

# A356 铝合金半固态浆料的双向弱电磁搅拌与等温处理工艺的研究

刘 政, 陈 涛, 陈志平, 刘小梅

(江西理工大学, 江西 赣州 341000)

**摘 要:** 结合弱电磁搅拌和熔体等温保温技术, 提出了一种复合浆料制备新工艺: 双向弱电磁搅拌+等温保温处理。研究了铝熔体双向弱电磁搅拌后等温温度 580~610 °C、等温保温时间 3~15 min 对凝固组织形貌演化规律的影响。结果表明, 在不同的等温保温参数作用下, 随着温度升高、时间延长, 初生相尺寸逐渐细化球化, 但等温温度和等温时间存在阈值。超过阈值, 初生相反而粗化。经过对比初生相形貌可知, 在等温温度 600 °C、等温时间 7 min 条件下初生相的尺寸细化和球化程度达到最佳, 平均等积圆直径为 29.4  $\mu\text{m}$ , 形状因子 0.86。因此, 该温度和时间是半固态 A356 铝合金在复合工艺条件下, 匹配合理的熔体等温处理工艺参数。通过该新型复合工艺可制备出品质合格的半固态铝合金浆料。

**关键词:** 半固态; A356 铝合金; 双向弱电磁搅拌; 等温保温; 凝固组织

**中图分类号:** TG146.21; TG244

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)05-1664-07

非枝晶金属浆料的制备是半固态加工技术的关键和基础环节, 优质的金属浆料实质就是在熔体内部获得数目可观的球状初生相<sup>[1-5]</sup>。因此, 如何有效地制备非枝晶浆料, 对于半固态合金的制备都具有重要的意义。近年来, 研究者开发了多种细晶浆料制备工艺。王海军等<sup>[6]</sup>将机械搅拌和电磁搅拌有机结合形成了一种新型耦合搅拌强制均匀浆料制备技术, 可有效地改善合金熔体的均匀性、显著提高浆料的制备效率。冯鹏发等<sup>[7]</sup>采用熔体处理+双向电磁搅拌复合工艺制备金属浆料可获得晶粒尺寸细小、分布均匀的初晶组织。张琦等<sup>[8]</sup>采用中频电磁振荡法制备半固态铝合金浆料, 电磁场均匀分布减缓了磁场的集肤效应, 得到了理想的浆料组织。郭洪民等<sup>[9]</sup>提出摆动振荡法, 利用该方法制备的初生  $\alpha(\text{Al})$  的等效直径在 60  $\mu\text{m}$  以下, 形状因子可达 0.8 以上。Nourouzi 等<sup>[10]</sup>采用冷却斜坡法制备 A356 合金浆料时发现: 浇注温度、模具温度和冷却斜坡长度对初生相  $\alpha\text{-Al}$  的晶粒尺寸、形貌有显著的影响。Gencalp 等<sup>[11]</sup>将机械振动搅拌和冷却斜坡相结合来制备铝合金浆料, 此工艺相比单一冷却斜坡法能够获得更加细小、圆整的非枝晶组织。当利用冷却斜坡法制备合金浆料时并结合挤压铸造, 还可进一步改善铸件的性能<sup>[12]</sup>。另有杨小容等<sup>[13]</sup>采用蛇形管通道浇注法制备半固态 A356 合金浆料, 可制备出铸锭心部为球状初生  $\alpha$  相的合金浆料。此外, 在电磁场作用

下, 半固态熔体的流动速率、过热度和初始温度分布等均受影响, 继而影响初生相的形貌和尺寸以及浆料质量<sup>[14]</sup>。上述工作虽都取得了一定的成效, 为流变浆料的制备提供了技术选择, 但还需不断优化。本工作尝试结合双向弱电磁搅拌强化对流的特点和利用控制凝固参数法(如等温温度、等温时间)制备浆料时, 只需合理地控制一定的等温保温参数, 就可有效调节初生相的形核和生长, 从而在浆料中获得球状初生相。

为此, 本研究将两者有机结合提出一种新的半固态浆料制备工艺: 双向弱电磁搅拌+等温保温处理。旨在利用双向交替的短时弱电磁搅拌在合金熔体中产生较强烈的紊流, 使得熔体中已形成的枝晶破碎或处于固液两相区的熔体中产生更多“近程有序”原子团簇, 成为合金凝固时的结晶核心; 继而在固液相区的等温保温过程中, 已形成的结晶核心稳定存活、新的结晶核心不断产生。为此, 研究该复合工艺条件下半固态 A356 铝合金凝固组织形貌的演化规律。

