

含铈 AZ91 镁合金的元素分布和组织结构研究

苏娟, 郭锋, 蔡会生, 刘亮, 陈宝东

(内蒙古工业大学, 内蒙古 呼和浩特 010051)

摘要: 压铸制备不同铈含量的 AZ91 镁合金试样, 分析合金的相组成并观察各相的形貌及分布, 测定合金元素的固溶量并计算化合物相的质量分数, 据此探讨含铈 AZ91 镁合金中元素的分布特点以及组织结构的变化原因。结果表明: 合金中加入的铈主要形成 Al_4Ce , 在 $\alpha-Mg$ 中的固溶量非常小, 且随着铈含量的提高, 在自身固溶量增加的同时, Al_4Ce 的数量增多且尺寸变大; 铈对 $\alpha-Mg$ 晶粒有一定的细化作用, 其在结晶前沿富集所造成的成分过冷和对元素扩散的阻碍是晶粒细化的原因。合金中的铝除了形成 Al_4Ce 外, 主要以固溶和共晶 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的形式存在, 其固溶量随合金中铈含量的提高略有减少, $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的数量则因部分铝形成了 Al_4Ce 而明显减少。合金中的锌在 $\alpha-Mg$ 中的固溶量远小于其在合金中的平均含量, 主要存在于 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 中, 并因与铝发生置换导致 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 晶格发生畸变。

关键词: 稀土 Ce; AZ91 镁合金; 元素分布; 组织结构

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)11-3409-05

AZ91 是应用最为广泛的商用镁合金, 主要通过铝和锌元素的固溶强化作用、共晶反应产物 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的第二相强化作用、锌的细化晶粒作用来获得强化效果, 以使合金具有良好的力学性能^[1]。

近些年来, 稀土元素常用于 AZ91 的合金化, 它对合金组织的影响以及强化效果得到了人们的普遍认可^[2-4]。有研究者认为, 稀土可以在 AZ91 镁合金中有一定量的固溶, 对合金起到固溶强化作用^[5], 但由于稀土的固溶能力并不强, 合金凝固过程中易在结晶前沿富集, 可以产生细化晶粒的作用^[6,7]。而许多研究结果表明, 稀土极易与 AZ91 镁合金中的铝反应, 形成的化合物可以作为新的强化相^[8], 但化合物的形成消耗了部分铝, 使共晶 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的数量减少, 分布改变, 从而影响 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的强化作用^[9]。由此可见, 对于含稀土的 AZ91 镁合金, 不仅稀土元素通过多种作用方式直接作用于合金, 其他元素在合金中的作用程度也会因为稀土的影响而改变。因此, 在对含稀土 AZ91 镁合金的组织结构进行研究时, 统筹考虑稀土元素自身的作用和对其他元素作用的影响, 并对元素分布和组织变化进行定量分析, 对于全面了解和准确把握合金性能变化的原因是必要的。

本工作以含铈 AZ91 镁合金为研究对象, 参照合金的常规压铸工艺制备不同铈含量的试样, 观察合金铸态组织的基本变化, 测定合金元素在主要组成相中的含

量, 对化合物的结构和数量进行分析, 以期通过对特定条件下成型的含铈 AZ91 镁合金的元素分布和组织结构的研究, 揭示含铈 AZ91 镁合金中各元素作用和组织变化的一般规律。

1 实验

以纯镁、纯铝、纯锌和 Mg-30%Ce 中间合金为原材料, 在氩气保护下用电阻熔炼炉熔炼得到具有不同 Ce 含量的 AZ91 实验合金。采用压铸方法制备得到 $\Phi 18\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ 试样, 用 OPTIMA2X00/5000 电感耦合等离子体发射光谱仪 (ICP) 测定合金实际成分, 测定结果见表 1。

