

Mg-16Zn-5Al 合金部分重熔过程中的组织和相演变机制

李 春^{1,2}, 范新会^{1,2}, 陈 建², 李元东³, 袁训锋¹, 董晓刚¹

(1. 商洛学院 陕西省尾矿资源综合利用重点实验室, 陕西 商洛 726000)

(2. 西安工业大学, 陕西 西安 710021)

(3. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

摘 要: 研究了 Mg-16Zn-5Al 合金在部分重熔过程中的组织演变和相转变。结果表明: Mg-16Zn-5Al 合金在 440 °C 重熔 45~60 min 或 460 °C 重熔 30~45 min 可获得理想的半固态球晶组织, 其平均晶粒尺寸为 55.7~60.4 μm, 平均圆整度为 1.18~1.29, 固相率约为 65%。合金在重熔过程中发生的相转变(即: $\text{MgZn}+\tau \rightarrow \alpha\text{-Mg}$ 、 $\alpha\text{-Mg}+\text{MgZn}+\tau \rightarrow \text{L}$ 、 $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 及 $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 和 $\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Mg}$)导致了晶粒内部的快速粗化合并、组织分离、球化和后期的吞并粗化, 同时晶粒内部的亚晶界和根部重熔对组织的分离起着重要作用。基于 LSW 理论推导出了某一保温时间段内与扩散系数相关的晶粒粗化因子 M_n , 用其描述晶粒在相应阶段的主要演变方式。

关键词: Mg-16Zn-5Al 合金; 组织演变; 相转变; 部分重熔; 半固态成形

中图法分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)07-2072-08

近年来, 汽车、航空航天等领域对材料提出了轻量化的要求, 使得铝、镁合金在此领域应用中的份额与日俱增^[1]。镁合金是比铝合金更轻的结构材料, 然而与铝合金相比, 镁合金存在力学性能差、抗蚀性差等缺点, 同时采用传统铸造方法制备的镁合金铸件存在大量的缺陷。自从 M. C. Flemings^[2]教授提出半固态成形技术以来, 众多学者采用此技术成型了大量致密性好、气孔率低、可通过热处理强化来提高其力学性能的优质铸件。周冰^[3]等人采用流变压铸技术成形了 AZ91D 镁合金铸件, 铸件中气孔缺陷明显减少, 组织致密度提高, 而且铸件经 T6 处理后, 其抗拉强度和伸长率分别为 286 MPa 和 6.1%。刘占勇^[4]等研究认为半固态挤压态 ZA27 试样与铸态相比, 密度提高了 3% 左右, 基本消除了缩孔、疏松等缺陷。然而, 优质半固态球晶组织是获得高性能铸件的前提, 因此, 必须进一步深入研究其组织演变规律。

半固态成形分为触变成形和流变成形, 触变成形是把制坯和成形结合在一起, 中间还需对坯料进行二次加热, 其目的在于制备均匀细小的非枝晶组织坯料, 加热温度的高低和加热时间的长短对组织有较大的影响, 在很大程度上影响着半固态坯料的触变性能^[5,6]。目前, 国内外学者采用二次重熔工艺制备合金半固态浆料的研究甚多。笔者先前对 ZA92^[7]和 ZA96^[8]镁合金, 采用不同的方法制备了合格的半固态浆料。M. B. Yang^[9]等研究 ZA84 镁合金在二次重熔过程中的组织

演变, 表明在 560~575 °C 保温 120 min 后, 可获得液相率为 14.2%~25.6%, 平均晶粒尺寸为 56~65 μm 的非枝晶组织。胡勇^[10]等人研究了添加 Ce 元素的 AZ91D 镁合金在半固态等温热处理过程中的组织演变, 获得其最佳工艺条件为加热温度 580 °C, 保温时间 45 min。T. J. Chen^[11,12]等人从相转变促使其半固态球晶组织演变过程的角度分析了组织演变的机理。曹富荣^[13]等人研究了二次加热过程中半固态 AZ31 镁合金的显微组织演变, 认为晶格扩散机制对二次加热原子扩散起主导作用, 是合金固相颗粒尺寸变化的根本原因。但仍需进一步探讨多重因素共同作用下半固态球晶组织的演变机制。本研究对一种新型的镁合金 Mg-16Zn-5Al 进行二次重熔, 制备半固态坯料, 研究重熔时间和重熔温度对合金半固态坯料组织的影响, 并对坯料组织晶粒尺寸及分布、圆整度和固相率进行分析, 探讨其组织的演变规律, 为后期触变成形提供参考依据。

1 实 验

本实验所采用 Mg-16Zn-5Al 合金的名义成分如表 1 所示。首先对所需材料进行表面除锈处理, 然后将纯度为 99.99% Mg 锭料放入井式坩埚电阻炉中熔炼, 在锭料表面撒上覆盖剂并通入氩气进行保护, 防止其氧化燃烧。待纯镁熔化后, 加入已配好的纯度为 99.99% Zn 和 Al, 待其全部熔化并开始测温。熔体温度达到 750 °C 后, 用 1%~1.5% C₂Cl₆ 进行精炼除气,

收稿日期: 2017-07-03

基金项目: 国家自然科学基金(51464031); 陕西省教育厅专项科研计划资助项目(16JK1241); 商洛市科技计划项目(SK2016-29)

作者简介: 李 春, 男, 1986 年生, 博士生, 讲师, 商洛学院化学工程与现代材料学院, 陕西 商洛 726000, E-mail: lic_slxy@163.com

