

# 分级电磁搅拌对半固态 A356 铝合金凝固组织的影响

张课微, 刘 政, 洪 鑫, 唐景洪

(江西理工大学机电工程学院, 江西赣州 341000)

**摘要:** 运用Maxwell计算了分级电磁搅拌下半固态A356铝合金熔体中磁场强度和电磁力的分布与大小, 研究了电磁场分布规律以及电磁场对熔体中初生 $\alpha$ 相形貌演变的影响。结果表明: 磁场强度和电磁力由合金熔体中部依次向外递增且前者表现出中间小边缘大的现象, 电磁频率和电流强度皆影响合金熔体中电磁力的大小, 前者影响程度小于后者, 且电流强度的改变可更好地调控熔体初生相的形貌。试验研究结果也表明, 应用分级电磁搅拌制备半固态A356合金浆料是可行的且分级搅拌诱发了合金熔体凝固系统的混沌对流, A356铝合金熔体于630 °C浇注, 并在分级电磁搅拌频率为30 Hz条件下搅拌5 s, 20 Hz条件下搅拌10 s, 电流强度5 A, 并在590 °C保温15 min, 此制备工艺下可获得较为细小的初生相组织, 组织形貌最佳。

**关键词:** 半固态A356铝合金; 初生 $\alpha$ 相; 分级电磁搅拌; 电磁场

## 作者简介:

张课微(1995-), 男, 硕士, 主要研究方向为先进制造技术。E-mail: 1327719585@qq.com

## 通讯作者:

刘政, 男, 教授, 博士。电话: 0797-8312137; E-mail: liukk66@163.com

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2021)

06-0687-08

## 基金项目:

国家自然科学基金项目(51361012 和 51864020); 江西省自然科学基金项目(2014bab206012)。

## 收稿日期:

2021-01-18 收到初稿,  
2021-03-02 收到修订稿。

半固态合金加工技术的前提是需获得具有一定形核率的半固态浆料, 其中形核率占比的多少对合金微观组织及其材料宏观性能起着重要的影响<sup>[1-5]</sup>。电磁搅拌法是获取半固态浆料的重要加工方式, 它的参数易控制、污染小等优点受到了广泛的应用<sup>[6]</sup>。许多研究学者进行了大量的研究并获得了重要的成果<sup>[7-11]</sup>。Chowdhury<sup>[12]</sup>建立了基于连续介质的综合数学模型, 分析了电磁搅拌下半固态浆料凝固过程中的动量、热量和溶质运输的现象, 在无论是否考虑浮力的情况下电磁搅拌皆可发生搅拌效果, 并随着合金熔体固相增加, 搅拌效果逐渐消失, 发现实验结论和模拟结果具有一致性, 验证了数值模拟的可行性。陶文琰<sup>[13]</sup>等建立多场单向耦合模型和半固态凝固模型, 其模拟结果表明, 搅拌频率和搅拌电流增加时会使电磁场增大且分布不均匀, 同时造成浆料流速迅速增大且分布不均匀, 并获得了合适工艺参数。目前有关电磁搅拌法制备半固态合金浆料的大部分研究内容主要集中于传统的连续搅拌。先前的研究表明<sup>[14]</sup>分级电磁搅拌条件下ZL203合金的细化效果比传统的连续搅拌更加具有优势, 可根据合金熔体不同的凝固周期进行频率和时间的调整, 从而达到细化晶粒的效果。但分级电磁搅拌作用于半固态A356铝合金熔体中的磁场特性、熔体流动规律及其对半固态合金凝固组织的影响等研究鲜有报道。

本文将应用数值模拟技术研究半固态A356铝合金在分级电磁搅拌下的磁感应强度和磁力线分布规律及其对合金熔体流动的影响, 探究其流动特征及其对半固态合金熔体初生相形貌演变的规律, 结合试验研究阐明分级电磁搅拌作用下半固态铝合金熔体中初生相演变过程所蕴含的凝固行为与工艺信息。

## 1 模拟参数的确定

试验用设备为M-EMS DGMRG-230型结晶区电磁搅拌器, 其主要参数为: 搅拌器尺寸外径560 mm, 内径288 mm和高度400 mm; 功率98 kW, 输入额定电压380 V, 电流和频率可调, 电流1~150 A, 频率1~30 Hz。试验用坩埚为圆筒形不锈钢材料, 尺寸为 $\Phi 60$  mm  $\times$  120 mm, 壁厚3 mm。

电磁搅拌方式为分级搅拌,其第一阶段的电磁频率为30 Hz,搅拌5 s,第二阶段的电磁频率为20 Hz,搅拌10 s;两个阶段的搅拌连续进行,只是在搅拌过程的某一时刻转换电磁频率,故本研究的分级搅拌表示为(30 Hz/5 s-20 Hz/10 s);电流强度分别为3 A、4 A、5 A和6 A。Maxwell仿真边界条件为真空边界条件,计算求解器为瞬态求解器,考虑搅拌时半固态铝合金熔体因电磁感应产生的电流涡流效应,空气间隙设置为2 mm。

## 2 数学模型的建立

为使计算的周期和处理数据时间合理,本文做出以下假设<sup>[15-17]</sup>:①简化电磁搅拌系统结构,搅拌器外壳、冷却水循环、线圈绝缘保护层产生的电感均不考虑;②忽略合金熔体不同温度下密度变化,也就是忽略热胀冷缩现象;③假设合金熔体为不可压缩流体,使用基于压力的求解器;④合金熔体电磁搅拌时边界不发生位移,位移速度为零;⑤只考虑多物理场的单向耦合作用,流场运动变化产生的电场不会影响电磁作用于流场的变化;⑥压力对于分子间的作用力线性相关。