## 1 实 验

选用 A356 铝合金为试验材料, 其成分(质量分数, %)为: Si 7.1, Mg 0.31, Fe 0.2, Mn 0.1, Zn 0.1, 余量为铝。通过差热分析(DTA)测得合金的液相线温度为 615.3 °C。采用双向弱电磁搅拌(正-反向无间歇搅拌)和等温热处理复合工艺制备合金浆料。双向弱电

收稿日期: 2018-05-20

基金项目: 国家自然科学基金(51144009, 51361012); 江西省自然科学基金(20142bab206012); 江西省教育厅科技项目(GJJ14407)

作者简介: 刘 政, 男, 1958 年生, 博士, 教授, 江西理工大学机电工程学院, 江西 赣州 341000, 电话: 0797-8312137, E-mail: liukk66@163.com

磁搅拌装置的主要技术参数有: 电磁搅拌频率 0~50 Hz 范围内可调; 电磁搅拌功率 1.5 kW, 随电磁搅拌频率可调; 双向搅拌通过电磁调频控制器与自行编辑的程序相结合来实现, 其结构示意图见图 1 所示。合金熔炼在型号为 SG2-3-10 的电阻炉中进行, 熔炼温度为 720 °C。当炉温升至设定温度后静置 5 min 使其充分熔化。随后加入覆盖剂和用 C<sub>2</sub>Cl<sub>6</sub> 进行 2~3 次除气精炼并扒渣。另外, 依据笔者前期的研究结果<sup>[15-18]</sup>: 在工频范围内, 磁场频率 30 Hz 是制备细晶浆料合适的电磁参数。因此, 待熔体降温至 630 °C 时, 对其施加 30 Hz 双向弱电磁搅拌, 磁场作用时间为 20 s(正反各单向连续搅拌 10 s)。试验还探讨了磁场频率 30 Hz 双向连续电磁搅拌条件下, 不同等温保温参数对初生相形貌变化规律的影响。等温温度 580~610 °C、等温时间 3, 7, 11 和 15 min, 保温设备是型号为 KSGD-4-12 的箱式电阻炉。随后取出试样进行水淬处理, 得到合金铸锭(尺寸为  $\Phi 55 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ )。此外, 为了对比研究双向弱电磁搅拌+等温保温处理复合工艺条件下初生相的演化规律, 试验还制备了铝熔体在单、双向弱电磁搅拌且无温保温条件下的铸锭。

从不同工艺条件下获取的合金铸锭上, 截取尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm 的金相试样, 经研磨、抛光后采用 0.5%HF 水溶液侵蚀处理, 并利用 ZEISS AXIOSKOP2 型光学显微镜观察和分析凝固组织形貌。利用 Image-Pro Plus、Excel 对初生相的平均等积圆直径  $D$  和平均形状因子  $F$  进行测量与计算。平均等积圆直径和平均形状因子的计算公式分别为:  $D=2(A/\pi)^{1/2}$ ;  $F=4\pi A/P^2$ 。式中  $P$  为初生相的平均周长;  $A$  为初生相的平均面积。

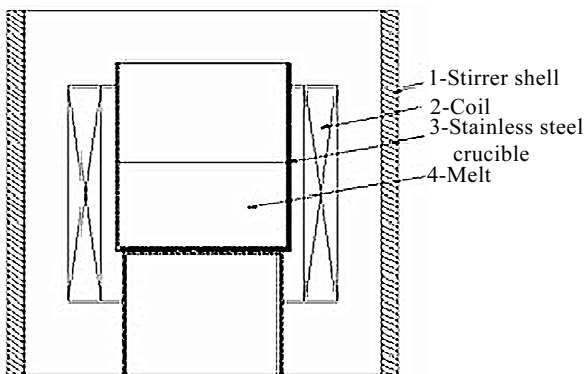


图 1 双向弱电磁搅拌装置结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of the structure for two-way slightly electromagnetic device

## 2 实验结果

### 2.1 熔体单、双向弱电磁搅拌无等温处理下凝固组织的形貌特征

为了探讨双向弱电磁搅拌下凝固组织的形貌特征, 对比研究了铝熔体在频率 30 Hz 单、双向弱电磁搅拌无等温保温, 直接水淬凝固后的组织形貌。金相组织如图 2a、2b 所示。从图 2a、2b 可知, 两种搅拌方式下初生相呈发达的树枝晶, 枝晶分枝明显, 大小不均匀。原因在于: 初生相首先在平衡凝固过程中常以树枝状形式从合金熔体中析出, 随后在电磁搅拌 Lorentz 力的剪切作用下破碎成块状枝晶, 但熔体无等温保温, 快速凝固使枝晶在合金中得以保存。单向连续搅拌、双向连续搅拌初生相的平均等积圆直径分别为 67.5、43.6  $\mu\text{m}$ ; 平均形状因子分别为 0.45、0.59。

