Al-Mn 相的研究也备受关注。相关报道[7-16]指出在 Mg-Al 系合金中含有形状各异，不同类别的 Al-Mn 相，有 Al_8Mn_5 、 $Al_{11}Mn_4$ 、AlMn、 Al_4Mn 、 Al_6Mn 等多种 Al-Mn 相，其形状有花状、颗粒状、规则块状、针状等。但是关于 Al-Mn 相的类型所对应的形貌还不清楚。

目前，大量研究注重于 Al-Mn 相对镁合金晶粒大小影响的研究，而对于 Al-Mn 相对其他相的影响方面的研究还很少。而本文实验中发现在 $Mg_{17}Al_{12}$ 中发现有 Al_8Mn_5 的存在，而这一现象在其他文献中还未有提及，为了解释这一现象，本文采用 Thermo-calc 软件对 AZ61 凝固过程进行了模拟计算，结合能谱分析对 AZ61 半连续铸锭中 Al-Mn 相的种类从形态上进行了鉴别；并计算了 Al_8Mn_5 与 $Mg_{17}Al_{12}$ ， Al_8Mn_5 与 α -Mg， $Al_{11}Mn_4$ 与 $Mg_{17}Al_{12}$ 之间的晶格错配度，衡量了 Al_8Mn_5 作为 $Mg_{17}Al_{12}$ 核心的有效性。

1. 实验材料及方法

表 1 铸锭的化学成分

Table 1. the chemical analyses of the cast alloys

Alloy	Analyzed composition (mass fraction / %)							
	Al	Zn	Mn	Mg	Fe	Cu	Ni	Si
AZ61	6.38	1.06	0.34	Bal.	0.0031	0.0084	0.0008	0.065

实验原料采用商业 AZ61 镁合金半连续浇铸铸锭。合金实际成分采用 XRF-1800 型 X 射线荧光光谱分析仪 (XRF) 分析，所测合金化学成分见表 1。铸锭尺寸为 $\Phi 130 \times 200 \text{mm}$ ，从边部和心部分别选取试样统计初生相的定量特性，试样尺寸为 $10 \times 10 \times 10 \text{mm}$ 。合金铸态显微组织经粗磨、精磨、抛光、腐蚀使用 Olympus BHM 金相显微镜 (OM) 进行观察，腐蚀剂采用苦味酸 1.5g+乙醇 25ml+乙酸 5ml+蒸馏水 10ml。合金的固溶工艺为 $400^\circ\text{C} \times 24\text{h}$ ，取样位置与表面处理与铸态的相同。为了更细微的观察相的形貌和鉴别相的类别采用 ESCAN VEGA II LMU 钨灯丝扫描电子显微镜上 BSE 探头进行观察，工作电压 20KV，试样合金相成分和类别采用能谱 (EDS) 分析，试样前期处理为粗磨、精磨、抛光，平衡相图的计算采用的是 Thermo-Calc 软件。