静置 30 min。当熔体温度达到 700 ℃时, 浇注成 $\Phi 12$ mm×150 mm 的棒料。然后将所铸的棒料加工成高度 15 mm 的圆柱形试样, 然后进行 T6 和重熔处理。T6 处理的工艺为固溶温度为 360 ℃, 固溶时间为 36 h, 时效温度为 180 ℃, 时效时间为 16 h。

对进行部分重熔的试样根据 Mg-Zn-Al 系合金相图^[14], 设计了以重熔温度和重熔时间为 4 因素 5 水平的正交实验, 重熔温度分别为 400、420、440 和 460 ℃, 重熔时间分别为 10、20、30、45、60 min。在部分重熔过程中, 将试样顶部打上直径为 2 mm 的小孔, 并插入热电偶, 测定在加热过程中样品内部温度的变化。然后将试样放入 25 mL 的不锈钢坩埚中, 并撒上覆盖剂, 接着放入已达到设定温度并通入氩气的箱式电阻炉中进行保温, 当达到预设时间后, 将试样进行水淬。

将试样用 400#~1500#水磨砂纸预磨并进行抛光, 对铸态样品和重熔水淬样品用 4%硝酸水试剂腐蚀 6 s, 对 T6 处理后的样品用苦味酸腐蚀液腐蚀 50 s。之后采用 MEF-3 光学显微镜观察其组织和形貌, 在每个试样截面上选择 10 个不同视场, 用晶粒等效圆直径 (D)表征初生 α -Mg 相的大小 (公式(1)所示); 用晶粒形状因子(F)表征初生 α -Mg 相的形貌 (如公式(2)所示)。采用 XRD 分析不同处理状态下试样中的相组成。

$$D = 2(A/\pi)^{1/2} \tag{1}$$

$$F = 4\pi A/P^2 \tag{2}$$

式中, D 为晶粒等效圆直径; F 为晶粒形状因子(即: 圆整度); A 为初生 α -Mg 晶粒的面积; P 为初生 α -Mg 晶粒的周长。

2 结果与分析

2.1 Mg-16Zn-5Al 镁合金的铸态组织和 T6 处理组织

图 1 为 Mg-16Zn-Al 合金的铸态组织、T6 组织及 XRD 谱图。从图中可以看出, Mg-16Zn-5Al 合金的铸态组织主要由白色部分的 α -Mg 相和灰黑色的 (α -Mg+ $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ + MgZn)共晶组织组成(见图 1a 和

1c)。白色部分的 α -Mg 相以等轴晶和蔷薇状晶粒为主, 同时还伴随有少量的颗粒状晶粒, 共晶组织以半连续网状沿晶界分布。图 1b 为合金经 T6 处理后的组织, 试样经 360 ℃保温 36 h 后, 二次相不断固溶进初生 α -Mg 相中, 水淬之后形成过饱和固溶体, 再经过 180 ℃时效 16 h 后, 过饱和固溶体沿晶界析出, 同时其晶粒发生明显长大。因为 Zn 在镁中的最大固溶度为 6.2%, 对于 Mg-16Zn-5Al(Zn 含量为 16%)合金, Zn 不可能完全固溶进 α -Mg 相中。所以, 图 1b 中所示的粗大骨骼状第二相为 $\text{Mg}_{32}(\text{Al}, \text{Zn})_{49}$ + MgZn (见图 1c), 同时第二相的数量有所减少, 但晶界明显可见。因此, 采用等积圆尺寸法对 T6 处理后初生 α -Mg 相晶粒尺寸进行测定, 其平均晶粒尺寸为 78.6 μm , 适合进行半固态浆料的制备。

2.2 短时保温过程中组织的演变

为了研究 Mg-16Zn-5Al 合金在重熔过程中半固态球晶组织的形成过程, 设定重熔温度为 440 ℃, 重熔时间分别为 2、4、6、8 min, 其结果如图 2 所示。从图中可以看出: 重熔 2 min 时, 其组织(图 2a)和铸态组织(图 1a)相比变化不大, 只是发生了部分的粗化, 其初生 α -Mg 相主要以等轴晶为主, 黑色的共晶组织分布在 α -Mg 相的间隙。随着重熔时间延长至 4~6 min 时, 由于溶质原子扩散量的增多, 加之枝晶臂的不断粗化合并, 将一部分的液相包裹在晶粒的内部, 形成小液池(如图 2b 和 2c 所示)。T. J. Chen^[15]等人认为, 由于在枝晶根部溶质元素含量较高, 再加上曲率(如公式(3)所示)的影响, 致使熔点降低, 在保温过程中率先熔化, 使之在周围固相中率先形成液相区, 而后枝晶的合并将先形成的液相区包裹起来, 形成小液池。当重熔时间延长至 8 min 时, 晶粒发生了分离, 同时部分枝晶从其根部发生了熔断, 晶粒开始球化(如图 2d 所示)。

表 1 Mg-16Zn-5Al 合金的名义成分

Table 1 Composition of MgMg-16Zn-5Al alloy (wt%)		
Zn	Al	Mg
16	5	Bal.