### 2.2 熔体双向弱电磁搅拌后等温温度对凝固组织的影响

图 3 所示为铝熔体经 30 Hz 双向弱电磁搅拌处理后, 在等温温度 580~610 °C、等温时间 7 min 作用下的金相显微组织。图 4 为初生相平均等积圆直径和形状因子的柱状图。从图 3 和图 4 可看出, 在试验等温温度范围内, 随着等温温度降低, 初生相逐渐细化球化, 超过一定温度后初生相的尺寸变得粗大, 圆整度变差。等温温度 610 °C 时, 初生相的形貌如图 3a 所示。由蔷薇状晶、长棒状晶构成, 枝晶尺寸较大。平均等积圆直径为 41.2  $\mu\text{m}$ , 形状因子 0.72。当等温温度降至 600 °C 时, 合金中长条状枝晶已经消失, 蔷薇状初生相逐步向球状或者颗粒状初生相转变, 如图 3b 所示。初生相的尺寸、圆整度比 610 °C 的得到了明显改善; 平均等积圆直径为 29.4  $\mu\text{m}$ , 形状因子 0.86。当等温温度进一步降至 590 °C 时, 在较大的过冷度条件下初生相的长大速率增大, 颗粒状和球状初生相逐渐粗化并转变为长棒状(见图 3c)。平均等积圆直径

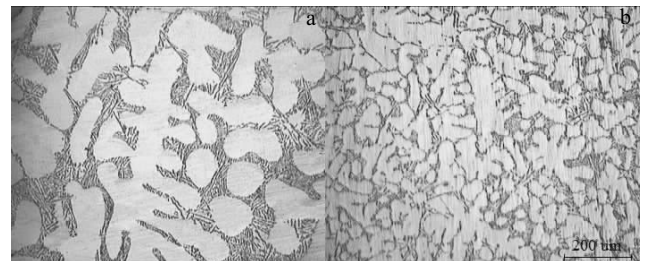


图 2 磁场频率 30 Hz 单、双向弱电磁搅拌无等温热处理条件下半固态 A356 合金初生相的形貌

Fig.2 Morphology of primary phase in semisolid A356 alloy by one way (a) or two-way (b) slightly electromagnetic stirring at 30 Hz without isothermal heat treatment

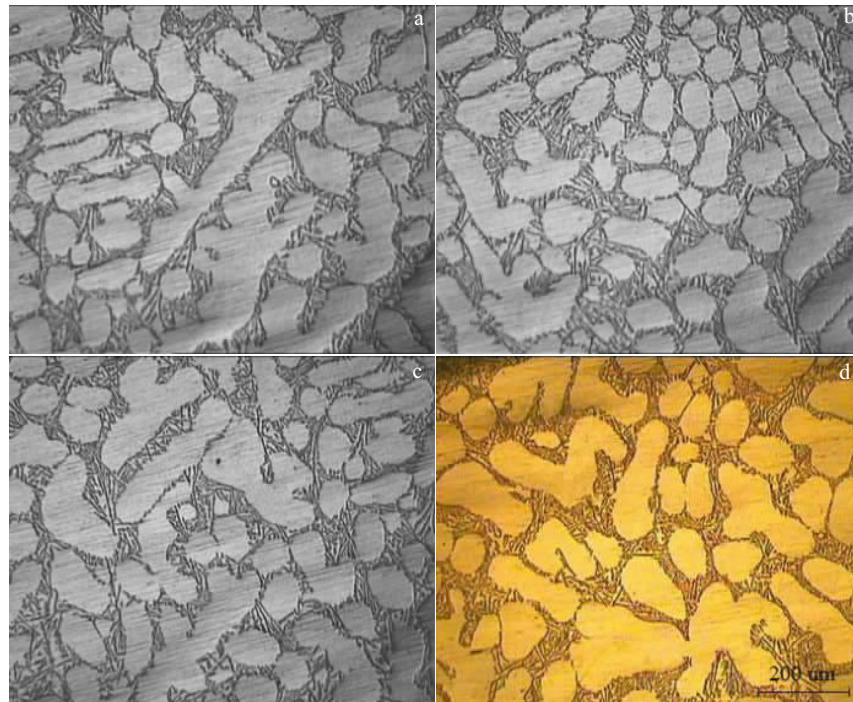


图 3 磁场频率 30 Hz 双向弱电磁搅拌作用下等温温度对半固态 A356 合金初生相形貌的影响

Fig.3 Effect of isothermal temperature on the morphology of semisolid A356 alloy by two-way slightly electromagnetic stirring at 30 Hz: (a) 610 °C, (b) 600 °C, (c) 590 °C, and (d) 580 °C