2. 实验结果

2.1. 铸态 AZ61 镁合金中 Al-Mn 相的分布

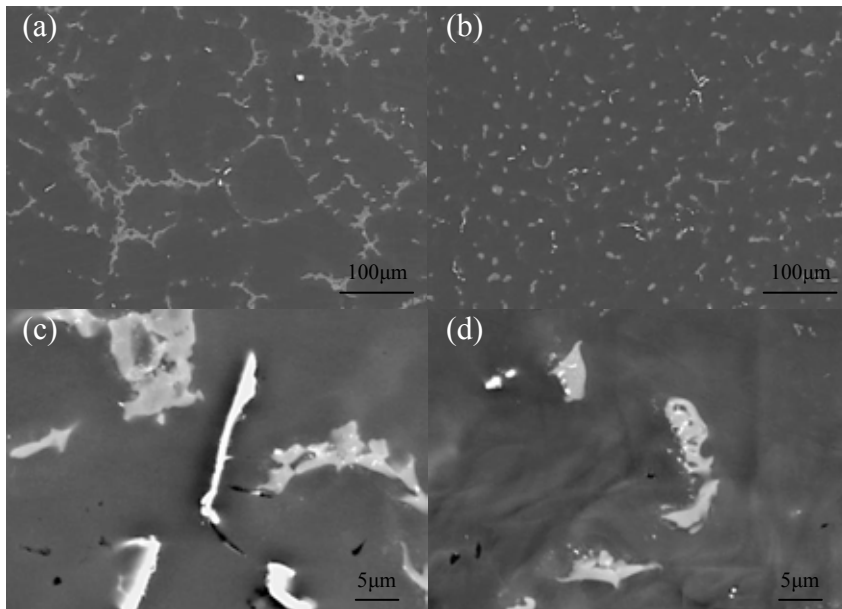


图 1 AZ61 镁合金显微组织形貌: (a,c)边部;(b,d)心部

Fig. 1. Morphology of AZ61 Magnesium alloy (a,c) surface; (b,d) center

图 1a~b 是 AZ61 镁合金室温铸态组织的形貌相, 图中浅灰色的为 $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相, 白色的 Al-Mn 相, 其余部分为先共晶的 α -Mg 固溶体。在铸锭边部 $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相的尺寸比较粗大, 并趋于网状(图 1a)。而心部(图 1b)的 $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相形态均匀细小。铸态 AZ61 中 $Mg_{17}Al_{12}$ 主要分布于枝晶间, 从图 1a~b 中可以看出 Al-Mn 相一般分布于枝晶间界, 很少有 Al-Mn 相位于初晶相 α -Mg 上。在大的放大倍数下, 如图 1b~c 所示, 可以清楚的观察到有细小的颗粒状 Al-Mn 相位于共晶相 $Mg_{17}Al_{12}$ 之中, 虽然边部和心部的 $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相的形态有所差异, 但是在边部和心部的 $Mg_{17}Al_{12}$ 共晶相中都有 Al-Mn 相的分布, 该 Al-Mn 相经后面分析判断为 Al_8Mn_5 。

2.2. 热力学计算

采用 Thermo-calc 软件计算出了的 Mg-6Al-1Zn-Mn 合金富镁端的平衡相图, 如图 2a 所示, 本实验合金中 Mn 的含量为 0.34%, 从图中可以看出, 当合金 I 自液态缓慢冷却到与液相线相交的 1 点时, 熔液中游离的 Mn 元素与 Al 元素结合发生化学反应生成 Al_8Mn_5 。在继续冷却的过程中, Al_8Mn_5 的数量不断增多, 液相数量不断减少。当温度降低至点 2 时, 开始从液相中结晶出 α -Mg 相, 同时在熔体中继续反应生成 Al_8Mn_5 , 温度降至点 3 时, 熔液中生成 Al_8Mn_5 的反应结束, 在冷却过程中 α -Mg 的数量不断增多, 随后随着温度的降低 Al_8Mn_5 开始转变为 $Al_{11}Mn_4$ 。合金继续冷却时, 当温度降至点 4 时液相完全转化为固相, Al_8Mn_5 已完全转变为 $Al_{11}Mn_4$, 固体中只存在 $Al_{11}Mn_4$ 与 α -Mg 两相。温度下降到点 5 时, $Al_{11}Mn_4$ 转变生成 Al_4Mn , 随着温度的继续降低, 过饱和固溶体 α -Mg 中析出次生相 $Mg_{17}Al_{12}$, 最终合金的平衡组织为: α -Mg+ Al_4Mn + $Mg_{17}Al_{12}$ 。