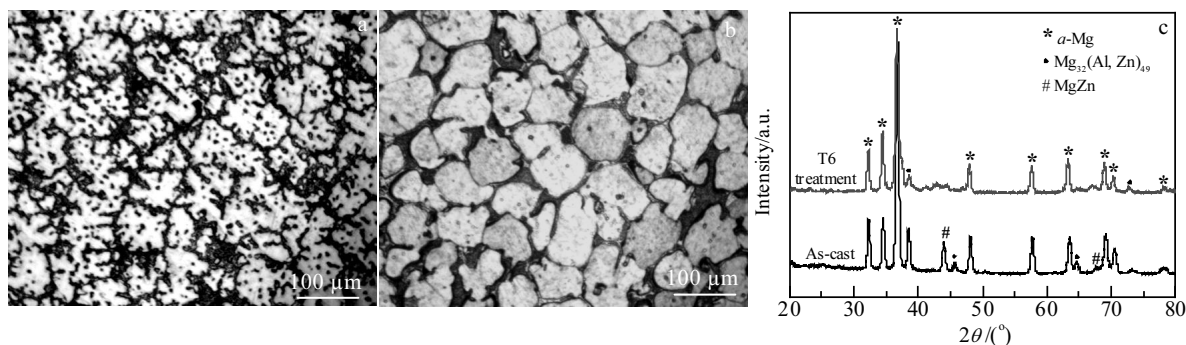


图 1 Mg-16Zn-5Al 合金的铸态和 T6 处理组织及 XRD 谱图

Fig.1 As cast (a) and T6 treated microstructure (b) of Mg-16Zn-5Al alloy and their XRD patterns (c)

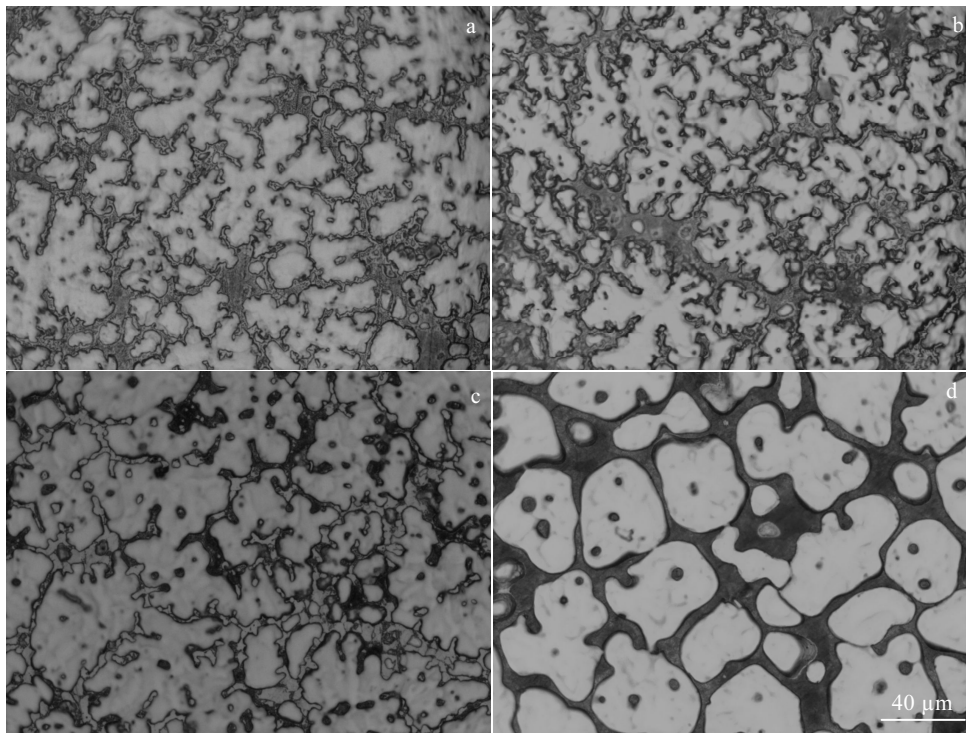


图 2 Mg-16Zn-5Al 合金短时保温过程中的组织演变

Fig.2 Microstructure evolution of Mg-16Zn-5Al alloy during short time isotherm for different time:
(a) 2 min, (b) 4 min, (c) 6 min, and (d) 8 min

$$\Delta T_r = -\frac{2V_s k' \sigma}{\Delta S} \quad (3)$$

式中, ΔT_r 为物质熔点的变化量; V_s 为体积; k' 为固相曲率; σ 为表面张力; ΔS 为体系中熵的变化。

2.3 不同重熔工艺参数下 Mg-16Zn-5Al 镁合金的组织演变

重熔温度和时间对半固态触变组织的影响很大,同时,半固态坯料的触变性能与平均晶粒尺寸、圆整度及固相尺寸分布及密度密切相关,因此需要综合考虑各因素的影响^[16]。因此,本实验设计了重熔温度与时间的正交实验,系统研究其工艺参数对半固态组织的影响,其结果如图 3 所示。图中白色颗粒为初生 α -Mg 相,介于初生 α -Mg 相之间的黑色部分为液相,分布于 α -Mg 相上的黑色小孔为小液池。从图中可以看出,当重熔温度为 400 °C、保温 10 和 20 min (如图 3a, 3b 所示)时,由于温度较低,原子的扩散速度较慢,枝晶臂还未完全粗化合并和分离, α -Mg 相主要由等轴晶和蔷薇状晶组成,黑色的共晶组织分布在晶界及枝晶臂的间隙处,此结果与图 2a、2b、2c 类似。当保温时间 30 min (图 3c) 时晶粒之间并未完全分离,还存在部分粘连现象,液相在晶粒的晶界之间析出;当保温时间 45~60 min (图 3d, 3e) 时,晶界处熔化的低熔点物质慢慢从固相颗粒的边