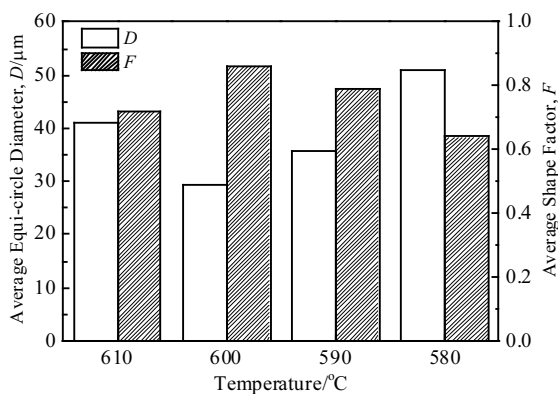


图 4 磁场频率 30 Hz 双向弱电磁搅拌不同等温温度下半固态 A356 铝合金初生相的平均等积圆直径和形状因子

Fig.4 Average equi-circle diameter and shape factor of the primary phase of semisolid A356 aluminum alloy by two-way slightly electromagnetic stirring at 30 Hz with different isothermal temperatures

增至 35.6 μm, 形状因子为 0.79。等温温度降至 580 °C 时, 在大过冷度条件下初生相的晶核数目明显增多, 稳定形核所需的形核功和临界晶核半径减小, 生长速度加快, 从而导致初生相的形貌呈长条状, 并且枝晶

的二次枝晶臂清晰可见 (见图 3d)。平均等积圆直径增至 50.8 μm, 形状因子降至 0.64。

图 3 中初生相的形貌随着等温温度递减变化时, 形貌由初始的发达树枝状逐渐演化为尺寸细小、规则圆整的球状。初生相的尺寸和形貌变化过程可分为 3 个阶段: (1) 熔体温度高于 600 °C 的降温阶段, 初生相尺寸逐渐减小, 圆整度提升。温度降至 600 °C 时, 初生相尺寸达到最小, 形貌以球状为主; (2) 等温温度从 600 °C 降至 590 °C 阶段, 初生相尺寸略有增加, 增幅不大, 形态有向枝晶演化的趋势; (3) 等温温度 590 °C 降至 580 °C 阶段, 初生相尺寸出现了明显的增大现象, 形貌向树枝状转变。从上述初生相的尺寸和形貌在 3 个阶段的变化规律可知, 合金熔体在等温保温过程中, 存在一个适宜的等温温度, 等温温度过高或过低都不利于获取细小的球状初生相。在本试验等温温度范围内, 600 °C 是适宜的等温温度, 获得了非枝晶组织。

### 2.3 熔体双向弱电磁搅拌后等温时间对凝固组织的影响

结合图 3 不同等温温度下凝固组织形貌演化规律, 可知 30 Hz 双向弱电磁搅拌、等温温度 600 °C 处理下初生相为球状形貌。等温时间作为一个重要的凝固工艺参数, 也是影响凝固组织形貌的重要因素。等

温时间的长短对于电磁搅拌凝固体系中热量传递、质量传输和溶质原子的扩散迁移都具有显著的影响,进而影响初生相的尺寸和形貌。为此,试验在 600 °C 这一适宜等温参数基础上,进一步探讨等温时间对凝固组织形貌的影响。图 5 为等温时间对合金凝固组织形貌的影响。图 6 是不同等温保温时间下初生相的平均等积圆直径和形状因子。结合图 5 和图 6 可知,初生相的尺寸和形态在不同时间等温保温作用下呈现出明显的差异,随着等温时间延长,初生相的尺寸先减小后增大。在短时(3 min)等温保温条件下初生相枝晶分支显著,一次、二次枝晶臂突出,尺寸粗大,形态呈长条状(见图 5a)。平均等积圆直径为 42.7 μm,形状因子 0.60。当延长等温时间至 7 min 时,树枝状初生相在 Ostwald 机制作用下逐渐向球状演化。长条状初生相转变为颗粒状和球状(见图 5b)。平均等积圆直径降至 36.3 μm,形状因子增至 0.76。当等温时间为 11 min 时,为了维持电磁搅拌凝固系统的能量稳定,细小的颗粒状或球状初生相在减小界面能的驱动力作用下,倾向合并长大形成粗大的颗粒状或长条状,甚至出现树枝状初生相(见图 5c)。平均等积圆直径增至 48.8 μm,形状因子减小为 0.66。图 5d 为等温时间为 15 min 的凝固组织。此时初生相合并生长的趋势进一步加剧,出现粗化现象,形成了发达树枝晶。平均等积圆直径达到 61.3 μm,形状因子进一步降至 0.53。