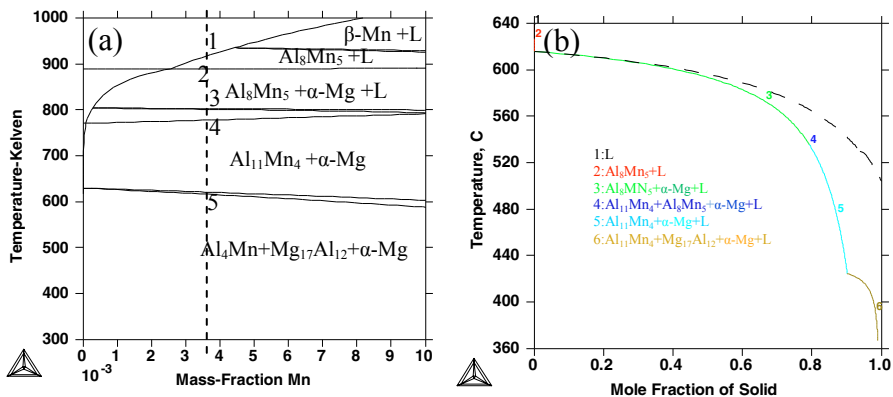


图 2 (a) Mg-6Al-1Zn-Mn 合金富镁端的平衡相图; (b)Scheil 模型非平衡模拟图

Fig. 2. (a) Mg-rich part vertical section of Mg-6Al-1Zn-Mn alloy equilibrium phase diagram; (b)Scheil solidification simulation for Mg-6Al-1Zn-Mn alloy

而实际生产过程中一般为非平衡凝固，不可能达到热力学平衡。图 2b 是用 Thermo-Cacl 软件计算的 Scheil 模型下非平衡凝固图，在图 2b 中黑色的虚线为平衡状态下的凝固曲线，而实线为非平衡凝固曲线，可以从非平衡凝固曲线中发现，在凝固过程中 400℃ 下还有少量的液体存在，360℃ 时非平衡凝固反应停止。在 437℃ 时，在液体中已经出现了 Mg₁₇Al₁₂，说明在凝固过程中由于 Al 元素的偏析在基体中发生了共晶反应生成了共晶相 Mg₁₇Al₁₂。并且在凝固过程中并未发现 Al₁₁Mn₄ 向 Al₄Mn 发生转变，说明在快速凝固过程中，Al₁₁Mn₄ 已经来不及转变。综上所述，合金非平衡凝固组织为 Al₁₁Mn₄ + Mg₁₇Al₁₂ + α-Mg。

2.3. Al-Mn 相的形貌和类别

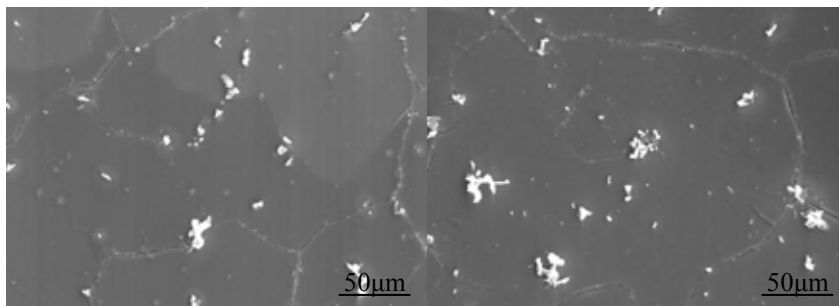


图 3 固溶态 AZ61 合金边部和心部 Al-Mn 相的形貌(a)边部;(b)心部

Fig. 3. The Al-Mn phase morphology in the as-solution AZ61 Magnesium alloy (a) surface; (b) center

图 3 给出了 AZ61 镁合金固溶后铸锭边部和心部 Al-Mn 相形貌。固溶态与铸态 Al-Mn 相的在铸锭中的分布状态和形貌并未发生任何改变。由图可见，在 AZ61 镁合金中 Al-Mn 的形貌主要有针状、花状、有角的块状、颗粒状、十字状。不同形状的 Al-Mn 相在铸锭中分布的位置出现差