用 FEG650 场发射扫描电子显微镜观察合金的组织形貌, 并利用 Micro-imaging 软件测定晶粒大小, 以分析合金的组织形貌、分布和数量的变化。采用有机溶剂电解液低温恒电位电解方法分离合金的固溶体和化

表 1 实验合金的主要化学成分

Alloy	Element content, $\omega/\%$		
	Al	Zn	Ce
AZ91	8.64	0.66	0.00
AZ91-0.3%Ce	8.63	0.67	0.29
AZ91-0.6%Ce	8.62	0.69	0.62
AZ91-1.2%Ce	8.63	0.64	1.19

收稿日期: 2017-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51661025); 内蒙古自治区自然科学基金 (2013ZD10)

作者简介: 苏娟, 女, 1983 年生, 博士生, 内蒙古工业大学材料学院, 内蒙古 呼和浩特 010051, 电话: 0471-6575722, E-mail: gdsujuan@163.com

合物相,用 Optima2X00/5000 电感耦合等离子体发射光谱仪 (ICP) 测定电解液中的 Ce、Al、Zn 的含量并计算出固溶体中的溶解量 (固溶量),用 ICP、EMAX 能谱仪对分离得到的化合物进行化学组成测定,以分析合金元素的分布。用 D/Max 2500/PC 型 X 射线衍射仪对分离出的化合物进行物相分析。采用 Material 软件的 CASTEP 模块对有关化合物的生成焓进行计算,以研究化合物相的结构和数量变化,并分析晶格常数变化的原因。

2 实验结果

2.1 合金显微组织和元素分布

图 1 和图 2 分别为实验合金的 SEM 照片和 XRD 图谱。由组织观察和相分析结果表明, AZ91 镁合金主要由 α -Mg 固溶体和沿晶界不连续网状的离异共晶产物 β -Mg₁₇Al₁₂ 所组成。加入稀土 Ce 后,合金中出现新的化合物,在晶内和晶界位置都有分布。根据对图 2 和后续图 5 的 XRD 标定结果,确定这种化合物是 Al₄Ce。随着合金中 Ce 含量的提高, Al₄Ce 化合物的数量增多,

并以在晶界处增加为主,形貌也由以颗粒状和短棒状为主转变为以针状和条状为主,尺寸和长径比明显增大;同时, α -Mg 相的晶粒尺寸逐渐变小,4 种合金的平均晶粒尺寸分别为 18.2、16.6、14.4、12.2 μm , β -Mg₁₇Al₁₂ 的数量也随 Ce 含量的提高不断减少,不连续程度也愈加明显。

根据合金的相组成情况和对主要合金元素作用的分析,在 α -Mg 中固溶以及形成化合物应该是 Al、Zn 和 Ce 元素的主要形式存在。

表 2 为 3 个元素在 α -Mg 中的室温固溶量实测值,数据是 3 个平行试样的平均值, Ce、Al、Zn 固溶量的标准差分别为: 0.029%, 0.046%, 0.035%。从表 2 可以看出, Ce 在 α -Mg 中有微量固溶,但固溶量很小,当其在合金中的含量提高时,固溶量会相应变大; Al 在 α -Mg 中具有较高的固溶量,但也远低于其在合金中的平均含量,而且随着合金中 Ce 含量的增加有所降低; Zn 在 α -Mg 中的固溶量很小,不到实际含量的 1%,并且基本与 Ce 含量的变化无关。