从图 5 初生相形貌变化规律可看出,合理的等温保温时间是制备优质半固态浆料的重要凝固工艺参数。等温时间过长,初生相合并粗化生长,形成粗大的树枝晶;等温时间过短,初生相尺寸亦同样较大,得到发达枝晶。现从初生相的球化过程和温度场两个方面来解析适宜等温保温时间对初生相形貌的作用原理。在初生相的球化过程中,原子充分扩散迁移需要一定的时间来完成,且只有在合适的等温保温时间作用下,才能够使凝固体系温度场变得均匀。因此,从各等温时间下初生相形貌可知,在试验等温时间范围内,7 min 是合适的等温时间。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 单、双向弱电磁搅拌无等温处理下熔体中初生相的细化机制

电磁场作用下合金熔体与磁场间交互作用使其内部产生较大的电磁搅拌力,进而对熔体的流动状态(如形成紊流、混沌对流)、凝固形核的动力学和热力学条件以及晶粒后续的长大行为等产生显著影响<sup>[19]</sup>。因此,基于这一理论实际,研究表明<sup>[20-22]</sup>合金熔体施加单向电磁搅拌时能够获得尺寸较为细小、形貌圆整的

半固态初生相,并对其细化机制进行了探讨。主要观点认为<sup>[23]</sup>:电磁场是通过使熔体受到 Lorentz 力的作用,并迫使凝固初期形成的发达树枝晶破碎,从而得到大量尺寸细小的枝晶碎块,可作为形核质点促进形核。并且,电磁搅拌也可促使合金熔体形成强制对流或混沌对流<sup>[17]</sup>,加快合金凝固体系的传质传热,从而抑制了初生相的长大过程。然而对于双向弱电磁搅拌条件下初生相的细化机制还有待探明。本试验通过对铝熔体施加单、双向弱电磁搅拌且无等温保温处理,组织形貌见图 2a、2b 所示,虽组织中存在部分枝晶碎块,初生相的尺寸和圆整度还未达到最佳状态。但经过后续等温保温处理,获得了满足半固态成形要求的凝固组织,见图 3b 所示。另外,从图 2a、2b 中可知双向弱电磁搅拌时初生相的形貌与单向弱电磁搅拌存在差异,主要原因在于<sup>[7]</sup>:一方面,单向搅拌时熔体随磁场同向运动,相对运动趋势较小。熔体的流动方式主要由铸型中心较为平缓的层流和边缘区域电磁力诱导的紊流构成。溶质的扩散迁移路径为沿着流体的流线或者流面,紊流程度较弱、溶质以及热量的交换速率小。然而双向搅拌时磁场和熔体间剧烈的相对运动,使得初生相之间碰撞剪切几率增大,加大了初生相的破碎概率。另一方面,双向弱电磁搅拌时熔体的流动状态,因电磁搅拌力周期性变化的缘故表现为整体性紊流,层流基本消失,使得溶质的扩散和分布变得更加均匀<sup>[24]</sup>。特别是当凝固系统处于紊流状态时,熔体则处于混沌态,可实现铸型内部不同尺度流体间物质和能量的传递,凝固系统的能量在宏观上表现为均一化<sup>[25]</sup>。此外,流体运动形式的混沌态增强了流体宏观运动携带热量的能力以及强化了流体间的传热。因此,促进了凝固组织的细化。

#### 3.2 熔体双向弱电磁搅拌后等温温度对初生相形貌演化的作用机制

半固态浆料制备过程中,合金浆料组织球状化的首要条件是熔体中结晶核心的增加<sup>[26]</sup>,晶核数目增加对于其自身的形核和长大过程势必会产生一定的影响。半固态等温保温参数(如等温温度、等温时间)通过影响合金凝固体系中初生相的形核热力学和动力学条件,从而制约结晶核心的数目。因此,对不同等温温度、等温时间下初生相形貌演化机制的作用原理展开分析与讨论,有利于调控等温保温工艺条件下初生相的形貌和数目,从而制备出优质的半固态浆料。图 3 所示初生相尺寸随不同等温温度从 610 °C 逐步降至 580 °C 时,呈现明显的变化规律:形貌由树枝状向球状转变。根据金属凝固体系中溶质原子的扩散系数与温度之间的关系<sup>[27]</sup>:溶质原子的扩散系数随着温度的