界渗出,由于原子扩散作用,个别液相移动到晶粒内部,同时晶粒发生球化,但晶粒球化效果不理想且分布不均匀,不适宜进行触变成形。

当重熔温度升高至 420 °C 时,此时,原子的扩散速度增大,枝晶间的合并分离加快,重熔 10 min 时,晶粒之间已基本分离,可以明显看见液相从初生 α -Mg 颗粒间渗出(见图 3f),之后随着重熔时间的延长,其晶粒发生进一步的球化和长大(见图 3g~3j),但晶粒的球化和分布不能满足触变成形的要求。随着重熔温度的进一步升高至 440~460 °C 时,其组织的演变速率明显增大,其试样中液相的量也在增多。当重熔 10 min 时,其晶粒比较细小,但其晶粒的边缘有大量的棱角,以不规则的颗粒状晶为主(见图 3k 和 3p);当重熔时间延长至 20 min 和 440 °C 重熔 30 min 时,颗粒状晶边缘的棱角由于曲率较大,使其发生进一步的熔化,同时,试样处于动态平衡状态的系统中,周围液相中的 Mg 原子不断向初生 α -Mg 的凹面堆积,二者共同使得晶粒发生球化(见图 3l、3m 和 3q)。440 °C 重熔 45~60 min 和 460 °C 重熔 30~45 min 时,晶粒已基本球化完毕,此时晶粒圆整度和分布较好(见图 3n、3o、3r 和 3s),适宜进行触变成形。460 °C 重熔至 60 min 时,其晶粒相互之间发生了吞并,使其晶粒尺寸增大且不规则(见图 3t)。