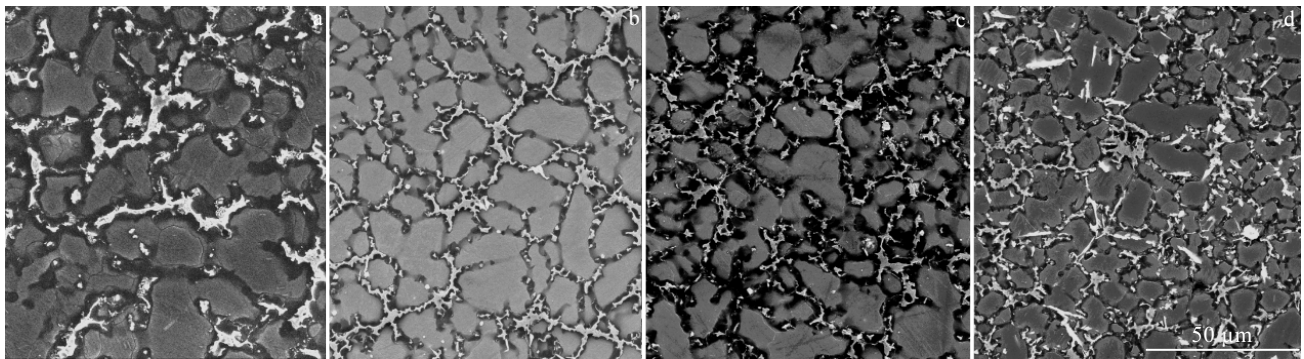


图 1 实验合金的微观组织

Fig.1 Microstructures of experimental alloys: (a) AZ91, (b) AZ91-0.3%Ce, (c) AZ91-0.6%Ce, and (d) AZ91-1.2%Ce

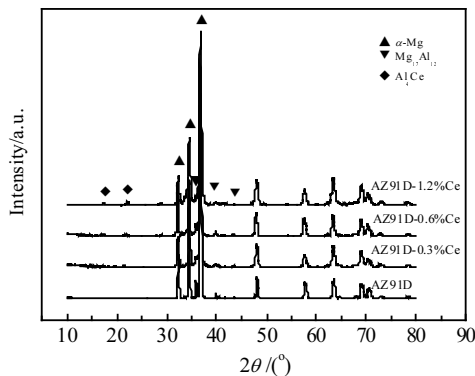


图 2 不同 Ce 加入量试样的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the samples with different Ce contents

表 2 主要合金元素的固溶量

Alloy	Element content, $\omega/\%$		
	Al	Zn	Ce
AZ91D	3.7386	0.0478	-
AZ91D-0.3%Ce	3.6539	0.0402	0.0037
AZ91D-0.6%Ce	3.5784	0.0424	0.0048
AZ91D-1.2%Ce	3.4826	0.0438	0.0075

对从电解液中分离出的化合物进行能谱成分分析,结果如图 3 所示。对照图 1 中有关相的形貌,图 3a 中所标记的应为稀土化合物 Al₄Ce,图 3b 中所标记的应为 β -Mg₁₇Al₁₂ 相。能谱分析结果表明,稀土化合物主要含有 Al 和 Ce,之所以出现 Mg 元素应该是化合物周围

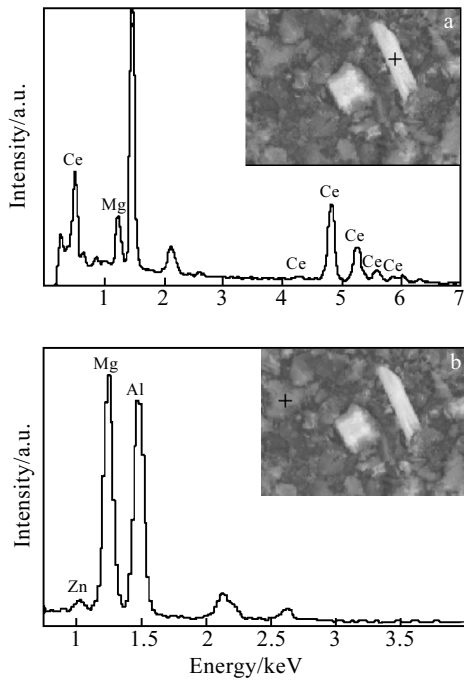


图 3 化合物相能谱成分分析

Fig.3 EDS analysis of metallic compounds: (a) Al_4Ce and (b) $Mg_{17}Al_{12}$

含 Mg 物相被激发的缘故。对 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相的成分分析发现，该化合物中不仅有主要构成元素 Mg 和 Al，还有较高含量的 Zn，但在其中并未发现稀土 Ce。