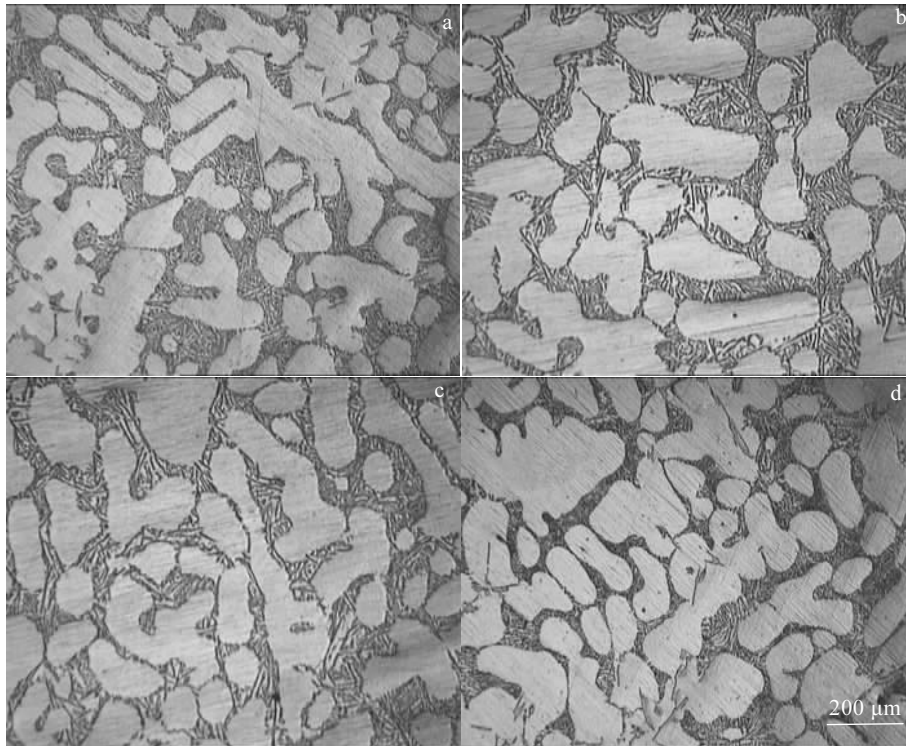


图 5 磁场频率 30 Hz 双向弱电磁搅拌作用下等温时间对半固态 A356 合金初生相形貌的影响

Fig.5 Effect of isothermal time on the morphology of semisolid A356 alloy by two-way slightly electromagnetic stirring at 30 Hz: (a) 3 min, (b) 7 min, (c) 11 min, and (d) 15 min

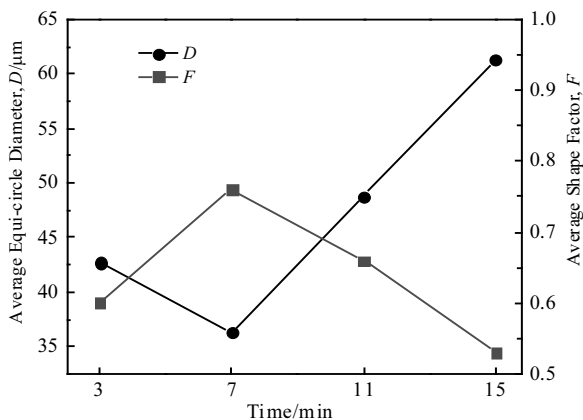


图 6 磁场频率 30 Hz 双向弱电磁搅拌不同等温时间下半固态 A356 铝合金初生相的平均等积圆直径和形状因子

Fig.6 Average equi-circle diameter and shape factor of the primary phase of semisolid A356 aluminum alloy by two-way slightly electromagnetic stirring at 30 Hz with different isothermal time

增大呈指数增大。可知当等温温度较高(610 °C)时,溶质原子的扩散能力增强,有利于初生相大量形核。但是,若熔体的温度高,则凝固体系的过冷度小并且在

高温下细小的初生相可能发生重熔。此外,凝固理论表明<sup>[28]</sup>,过冷度是影响晶粒形核率的重要因素,其大小由形核功因子和原子扩散几率因子共同决定。当熔体处于高温时,虽溶质原子的扩散能力强,但由于过冷度低,无法为初生相的形核提供动力学条件。因此,高温等温保温时初生相的形貌为图 3a 所示的蔷薇状、长棒状和树枝状。当等温温度降至 600 °C 时,初生相的形核功因子和溶质原子扩散因子达到合理的匹配,形核率较大,细小初生相重熔现象得到了有效控制。此时初生相由长条晶、发达枝晶转变为颗粒状或球状,如图 3b 所示。进一步降温至 590 °C 时,熔体的过冷度进一步增大,球状初生相稳定形核所需的形核功和临界晶核半径减小,有利于初生相的形核过程。但是,过冷度大即意味着熔体的温度处于液相线以下,低温使得溶质原子的扩散、迁移困难,进而影响合金的凝固行为。在此温度下扩散因子较形核功因子在控制初生相的形核率中占据了主导作用,初生相形核困难。因此,初生相的形貌如图 3c 所示的颗粒状、长棒状。当等温温度进一步降至 580 °C 时,在初生相的形核率中扩散因子占据主导作用的趋势进一步增强,初生相形貌如图 3d 所示的树枝状、长棒状;尺寸粗大、圆整度差。另外,其中的原因可能是半固态 A356 熔体是