异，花状的 Al-Mn 相主要出现心部(图 3b)。

表 2 为固态下采用能谱对不同形貌的 Al-Mn 相中元素所做统计，由于是固态 $Mg_{17}Al_{12}$ 已经完全固溶与基体当中，元素分布比较均匀。由于在使用能谱时会采集到周边基体中的元素信息，为了校正 Al-Mn 相中的 Al 与 Mn 的原子比，应该扣除基体中 Mg 与 Al 的原子百分比，AZ61 镁合金中元素完全固溶后元素完全均匀分布状态下 Mg 与 Al 的原子百分比大约为 17.61:1。利用这一比例扣除 Al-Mn 相中多余的 Al 原子数后 Al-Mn 相中 Al 与 Mn 的原子比如下表所示。根据上面的相图计算可知在基体中可能存在的 Al-Mn 相有 $Al_{11}Mn_4$ 和 Al_8Mn_5 两种类别，然后根据 $Al_{11}Mn_4$ 和 Al_8Mn_5 中的 Al、Mn 原子比与表中所测 Al-Mn 相的 Al、Mn 相原子百分比相比较，可以确定颗粒状的 Al-Mn 相为 Al_8Mn_5 ，针状、花状、规则块状为 $Al_{11}Mn_4$ 。

表 2 Al-Mn 相的化学成分

Table 2. Chemical composition of Al-Mn particles

Shape	Analyzed composition (atomic fraction / %)			
	Al	Mn	Mg	Al/Mn
angular blocky	48.49	19.00	8.72	2.53
Flowers	37.48	12.68	39.19	2.78
Needles	45.85	14.57	21.13	3.06
Particle	35.48	20.50	11.27	1.70

3. 分析讨论

化合物非均质成核能力的大小取决于化合物与结晶相之间的界面能，而错配度是决定界面能的主要因素[17]。本文根据 Bramfitt 提出的二维点阵错配度衡量 Al_8Mn_5 作为 $Mg_{17}Al_{12}$ 形核核心的有效性，二维点阵错配度定义为[17]:

$$\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s} = \sum_{i=1}^3 \left[\left(\left| \frac{d(uvw)_s^i \cos \theta - d(uvw)_n^i}{d(uvw)_n^i} \right| / 3 \right) \right] \cdot 100\% \quad (1)$$

式中： $(hkl)_s$ 为基底的一个低指数面； $[uvw]_s$ 为晶面 $(hkl)_s$ 上的一个低指数方向； $(hkl)_n$ 为结晶相上的一个低指数面； $[uvw]_n$ 为晶面 $(hkl)_n$ 上的一个低指数方向； $d[uvw]_s$ 为沿 $[uvw]_s$ 方向的原子间距； $d[uvw]_n$ 为沿 $[uvw]_n$ 方向的原子间距； θ 为 $[uvw]_s$ 与 $[uvw]_n$ 之间的夹角。

Bramfitt 认为 $\delta < 6\%$ 的核心最为有效， $\delta = 6\% \sim 12\%$ 的核心中等有效，而 $\delta > 12\%$ 的核心无效。计算结果表明(表 3)， $Mg_{17}Al_{12}$ 密排面(111)在 Al_8Mn_5 在(111)面之间的错配度最小，仅为 1.21%。说明 Al_8Mn_5 最有可能作为 $Mg_{17}Al_{12}$ 的异质核心。 $Mg_{17}Al_{12}$ 的密排面 (110) 与 Al_8Mn_5 的面(110)之间的点阵错配度为 6.11%，介于 6%到 12%之间，也有可能起到有效的异质形核作用。而 Al_8Mn_5 低指数密排面与 α -Mg 的低指数密排面之间的点阵错配度最小为 22.07%，大于 12%，两者之间的错配度很大，如果 Al_8Mn_5 与 α -Mg 两者的界面相互连接，则需要更多的错配位错，增加体系的能量。这与文献[11]中指出 Al_8Mn_5 不可能作为异质形核核心细化晶粒的结论相同。而 $Al_{11}Mn_4$ 与 $Mg_{17}Al_{12}$ 界面之间的错配度最小的为 13.61%，高于 12%。两者相比， Al_8Mn_5 与 $Mg_{17}Al_{12}$ 界面之间的错配度更小，两者之间形成界面的能量最低，所以 Al_8Mn_5 作为 $Mg_{17}Al_{12}$ 的形核核心最有效。点阵错配度还与相的分布有密切的联系。AZ61 镁合金在凝固的过程中首先析出 Al_8Mn_5 ，根据系统能量最低的准则 [18]， Al_8Mn_5 与 α -Mg 之间的点阵错配度较大，在形成 α -Mg 过程中， α -Mg 会把 Al_8Mn_5 往边界处排斥。因为点阵错配度越大，基体与相之间接触的表面的比表面能也就越高，并