为了验证 Zn 确实存在 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 中，将从 AZ91-1.2%Ce 中分离出来的化合物用盐酸溶解后用 ICP 测定各元素的质量分数，其结果见表 3。数据表明，分离出来的化合物中含有较高比例的 Zn。由于图 3 所示的能谱分析结果中未见稀土化合物 Al_4Ce 中含有 Zn。因此，Zn 应该是来自 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 。

2.2 合金中化合物数量和结构

图 4 为从 AZ91-1.2%Ce 合金中分离出的化合物的扫描电镜背散射电子照片。图 5 为从不同 Ce 含量试样中分离得到的化合物的 X 射线衍射图谱。结合扫描电

表 3 从 AZ91-1.2%Ce 试样中分离得到的化合物中各元素的含量

Table 3 Contents of elements in compounds extracted from AZ91-1.2%Ce sample ($\omega/\%$)

Al	Mg	Ce	Zn
43.7886	46.0517	9.7914	3.7617

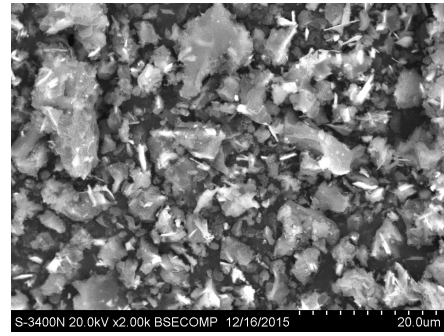


图 4 从试样中分离得到的化合物的 BES 照片

Fig.4 BES image of compounds extracted from sample with 1.2%Ce

镜观察和 X 射线衍射分析结果不难看出，分离得到的化合物以 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 为主，同时有大量的 Al_4Ce 。 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 主要呈块状，而 Al_4Ce 因试样的 Ce 含量较高而主要为针状和条状。因相分离对化合物的富集，X 射线衍射谱中 Al_4Ce 的特征衍射峰非常明显。根据各合金的衍射谱中 Al_4Ce 相和 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相的衍射峰强度的相对变化情况，能够直观看到 Al_4Ce 的量随着合金中 Ce 含量的提高而显著增多。

根据 Al、Ce 元素的分布情况，计算出 Al_4Ce 和 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 在不同铈含量合金中的质量分数，其结果见表 4。可见，随着合金中 Ce 含量的提高，在 Al_4Ce 的质量分数大幅增加的同时， $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的质量分数逐渐减少。表中同时给出了计算得到的 Al_4Ce 与 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的质量分数比 R_1 和用 X 射线衍射全谱拟合定量方法对分离出来的化合物分析得到的两者的质量分数比 R_2 。可见，用 2 种方法得到的比例基本一致，间接证明了对元素存在形式的分析结论以及固溶量的测定结果是基本准确的。

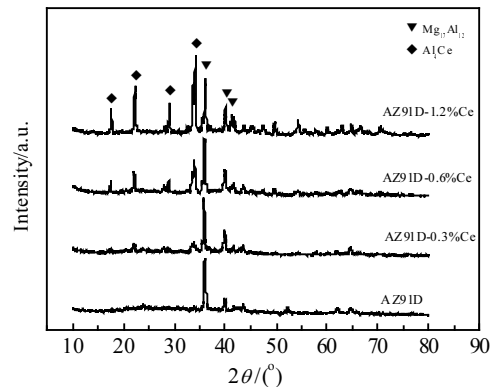


图 5 从试样中分离得到的化合物 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of compounds extracted from samples