一种高粘性的流体介质,依据流体粘度与温度之间的关系:温度高,粘度小;温度低,粘度大。当等温温度 580 °C 时,熔体处于过冷状态,粘度增大,双向弱电磁搅拌力对熔体的搅拌作用效果较弱,熔体流动性小,对枝晶的破碎和冲刷作用衰减。此外,在温度场方面,由于熔体粘度增大,导致熔体在电磁力搅拌作用下诱导的强制对流程度也减弱,熔体对流不充分,热量传递的速率减小;浆料内部存在温度梯度,导致初生相呈发达树枝状。

### 3.3 熔体双向弱电磁搅拌后等温时间对初生相形貌演化的作用机制

图 5 所示合金熔体在不同的等温时间作用下可获得形貌不同的初生相,说明等温时间与初生相的形貌有着密切的关联性。当等温时间较短时,熔体在半固态温度区间短暂停留后快速水淬处理,导致凝固体系中存在温度起伏和结构起伏,为初生相向树枝状生长创造了条件。此外,经低过热度浇注的合金熔体在短时等温处理后其内部各处温度和浓度不均匀,存在温度梯度以及浓度梯度;固液界面前沿合金元素分布不均匀,导致界面前沿形成了较大的成分过冷。因此,短暂等温保温后,合金中初生相的形貌如图 5a 所示的树枝状。合适的等温时间可使熔体内部温度梯度和浓度梯度减小,促进熔体内部各处的温度差和浓度差趋近于零。另外,从半固态初生相完成球化过程所需时间来分析等温时间对其形貌演化的作用机理,可知初生相的球化过程难以在瞬时完成,需要多种影响因素共同合理的配合。且只有在适宜的等温时间作用下,初生相才能够有效的完成球化过程。此外,当合金熔体等温保温处于无对流或者弱对流情况下,初生相的尺寸随时间演化的粗化公式为<sup>[29]</sup>:

$$d_t^3 = d_0^3 + k_0 t \quad (1)$$

式(1)中,  $d_t$  为固相颗粒  $t$  时刻的平均直径;  $d_0$  为固相颗粒球化初始时刻的平均直径;  $k_0$  为与合金物性相关的速率常数。从上式可知,随等温时间的延长,固相颗粒的平均尺寸增大。因此,合理的控制等温时间对于调控初生相的尺寸十分必要。经 7 min 等温保温,初生相尺寸既不会过大(等积圆直径为 36.3  $\mu\text{m}$ ),形核过程中形核率的两个控制因素又能够合理的匹配。因此,在这一等温时间参数下初生相形貌如图 5b 所示的颗粒状、球状。若等温时间过长(如 15 min),初生相在适宜的等温时间内形成球状后其平均尺寸依然保持长大趋势。因此,初生相出现了合并长大现象,形成粗大的树枝晶。此外,过长的等温时间也将使其发生 Ostwald 熟化<sup>[30]</sup>:小尺寸初生相熔化消失,大尺寸初生相粗化形成更大的晶粒,促使其形成如图 5d 所示的发达树枝晶。

## 4 结 论

1) 结合双向弱电磁搅拌以及等温保温技术,形成了双向弱电磁搅拌+熔体等温保温复合工艺,应用该工艺制备出了初生相尺寸细小、形貌圆整的半固态合金浆料。

2) 制备晶粒尺寸细小(29.4  $\mu\text{m}$ )、形貌圆整(0.86)的半固态铝合金初生相的主要技术参数为:630 °C 低过热度浇注,30 Hz 双向低频短时交替弱电磁搅拌以及适宜的等温保温处理。

3) 在该复合工艺中,等温保温温度与时间是影响半固态初生相的重要因素。随着等温温度的升高、等温时间的延长,初生相的尺寸逐渐细化,其形貌由树枝状向球状转变。等温保温过程中等温温度和时间存在阈值。超过阈值,初生相粗化。在本试验范围内,合适的等温保温温度和时间是 600 °C 和 7 min。