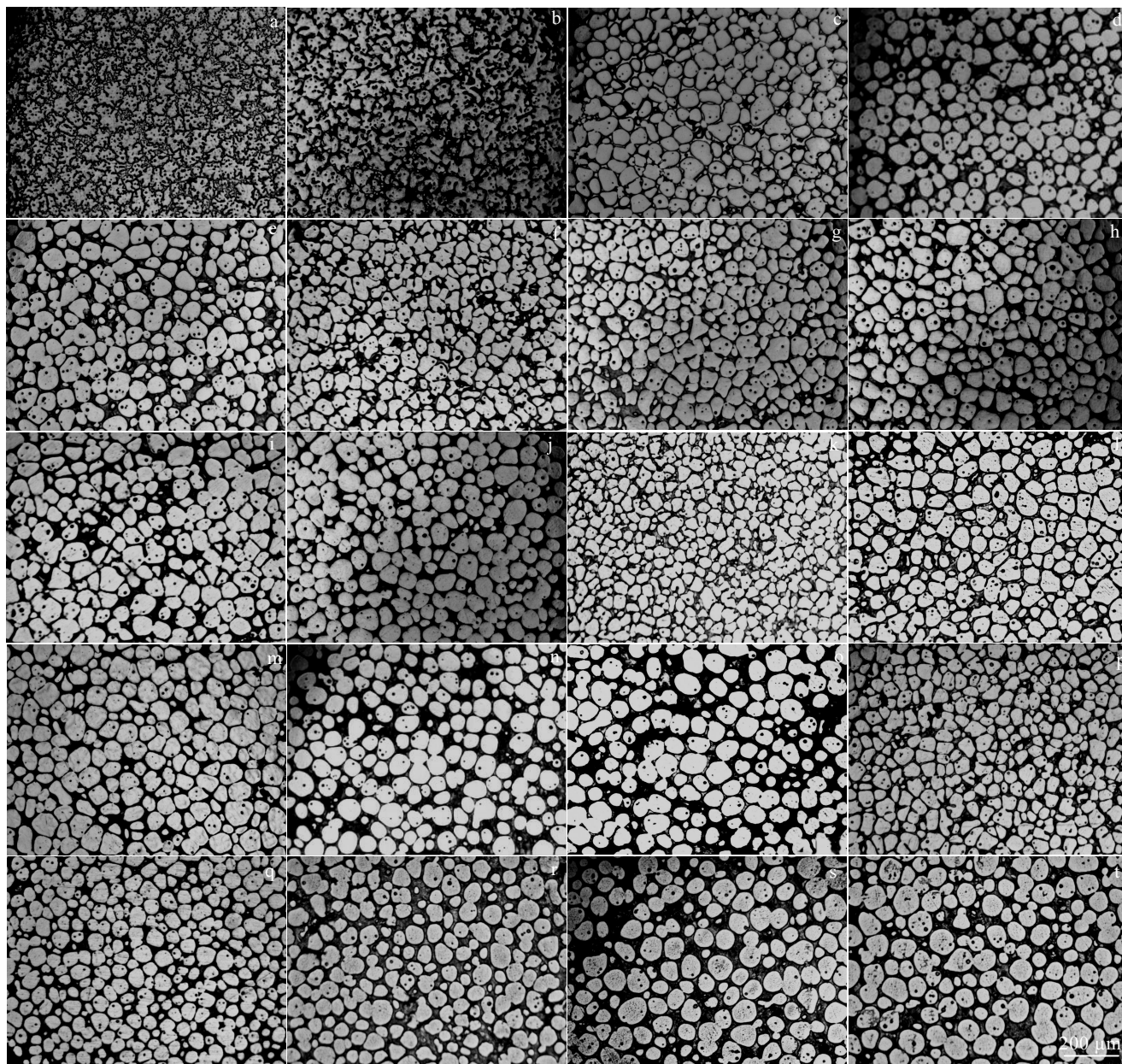


图 3 Mg-16Zn-5Al 合金不同重熔工艺下的组织

Fig.3 Microstructures of Mg-16Zn-5Al alloy with different remelting processes: (a) 400 °C/10 min; (b) 400 °C/20 min; (c) 400 °C/30 min; (d) 400 °C/45 min; (e) 400 °C/60 min; (f) 420 °C/10 min; (g) 420 °C/20 min; (h) 420 °C/30 min; (i) 420 °C/45 min; (j) 420 °C/60 min; (k) 440 °C/10 min; (l) 440 °C/20 min; (m) 440 °C/30 min; (n) 440 °C/45 min; (o) 440 °C/60 min; (p) 460 °C/10 min; (q) 460 °C/20 min; (r) 460 °C/30 min; (s) 460 °C/45 min; (t) 460 °C/60 min

为了更好的反映重熔工艺参数对半固态组织的影响,分析了 Mg-16Zn-5Al 合金在不同重熔温度和时间下的平均晶粒尺寸、圆整度和固相率(见图 4)。重熔温度为 400 °C、时间为 10~20 min 时,由于晶粒还未分离,晶界不清晰,因此无法统计晶粒的尺寸和形貌。从图 4 中可以看出,随着重熔时间的延长,其平均晶粒尺寸呈增大的变化趋势(见图 4a),平均圆整度先减

小后增大(见图 4b),固相率连续减小(见图 4c)。在重熔时间相同(如同为 30 min)时,随着重熔温度的升高,平均晶粒尺寸连续增大(见图 4a),平均圆整度和固相率均持续减小(见图 4b 和 4c)。综合以上分析,对于 Mg-16Zn-5Al 合金,440 °C/(45~60 min)和 440 °C/(30~45 min)工艺下,初生 α -Mg 相分布较均匀且细小,其平均晶粒尺寸在 55.7~60.4 μm 之间,平均圆

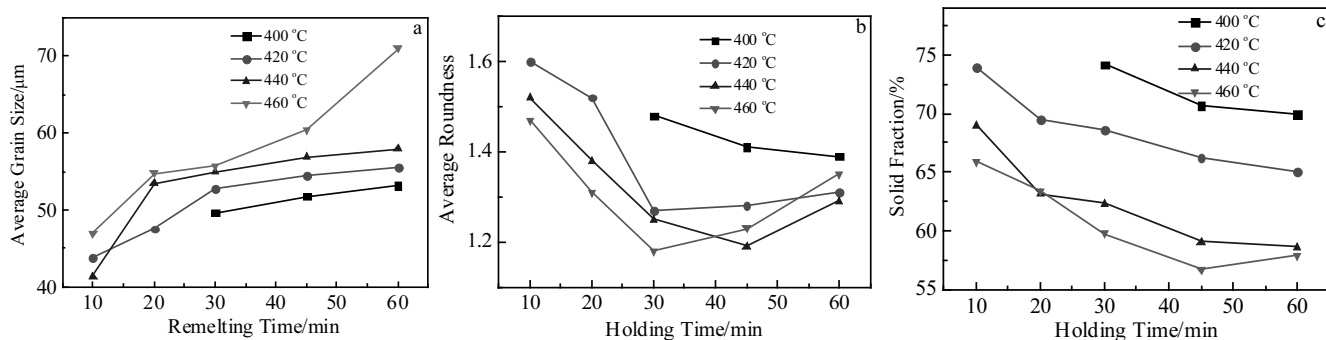


图 4 Mg-16Zn-5Al 合金在不同重熔工艺下的平均晶粒尺寸、圆整度和固相率

Fig.4 Average grain size (a), roundness (b), and solid fraction (c) of Mg-16Zn-5Al alloy with different remelting processes

整度在 1.18~1.29 左右, 固相率在 65%左右, 满足半固态触变成形对浆料的要求。

3 分析与讨论

3.1 重熔过程中相转变与组织演变的关系

根据以上分析, 图 5 给出了 Mg-16Zn-5Al 合金在重熔温度为 440 °C 时, 合金的升温过程和组织演变及相转变。当重熔时间在 0~6 min 时, 此过程中主要发生枝晶臂间的合并、晶粒内部的粗化(见图 1a 和图 2a~2c)及 MgZn 相和 τ 相向 α -Mg 基体中分散及固溶。从相转变角度来说, 即可表述为 $\text{MgZn} + \tau \rightarrow \alpha\text{-Mg}$ 。基于这一反应, 合金中 MgZn 相和 τ 相的数量在减少(图 2a~2c), 从图 6a 中可以看出 MgZn 相和 τ 相所对应的 XRD 衍射峰值在减弱, 同时当重熔时间达到 6 min 时, 46°左右的 τ 相衍射峰消失, 这也就证明了此阶段这一转变的发生。

当温度升高至共晶温度附近时, 剩余部分的共晶相(如图 2c 中灰黑色部分)将发生共晶反应, 即: $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn} + \tau \rightarrow \text{L}$ 。当重熔温度为 440 °C 时, 这一转