表 4 合金中 $Mg_{17}Al_{12}$ 和 Al_4Ce 的质量分数及两者比例

Table 4 Mass fraction of $Mg_{17}Al_{12}$, Al_4Ce and ratio of them

Sample	Mass fraction of compound, $\omega/\%$		R_1	R_2
	$Mg_{17}Al_{12}$	Al_4Ce		
AZ91D	100	0	100	100
AZ91D-0.3%Ce	95.2	4.8	19.56	19.83
AZ91D-0.6%Ce	88.9	10.1	9.09	8.15
AZ91D-1.2%Ce	81.9	18.1	5.06	4.48

对图 5 中 Al_4Ce 相和 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相衍射谱的分析发现, Al_4Ce 的衍射角与标准衍射谱基本相同, 而 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相的各衍射角相对于标准衍射谱都发生了明显的左移。表 5 列出了各实验合金 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相三强峰的实测衍射角和用 XRD 分析软件计算得到的晶格常数以及 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 对应的标准值, 数据为 5 次测定的平均值。根据布拉格方程, 衍射峰左移表示晶面间距变大, 即 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 的晶格发生了膨胀畸变。

$Mg_{17}Al_{12}$ 属于立方晶系, 其晶胞包含 34 个 Mg 和 24 个 Al。根据表 3 给出的化合物中 Zn 和 Mg 的含量, 若 Zn 进入 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相, 平均每个 $Mg_{34}Al_{24}$ 晶胞中含有约 1 个 Zn 原子。表 6 和表 7 分别为用 CASTEP 模块对 $Mg_{34}Al_{24}$ 、 $Mg_{34}Al_{23}Zn$ 和 $Mg_{33}Al_{24}Zn$ 的生成焓以及对 $Mg_{34}Al_{24}$ 和 $Mg_{34}Al_{23}Zn$ 有关结合键平均键长的计算结果。相对于 $Mg_{34}Al_{24}$, $Mg_{34}Al_{23}Zn$ 的生成焓略有下降, 而 $Mg_{33}Al_{24}Zn$ 的生成焓有所提高, 说明若 Zn 进入 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$ 相, 其取代 Al 的可能性比取代 Mg 更大。从键长变化来看, Zn 取代 Al 后 Al-Al 和 Mg-Al 键的平均键长变化不大, 但 Mg-Mg 键平均键长明显变大, 晶胞将会变大。

2.3 讨论

上述研究结果表明, 铈的加入引起了 AZ91 镁合金组织结构的变化, 这种变化其实是与合金元素的作用行为紧密关联的。

表 5 $Mg_{17}Al_{12}$ 实测衍射角与标准衍射角

Table 5 Measured and standard diffraction angles of $Mg_{17}Al_{12}$ phase

Sample	$2\theta/(\circ)$			Lattice constant/nm
	(411)	(332)	(721)	
AZ91D	35.90	39.86	64.68	10.5933
AZ91D-0.3%Ce	35.89	39.86	64.68	10.5692
AZ91D-0.6%Ce	35.89	39.88	64.63	10.5894
AZ91D-1.2%Ce	35.86	39.90	64.62	10.5746
Standard	36.05	40.01	64.83	10.5438

表 6 生成焓计算结果

Table 6 Calculation result of formation enthalpy

Unit cell	Enthalpy of formation/eV		
$Mg_{34}Al_{24}$	-1.7358		
$Mg_{34}Al_{23}Zn$	-1.7428(24g)		
$Mg_{33}Al_{24}Zn$	-1.6928(24g)	-1.4668(2a)	-1.6068(8c)

表 7 平均键长计算结果

Table 7 Calculation result of average bond length

Unit cell	Average bond length/nm		
	Al-Al	Mg-Mg	Mg-Al
$Mg_{34}Al_{24}$	0.27406	0.30907	0.29634
$Mg_{34}Al_{23}Zn$	0.27420	0.31882	0.29538