且 Al_8Mn_5 与基体的比热容不同势必产生很大的弹性形变，所以降低系统能量的角度考虑 Al_8Mn_5 会被排斥到 $\alpha\text{-Mg}$ 的边界处，而很少留在枝晶臂中部。随着凝固过程中温度的降低，剩余熔体中 Al_8Mn_5 颗粒密度增加，有少量的 Al_8Mn_5 来不及排出被急速生长的 $\alpha\text{-Mg}$ 包裹在枝晶臂边部区域。而由于 Al_8Mn_5 与 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之间的错配度很小， Al_8Mn_5 能够作为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的形核核心，降低 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 形核所需能量，促进 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的形核。但是 Al_8Mn_5 群聚在溶质偏析区域，这样不仅不能细化 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相还使其连接在一起变得更加粗大，所以群聚的 Al_8Mn_5 相有粗化 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的作用。

表 3 二维点阵错配度计算结果

Table 3. The results of the planar lattice disregistry calculation

	(110) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(110) Al_8Mn_5			(111) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(111) Al_8Mn_5			(001) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(001) Al_8Mn_5		
[uvw] $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	[001]	[1-11]	[1-10]	[1-10]	[10-1]	[2-1-1]	[100]	[110]	[010]
[uvw] Al_8Mn_5	[001]	[1-11]	[1-10]	[1-10]	[10-1]	[2-1-1]	[100]	[110]	[010]
d[uvw] $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	10.549	3.209	9.679	4.429	4.729	7.814	10.549	14.919	10.549
d[uvw] Al_8Mn_5	9.012	3.42	9.969	4.453	4.772	7.99	9.012	8.210	6.413
θ	21.19	1.02	2.59	0	0	0	0	2.44	0
δ		6.11			1.21			54.40	
	(001) Mg //(001) Al_8Mn_5			(001) Mg //(110) Al_8Mn_5			(001) Mg //(111) Al_8Mn_5		
[uvw] Mg	[-12-10]	[1-100]	[-2110]	[-12-10]	[1-100]	[-2110]	[010]	[1-10]	[100]
[uvw] Al_8Mn_5	[010]	[1-10]	[100]	[1-11]	[1-10]	[001]	[1-10]	[10-1]	[2-1-1]
d[uvw] Mg	3.234	1.867	3.234	3.234	1.867	3.234	3.234	3.753	3.234
d[uvw] Al_8Mn_5	2.599	2.776	2.599	3.420	2.776	2.599	4.453	4.772	7.990
θ	13.541	15.000	46.459	51.306	28.045	22.119	1.142	31.142	23.179
δ		23.42			22.07			41.06	
	(001) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(21-1) $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$			(110) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(0-11) $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$			(111) $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ //(0-11) $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$		
[uvw] $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	[010]	[100]	[110]	[001]	[1-10]	[1-11]	[1-10]	[10-1]	[2-1-1]
[uvw] Al_8Mn_5	[011]	[102]	[1-20]	[011]	[111]	[100]	[011]	[111]	[100]
d[uvw] $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$	10.549	10.549	14.919	10.549	9.679	5.927	10.629	10.190	7.814
d[uvw] Al_8Mn_5	10.265	10.455	19.707	10.265	9.921	5.095	10.265	9.921	5.095
θ	25.628	19.372	19.603	16.936	43.529	3.821	11.672	19.153	12.332
δ		13.61			15.67			18.09	

4. 结论

1. 在 AZ61 镁合金中， Al_8Mn_5 主要是以颗粒状的形态存在，而 $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ 以针状、规则的颗粒状以及花状等多种形态存在。这些相主要分布在枝晶间界。在 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中发现的 Al-Mn 相已证实为 Al_8Mn_5 。
2. 在 Al_8Mn_5 与 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 、 $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ 与 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 以及 Al_8Mn_5 与 $\alpha\text{-Mg}$ 之间，错配度最小的是 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 密排面(111)与 Al_8Mn_5 (111)面，仅为 1.21%，形成的半共格界面能量较低，因此， Al_8Mn_5 能够为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 提供有效的异质形核核心。在 $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ 与 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 之间的晶格匹配度