变在 6~8 min 这个时间段内发生, 富镁角的 α -Mg 通过这一转变被共晶相包围, 由于共晶反应使得分布在晶粒边缘的第二相熔化并不断渗透到晶粒内部, 促使了晶粒之间的分离(见图 2d 和图 3i)。同时因为初次分离后的晶粒形状不规则, 渗入熔体中晶粒棱角因曲率较大和溶质原子浓度较高将发生熔化, 即: $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 。在水淬过程中, 液相又凝固成 α -Mg 和共晶相, 因此使得重熔 4~10 min 过程中 73°附近的 τ 相衍射峰强度变小(见图 6)。综上所述, 从相转变的角度, 组织的分离归因于 $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn} + \tau \rightarrow \text{L}$ 和 $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 的反应。

重熔 10 min 后, 试样的温度已经达到了所设定的目标温度(440 °C), 在此过程中, 尺寸较小的初生 α -Mg 不断熔化, 而尺寸较大的初生 α -Mg 因周围熔体中 Mg 原子不断堆积而长大, 合金整体处于 $\text{L} + \alpha\text{-Mg}$ 的两相区, 在合金内部发生 L 和 α -Mg 之间的相互转换, 即: $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 和 $\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Mg}$, 整个体系处于一个动态平衡状态。在此过程中, 各相的量基本没有变化(见图 6b)。也正是由于这一动态平衡的反应促使了晶粒发生不断的球化。

3.2 组织的粗化合并及分离

在部分重熔制备半固态非枝晶组织的初期或重熔温度较低时, 在原子扩散及能量起伏等因素的作用下, 枝晶臂发生合并(见图 7b 中的 C 点)、粗化, α -Mg 树枝晶的枝晶特征消失, 二次枝晶臂在曲率较大的地方发生颈缩熔断, 与主干分离(见图 7b 中的 B 点), 进而形成均匀、圆整的球状晶, 同时在 α -Mg 相中存在大量的小液池(见图 7b 中的 D 点), 这是枝晶合并的结果。冯凯^[17]等人研究也认为, 在粗大的块状枝晶边缘存在亚晶界, 由于亚晶界的出现为材料内部晶粒在高温下的演变提供了驱动力, 同时溶质原子的扩散作用, 加快了合金组织的熔化和晶粒的分离。图 7a 中箭头所指的黑色细线为晶粒内部所存在的亚晶界, 这些亚晶界

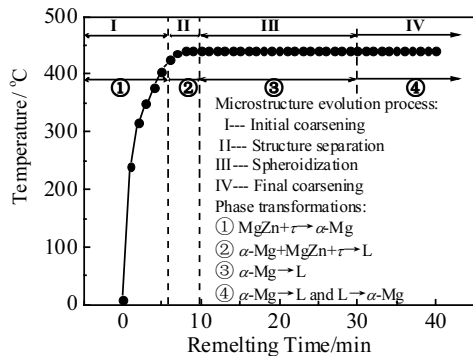


图 5 重熔温度为 440 °C 时组织演变和相转变示意图

Fig.5 Schematic diagram of microstructure evolution and phase transformations during partial remelting at 440 °C

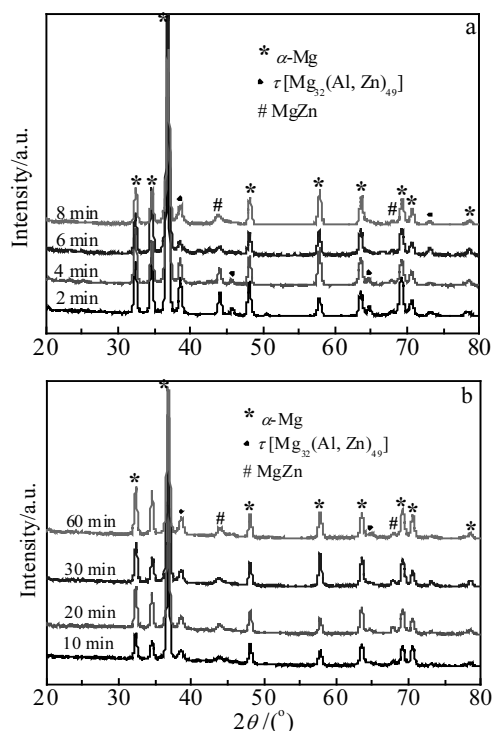


图 6 Mg-16Zn-5Al 合金在 40 °C 下短时和长时重熔的 XRD 谱图

Fig.6 XRD patterns of Mg-16Zn-5Al alloy remelted at 440 °C for short and long time: (a) short time remelting and (b) long time remelting

为晶粒的演变提供了驱动力, 促使晶粒在此处发生分离(见图 7b 中的 A 点), 其亚晶界分离机制过程如图 8 所示。

当重熔时间达到 6 min 时, 合金中原先的树枝晶和等轴晶转变为花瓣状晶(见图 2c), 在等温保温过程中, 随着保温时间的增加或保温温度的升高, 体系的能量随之增加, 由于二次枝晶臂的颈部溶质原子浓度低于周围的浓度, 从而造成该区域的熔点较低, 因此在加热过程中该区域先发生熔化, 从而使得晶粒根部形成颈缩, 进而脱落形成细小的晶粒。T. Z. Kttamis^[18]等研究认为, 造成根部熔断的本质是溶质原子的扩散, 根部的溶质不断向基体扩散, 使得固溶有溶质的根部区域的熔点降低, 从而造成枝晶根部的颈缩、熔断, 并把熔断的枝晶带离“母晶粒”, 生成新的晶粒, 而且热对流时温度的反复变化加速了枝晶的颈缩熔断过程。半固态组织根部重熔机制如图 9 所示。