就 Ce 元素而言, Mg-Ce 二元系中的 Ce 在初晶 $\alpha-Mg$ 中的最大溶解度仅为 0.09%(质量分数), 室温下的固溶度则更低。在 Mg-Al-Ce 三元系中, 由于 Al 元素的共同固溶, Ce 的固溶能力进一步降低。但 Ce 与 Al 有比较高的亲和力, 极易形成 Al_4Ce 化合物, 并且在 $\alpha-Mg$ 相结晶之前就开始形成。Ce 的上述特性将给 AZ91 镁合金的组织带来相应的变化。一方面, Ce 在合金的凝固过程中必然富集于 $\alpha-Mg$ 相的前沿, 通过成分过冷和阻碍其他元素扩散的机制, 起到促进 $\alpha-Mg$ 分枝和细化 $\alpha-Mg$ 晶粒的作用^[10,11]。而凝固过程中在结晶前沿存在的 Al_4Ce 也能阻碍 $\alpha-Mg$ 晶粒的长大, 有利于晶粒的进一步细化。另一方面, 在结晶前沿富集的 Ce 为 Al_4Ce 的形成提供了热力学条件, 使 Al_4Ce 伴随着凝固过程不断形成和长大, 并被推向结晶前沿, 最终导致 Al_4Ce 主要分布在晶界处, Al_4Ce 的结构特点和结晶空间决定了其更容易形成条状和针状。由此, 随着 AZ91 镁合金中 Ce 含量的提高, 晶粒细化作用更加明显, Al_4Ce 数量增多、尺寸变大, 由颗粒状、短棒状向条状和针状转变。

对于 Al 元素来说, 它在镁中有较大的固溶能力。Mg-Al 二元系中 Al 在初晶 $\alpha-Mg$ 中的溶解度可达 12%, 室温下的固溶度为 2%(质量分数)。但在非平衡凝固条件下, Al 难以通过扩散达到在初晶 $\alpha-Mg$ 中的平衡溶解, 未溶解的 Al 将通过共晶反应形成 $\beta-Mg_{17}Al_{12}$, 并以离异共晶的形式存在。在较大的冷却速度下, 已溶解在 $\alpha-Mg$ 中的 Al 也不易析出, 所以室温时的实际固溶量高于平衡固溶度, 即室温下 Al 在 $\alpha-Mg$ 相中处于过饱和状态。当 AZ91 镁合金中含有 Ce 时, Al 在 $\alpha-Mg$ 中的固溶量降低, 可能是 Ce、Al 共同固溶时相互协调以使固溶体能量保持最低的结果。但由于 Ce 的固溶非常有限, Al 的固溶受 Ce 的影响并不大。然而, 参与共晶反应的 Al 却

由于 Al_4Ce 的不断形成而减少, 导致共晶 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的数量减少, 在晶界上趋于断续分布^[12,13]。

Zn 在 Mg-Zn 二元系中的溶解能力也非常强, 平衡状态下在初晶 $\alpha\text{-Mg}$ 中的最大溶解度达 6.2%, 室温下的固溶度约为 1.4%。Celotto 等^[14,15]曾经观察到 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中存在 Zn, 本研究也发现, 不论 Ce 加入与否, AZ91 镁合金中大部分的 Zn 都分布在 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中, 在 $\alpha\text{-Mg}$ 相中只有微量固溶, 固溶量远小于其在合金中的平均含量。由此可以确定, 未溶解于 $\alpha\text{-Mg}$ 中的 Zn 在合金凝固过程中将富集在结晶前沿, 能够起到细化组织的作用, 而进入 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的 Zn 则会置换 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中的 $\text{Al}^{[15]}$, 同时主要由于 Mg-Mg 键长变大的原因导致晶胞发生膨胀, 晶格常数变大。

3 结 论

1) 含铈 AZ91 镁合金中的 Ce 优先形成 Al_4Ce 化合物, 在 $\alpha\text{-Mg}$ 中只有微量固溶, 其在结晶前沿的富集导致了晶粒的细化。随着 Ce 含量的提高, 其固溶量增大, 晶粒细化作用增强, Al_4Ce 数量增多、尺寸变大, 且由颗粒状、短棒状向条状和针状转变。