大于 12%，因此， $\text{Al}_{11}\text{Mn}_4$ 不可能成为 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 形核核心。而 Al_8Mn_5 与 $\alpha\text{-Mg}$ 的低指数密排面之间的点阵错配度最小为 22.07%， Al_8Mn_5 也不可能成为 $\alpha\text{-Mg}$ 的形核核心。

Acknowledgements

Supported by Supported by National Natural Science Foundation of China High Technology (No: 50725413), National Basic Research Program of China (No: 2007CB613704; 2010CB631004), National Natural Science Foundation of China (Nos. 51071183), the Fundamental Research Funds for the Central Universities (No. CDJXS11132225), Chongqing Science Project (No: 2010CSTC-HDLS).

参考文献

- [1] Dahle AK, StJohn DH, Dunlop GL. Developments and challenges in the utilization of magnesium alloys, *Mater. Forum* 2000; **24**: 167-182.
- [2] Pan FS, Han EH. High-performance Wrought Magnesium Alloy and Processing Technology. Beijing: Science Press; 2007.
- [3] Avedition M, Hugh Baker. *Magnesium and Magnesium alloys*. USA: ASM international publication; 1999.
- [4] Ghali E. Chapter 44-magnesium and magnesium alloys. Uhlig's corrosion handbook. 2nd Ed. New York: John Wiley & Sons; 2000, P. 793–830.
- [5] Song G, Atrens A. Understanding magnesium corrosion-A framework for improved alloy performance. *Adv Eng Mater* 2003; **5**: 837–58.
- [6] Lun Sin S et al. Characterization of Al–Mn particles in AZ91D investment castings. *Materials Characterization* 2007; **58**: 989–996.
- [7] Wang RM, Eliezer A, Gutman E. Microstructures and dislocations in the stressed AZ91D magnesium alloys. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process* 2003; **344**: 279–287.
- [8] Wang RM, Eliezer A, Gutman EM. An investigation on the microstructure of an AM50 magnesium alloy. *Mater Sci Eng A Struct Mater Prop Microstruct Process* 2003; **355**: 201–207.
- [9] Kaya AA, Uzan P, Eliezer D, Aghion E. Electron microscopical investigation of as cast AZ91D alloy. *Mater Sci Technol* 2000; **16**: 1001–1006.
- [10] Laser T, Nurnberg MR, Janz A, Hartig C, Letzig D, SchmidFetzer R, et al. The influence of manganese on the microstructure and mechanical properties of AZ31 gravity die cast alloys. *Acta Mater* 2006; **54**: 3033–3041.
- [11] Wang Y et al. The effect of Al_8Mn_5 intermetallic particles on grain size of as-cast Mg–Al–Zn AZ91D alloy. *Intermetallics* 2010; **18**: 1683–1689.
- [12] Zhu T et al. Effect of cooling conditions during casting on fraction of $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ in Mg–9Al–1Zn cast alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 2010; **501**: 291–296.
- [13] Han G et al. Effect of manganese on the microstructure of Mg–3Al alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 2009; **486**: 136–141.
- [14] Cao P et al. Effect of manganese on grain refinement of Mg–Al based alloys. *Scripta Materialia* 2006; **54**: 1853–1858.
- [15] ZENG RC, et al. Review of studies on corrosion of magnesium alloys. *Trans. Nonferrous Met. SOC. China* 2006; **16**: s764-s771.
- [16] Ohno M et al. Liquidus and solidus temperatures of Mg-rich Mg–Al–Mn–Zn alloys. *Acta Materialia* 2006; **54**: 3883–3891.
- [17] Tian YJ. Effect of RE inclusion on heterogeneous nucleation of primary austenite in Fe–C alloys. *Journal of the Chinese Rare Earth Society* 1988; **6**: 45–48.
- [18] Yong QL. *The second phase in the steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006.