3.3 组织的球化与粗化

曹富荣^[13]等人研究认为晶格扩散机制对二次加热原子扩散起主导作用, 促进了晶粒的粗化, 于是在二次重熔的过程中, 固相颗粒尺寸变化的 LSW 晶粒粗化

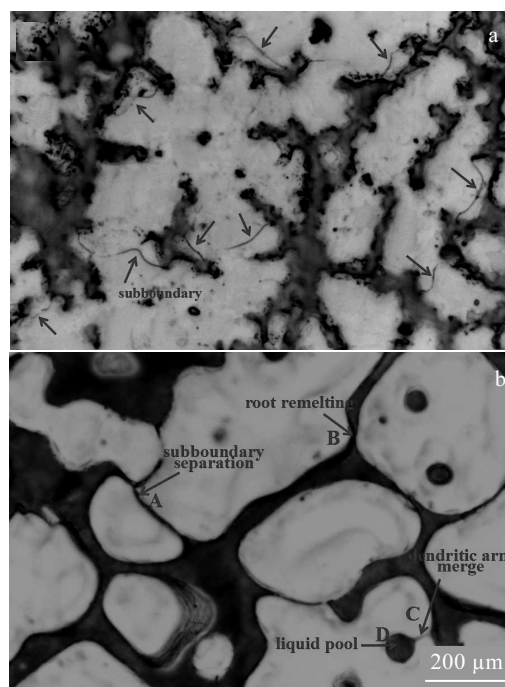


图 7 Mg-16Zn-5Al 合金的铸态和 440 °C 保温 8 min 的放大组织

Fig.7 As-cast microstructure (a) and magnified microstructure (b) of Mg-16Zn-5Al alloy held at 400 °C for 8 min

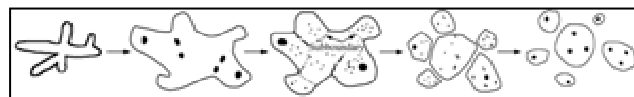


图 8 半固态组织中亚晶界分离机制

Fig.8 Subboundary separation mechanism of semisolid microstructure

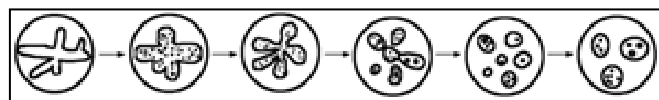


图 9 半固态组织根部重熔机制

Fig.9 Root remelting mechanism of semisolid microstructure

模型^[19]即为:

$$d^3 - d_0^3 = Mt \quad (4)$$

式中, d 为 t 时间的晶粒尺寸; d_0 为初始晶粒尺寸; t 为保温时间; M 为与扩散系数有关的晶粒粗化因子。

在二次重熔的过程中, 随着保温时间的延长, 晶粒的粗化和球化是同时进行的, 但具体在哪个时间段、以哪种方式进行演变并不清楚, 为此, 将公式(4)进行简单的演变, 通过比较晶粒粗化因子 M_n 来判断晶粒

的演变状况，演变之后的公式如公式(5)所示。

$$d_n^3 - d_{n-1}^3 = M_n(t_n - t_{n-1}) = M_n \Delta t$$

(5)

式(5)中 d_n 为 t_n 时间的晶粒尺寸； d_{n-1} 为 t_{n-1} 时间的晶粒尺寸； Δt 为相邻 2 个保温时间的差值； M_n 为与扩散系数有关的某个保温时间段内的晶粒粗化因子，此处将粗化因子 M_n 的物理意义表述为：当 M_n 值较大时说明在此阶段晶粒以长大或吞并为主，当 M_n 值较小时说明在此阶段晶粒以球化为主。根据所测得的平均晶粒尺寸数据，代入公式(5)进行计算，其结果如表 2 所示。

从表 2 的计算结果可以看出，当重熔温度为 420 ℃，重熔 10~30 min 时，此时的粗化因子 M_n 值分别为

38.6 和 64.4，说明此阶段晶粒以快速长大为主(见图 3f~3h)；在重熔 30~60 min 过程中，其 M_n 值仅为 13.8，说明此阶段晶粒长大的速度减慢，此阶段以球化为主，但球化并不充分(见图 3h)。当重熔温度升高至 440 ℃，重熔 10~20 min 时，粗化因子 M_n 高达 136.4，此时晶粒以快速长大为主；重熔 20~60 min 时，粗化因子 M_n 为 15.9~20.9，说明晶粒以球化为主。重熔温度达到 460 ℃时，保温 10~60 min 的过程，从粗化因子 M_n 的计算结果得知，组织的演变经历了长大、球化和吞并 3 个阶段，即：10~20 min 为长大阶段，20~30 min 为球化阶段，30~60 min 为吞并阶段。

表 2 不同重熔工艺下的 M_n 计算结果

Table 2 Calculated results of M_n at different remelting processes

420 ℃			440 ℃			460 ℃		
Grain size/ μm	$\Delta t/\text{s}$	M_n	Grain size/ μm	$\Delta t/\text{s}$	M_n	Grain size/ μm	$\Delta t/\text{s}$	M_n
43.87	-	-	41.43	-	-	46.92	-	-
47.56	600	38.6	53.48	600	136.4	54.72	600	100.9
52.68	600	64.4	54.9	600	20.9	55.69	600	14.8
55.51	1800	13.8	57.91	1800	15.9	70.95	1800	102.5