2) 合金中的 Al 主要以在 $\alpha\text{-Mg}$ 中固溶以及 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和 Al_4Ce 化合物的形式存在。Al 的室温固溶量大于溶解度, 但随 Ce 含量的提高略有减小; 合金形成 Al_4Ce 消耗了一定量的 Al, 致使共晶 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的数量减少并趋于断续分布。

3) 合金中的 Zn 在 $\alpha\text{-Mg}$ 中的固溶量并不大, 主要存在于 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中。Zn 在结晶前沿的富集也将起到细化晶粒的作用, 而 Zn 置换 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 中的 Al, 导致 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的晶格畸变, 晶格常数变大。

参考文献 References

- [1] Wang Chunjian(王春建), Jin Qinglin(金青林), Zhou Rong(周荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 208
- [2] You Z Y, Zhang Z G, Zhang J S. *China Foundry*[J], 2012, 9(2): 131
- [3] Tong G D, Liu H F, Liu Y H. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(1): 336
- [4] Wang F, Wang Y, Yu B Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(2):311
- [5] Lu Y Z, Wang Q D, Zeng X Q. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 278(1-2):66
- [6] Du W W, Sun Y S, Min X G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 356(1-2):1
- [7] Chaubey A K, Scudino S, Prashanth K G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 625(2): 46
- [8] Li K J, Li Q N, Jing X T. *Scripta Mater*[J], 2009,60(12): 1101
- [9] Sun Y S, Zhang W M, Min X G. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2001, 14(5): 330
- [10] Liu S F, Li B, Wang X H. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2009, 209(8): 3999
- [11] Yao H, Wang Q, Song Y L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 473(1-2): 550
- [12] Kabirian F, Mahmudi R. *Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 2009, 40(9), 2190
- [13] Manivannan S, Gopalakrishnan S K. *Alexandria Engineering Journal*[J], 2016, 55(1): 663
- [14] Celotto S, Bastow T J. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(1): 41
- [15] Zhou Shimin(周诗民), Yu Chao(余超), Zhu Hongxi(祝洪喜). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2015, 39(2): 45

Alloying Element Distribution and Compound Structure of AZ91 Magnesium Alloy with Ce

Su Juan, Guo Feng, Cai Huisheng, Liu Liang, Chen Baodong
(Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010015, China)

Abstract: AZ91 magnesium alloy samples with different Ce contents were prepared by die-casting, and the distribution of alloying elements and the causes of microstructure change were discussed based on microstructure observation, solid solution measurement of alloying elements and mass fraction calculation of compounds. The results show that Ce in the alloys mainly forms Al_4Ce with a little solid solution in $\alpha\text{-Mg}$. With the increase in Ce content, the Al_4Ce becomes more and larger when the amount of solid solution of Ce increases. Ce can refine grains of $\alpha\text{-Mg}$, because the Ce enriched in front of solid/liquid interface during solidification causes composition under-cooling and hinders element diffusion. Al in the alloys mainly exists in the forms of solid solution in $\alpha\text{-Mg}$ and eutectic $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ besides in Al_4Ce ; with the increase in Ce content its own solid solution slightly decreases but the $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ significantly decreases in amount because part of Al has formed Al_4Ce . The solid solution of Zn in $\alpha\text{-Mg}$ is much less than its content in the alloys, and it is mainly distributed in $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ and replaces Al in them, resulting in lattice distortion of $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$.

Key words: rare earth Ce; AZ91 magnesium alloy; element distribution; microstructure

Corresponding author: Guo Feng, Professor, School of Materials Science and Engineering, Inner Mongolia University of Technology, Hohhot 010051, P. R. China, Tel: 0086-471-6575722, E-mail: guofengnmgt@sina.com