### 参考文献 References

- [1] Mao W M, Bai Y L, Tang G X. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 22(4): 447
- [2] Gerald T P, Kumar P, Lakshmi H *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(S3): 774
- [3] Zhang Xiaoli(张小立), Xie Shuisheng(谢水生), Li Tingju(李廷举) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(5): 915
- [4] Liu Jing(刘静), Wang Ping(王平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 862
- [5] Li Wei(李微), Zhao Junwen(赵君文), Luo Qinglai(罗庆来) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2664
- [6] Wang Haijun(王海军), Xu Jun(徐骏), Zhang Zhifeng(张志峰) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(4): 723
- [7] Feng Pengfa(冯鹏发), Tang Jingli(唐靖林), Li Shuangshou(李双寿) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(1): 14
- [8] Zhang Qi(张琦), Cao Miao(曹苗), Cai Jin(蔡进) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(8): 1974
- [9] Guo Hongmin(郭洪民), Yang Xiangjie(杨湘杰), Luo Xuequan(罗学泉) *et al. Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(12): 2106
- [10] Nourouzi S, Baseri H, Kolahdooz A *et al. Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2013, 27(12): 3869
- [11] Gencalp S, Saklakoglu N. *Arabian Journal for Science and Engineering*[J], 2012, 37(8): 2255

- [12] Guan R G, Zhao Z Y, Li Y D *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 229: 514
- [13] Yang Xiaorong(杨小容), Mao Weimin(毛卫民), Gao Chong(高冲). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2009, 19(5): 869
- [14] Sukhram M, Argyropoulos S A. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2014, 45B: 1723
- [15] Liu Zheng(刘政), Xu Lina(徐丽娜), Yu Zhaofu(余昭福) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(6): 698
- [16] Liu Zheng(刘政), Zhou Xiangyu(周翔宇). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(1): 49
- [17] Liu Zheng(刘政), Zhang Jiayi(张嘉艺), Luo Haolin(罗浩林) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 52(2): 177
- [18] Liu Zheng(刘政), Chen Qingchun(谌庆春), Guo Song(郭颂) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 859
- [19] Kanga C G, Baeb J W, Kima B M. *Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2007, 187-188(12): 344
- [20] Bai Y L, Xu J, Zhang Z F *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(5): 1104
- [21] Liu Z, Mao W M, Zhao Z D. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2006, 16(1): 71
- [22] Dwivedi P S, Sharma S, Mishra R K. *Procedia Materials Science*[J], 2014, 6(10): 1524
- [23] Gao Zhongtang(高中堂), Hu Rui(胡锐), Wang Jun(王军) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(12): 1471
- [24] Liu Dongmin(刘东明), Zhao Jiuzhou(赵九洲), Ye Hengqiang(叶恒强). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2003, 39(4): 375
- [25] Liu Zheng(刘政), Zhang Jiayi(张嘉艺), Yu Zhaofu(余昭福). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(11): 3026
- [26] Wang Shuncheng(王顺成), Wen Jinglin(温景林), Zhou Tianguo(周天国) *et al.* *Journal of Materials Science and Engineering*(材料科学与工程)[J], 2005, 23(1): 15
- [27] Hu Gengxiang(胡赓祥), Cai Xun(蔡珣), Long Yonghua(戎咏华). *Foundations of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 2000: 150
- [28] Gao Yimin(高义民). *Metal Solidification Principle*(金属凝固原理)[M]. Xi'an: Xi'an Jiao tong University Press, 2010: 30
- [29] Zhu G L, Xu J, Zhang Z F *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(S2): 868
- [30] Philippe T, Voorhees P W. *Acta Material*[J], 2013, 61(11): 4237

## Two-Way Slightly Electron Magnetic Stirring and Isothermal Treatment of A356 Aluminum Alloy Semi-solid Slurry

Liu Zheng, Chen Tao, Chen Zhiping, Liu Xiaomei

(Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China)

**Abstract:** A new technology combining slightly electromagnetic stirring and melt isothermal holding technology was formed: Two-way slightly electromagnetic stirring and isothermal holding. The effects of the isothermal holding temperature from 580 to 610 °C and the isothermal holding time from 3 to 15 min on the evolution of solidification microstructure were researched. The results indicate that under different isothermal heat treatment parameters, as the temperature increases and time extends, the size of the primary grains is gradually refined and spheroidized. However, the threshold value of the isothermal holding temperature and time could be found, so the grains become coarse above the threshold value. By comparing the microstructure of the grain, it is found that the proper parameters are the isothermal holding temperature of 600 °C and the isothermal holding time of 7 min, when the average equal-area circle diameter and average shape factor of the primary phase are 29.4 μm and 0.86, respectively. Therefore, the temperature and time are the reasonably-matched melt isothermal holding process parameters for the semisolid A356 aluminum alloy in the composite process. The qualified semisolid aluminum alloy slurry could be prepared by the new composite process.

**Key words:** semisolid; A356 aluminum alloy; two-way slightly electromagnetic stirring; isothermal holding; solidified microstructure

Corresponding author: Liu Zheng, Ph. D., Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, P. R. China, Tel: 0086-797-8312137, E-mail: liukk66@163.com