4 结 论

1) Mg-16Zn-5Al 合金在 440 ℃重熔 45~60 min 或 460 ℃重熔 30~45 min 可获得理想的半固态球晶组织，其平均晶粒在 55.7~60.4 μm 之间，平均圆整度在 1.18~1.29 之间，固相率在 65%左右。

2) 合金在重熔过程中发生的系列相变导致了其组织演变经历晶粒内部的快速粗化合并、组织分离、球化和后期的吞并粗化 4 个阶段，这些相转变包括 $\text{MgZn} + \tau \rightarrow \alpha\text{-Mg}$ 、 $\alpha\text{-Mg} + \text{MgZn} + \tau \rightarrow \text{L}$ 、 $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 及 $\alpha\text{-Mg} \rightarrow \text{L}$ 和 $\text{L} \rightarrow \alpha\text{-Mg}$ ，同时晶粒内部的亚晶界和根部的重熔对组织的分离起着重要作用。

3) 基于 LSW 理论并对其进行了演化，推导出与扩散系数有关的某个保温时间段内的晶粒粗化因子 M_n ，当 M_n 值较大时说明在此阶段晶粒以长大或吞并为主，当 M_n 值较小时说明在此阶段晶粒以球化为主。

参考文献 References

[1] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materilia*[J], 2013(61): 818
[2] Flemings M C. *Metal Trans*[J], 1991, 22B (3): 269
[3] Zhou Bing(周 冰), Kang Yonglin(康永林), Qi Mingfan(祁明凡) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2014, 42(10): 1
[4] Liu Zhanyong(刘占勇), Zuo Xiaoqing(左孝青), Zhong Zilong

(钟子龙) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程学报)[J], 2014, 45(6): 17
[5] Lashkari O, Ghomashchi R. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182(1): 229
[6] Zabler S, Ershov A, Rack A *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(4): 1244
[7] Li Chun(李 春), Zhou Chunsheng(周春生), Liu Yanfeng(刘彦峰) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2014, 163(5): 495
[8] Li Chun(李 春), Dong Xiaogang(董晓刚), Yuan Xunfeng(袁训锋) *et al. Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2015, 35(3): 268
[9] Yang M B, Pan F S, Cheng R J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(3): 566
[10] Hu Yong(胡 勇), Rao Li(饶 丽), Li Qiuping(李秋平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(2): 493
[11] Chen T J, Jiang X D, Ma Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 497 (1): 147
[12] Chen T J, Ma Y, Wang R Q *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(9): 1615
[13] Cao Furong(曹富荣), Guan Renguof(管仁国), Chen Liqing(陈礼清) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(1): 7
[14] Liu Chuming(刘楚明), Zhu Xiurong(朱秀荣), Zhou Haitao

- (周海涛). *Phase Atlas of Magnesium Alloy*(镁合金相图集)[M]. Changsha: Central South University Press, 2006: 145
- [15] Chen T J, Hao Y, Sun J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 337: 73
- [16] Ji S, Roberts K, Fan Z. *Scripta Materialia*[J], 2006, 55(11): 971
- [17] Feng Kai(冯 凯), Huang Xiaofeng(黄晓锋), Ma Ying(马 颖) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*[J], 2013, 23(3): 635
- [18] Kattamis T Z, Priccone T J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1991, 131(2): 265
- [19] Cao Jing(曹 婧), Le Qichi(乐启炽), Zhang Zhiqiang(张志强) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(1): 1
- [17] Feng Kai(冯 凯), Huang Xiaofeng(黄晓锋), Ma Ying(马 颖)

Microstructure and Phase Evolution Mechanism of Mg-16Zn-5Al Alloy During Partial Remelting

Li Chun^{1,2}, Fan Xinhui^{1,2}, Chen Jian², Li Yuandong³, Yuan Xunfeng¹, Dong Xiaogang¹

(1. Shaanxi Key Laboratory of Comprehensive Utilization of Tailings Resources, Shangluo University, Shangluo 726000, China)

(2. Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

(3. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: The microstructure evolution and phase transformation of Mg-16Zn-5Al alloy during partial remelting were investigated. The results show that when the Mg-16Zn-5Al alloy is remelted at 440 °C for 45~60 min or at 460 °C for 30~45 min, it can obtain the ideal semi-solid spherical microstructure. The average grain size is 55.7~60.4 μm , the average roundness is 1.18~1.29, and the solid fraction is about 65%. The phase transformation which includes $\text{MgZn}+\tau\rightarrow\alpha\text{-Mg}$, $\alpha\text{-Mg}+\text{MgZn}+\tau\rightarrow\text{L}$, $\alpha\text{-Mg}\rightarrow\text{L}$, $\alpha\text{-Mg}\rightarrow\text{L}$ and $\text{L}\rightarrow\alpha\text{-Mg}$ occurs during partial remelting. They lead to the initial rapid coarsening of the grain, structure separation, spheroidization of the grain, and final merger coarsening. Meanwhile, the subboundary and root remelting within the grains play an important role in separation of the microstructure. The coarsening factor M_n which is related with diffusion coefficient of an isothermal period is deduced by LSW theory. The main evolution way of grain is described by M_n of the corresponding period.

Key words: Mg-16Zn-5Al alloy; microstructure evolution; phase transformation; partial remelting; semi-solid forming

Corresponding author: Fan Xinhui, Ph. D., Professor, School of Materials and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, P. R. China, E-mail: fxx_slxy@163.com