半固态合金流动满足能量守恒定律、动量守恒定律和质量守恒定律,因而可获得其Maxwell方程组:

$$\nabla \cdot D = \rho \quad (1)$$

$$\nabla \times H = J + \frac{\partial D}{\partial t} \quad (2)$$

$$D = \varepsilon E \quad (3)$$

$$\nabla \cdot B = 0 \quad (4)$$

$$B = \mu H \quad (5)$$

$$\nabla \times E = \mu \frac{\partial B}{\partial t} \quad (6)$$

式中: $D$ 为电通量密度,  $C/m^2$ ;  $\rho$ 为电磁中经过合金熔体的电荷密度,  $C/m^2$ ;  $H$ 为磁场强度,  $A/m$ ;  $J$ 为电流密度,  $A/m^2$ ;  $E$ 为电场强度,  $V/m$ ;  $\nabla$ 表示拉普拉斯

算子;  $\varepsilon$ 为真空介电常数;  $B$ 为磁感应强度,  $T$ ;  $t$ 为时间,  $s$ ; “ $\cdot$ ”为散度运算符; “ $\times$ ”旋度运算符。但是通过上述方程组是无法对电磁场的大小还有分布方程进行计算的,需要借助本构方程组进行辅助求解,公式如下:

$$B = \nabla \cdot AE = -\nabla \varphi \quad (7)$$

将公式(7)带入公式(1)~(6)得洛伦兹力计算方程:

$$F = J \times B = \frac{1}{\mu} (B \cdot \nabla) B - \frac{1}{2\mu} \nabla B^2 \quad (8)$$

其产生的焦耳热为:

$$Q = J^2 \times \rho \times t \quad (9)$$

Maxwell联合Fluent-CFD仿真,耦合Navier-Stoke方程组计算如下:

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0 \quad (10)$$

$$\rho \left\{ \frac{\partial v_x}{\partial x} + u \cdot \nabla u \right\} = -\nabla p + \nabla \cdot (\mu \nabla u) + f \quad (11)$$

公式(10)中, $V_x$ 、 $V_y$ 、 $V_z$ 分别表示沿各自坐标轴的变化速度;公式(11)中 $p$ 为压力,  $\mu$ 为浆料表观粘度。标准的 $k-\varepsilon$ 湍流模型是目前为止应用最广泛地描述熔体流动的计算模型,采用Fluent中MHD源项对 $k-\varepsilon$ 湍流方程进行修正,使其结果更加反映实际熔体流动影响。

## 3 模拟结果与分析

图1为分级搅拌频率30 Hz,电流强度在3 A、4 A、5 A、6 A下搅拌时间为5 s时的磁力线分布图,也就是频率转换前磁力线的分布云图。可明显看出,5 A条件下磁力线的大小分布较为均匀,同时磁力线的最大值随着电流强度的增大而增大。电磁力由合金熔体内部向外递增,其值主要维持在0.657~0.985 wb/m。由于旋转磁场和线圈布置的原因,磁力线最大值出现在线圈的鞍部;随着磁场的旋转,其最大值也随着旋转相位

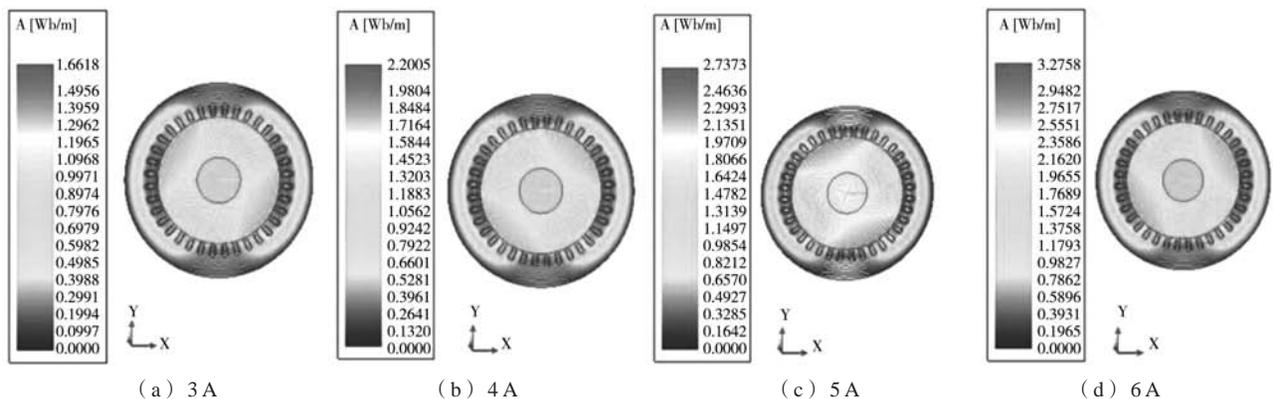


图1 30 Hz下不同电流强度搅拌5 s时的电磁力线分布云图

Fig. 1 Contour map of electromagnetic force line distribution stirred for 5 s at 30 Hz and different current intensities

的变化而变化，并呈现出一定的周期性。

图2为分级搅拌的第二阶段，以电磁频率20 Hz，电流强度在3 A、4 A、5 A和6 A下搅拌10 s时（即整个搅拌过程的第15 s）的电磁力分布图。相对于图1、图2中的电磁力数值皆有所增大，最大值与输入的电流强度几乎一致，说明此时电磁搅拌系统运作稳定，而最大值不再增加，这是由于功率一定且不能无限制增加的原因，同时也解释了为什么电流强度和电磁力线最大值保持一致。图2c可见，电磁力线集中分布在线圈周围，在15 s时其电磁力线在斜对面位置密集且数值较大，达到了5.130 8 Wb/m，由此向中部递减，穿过合金熔体的磁力线强度达到了1.539 3 Wb/m。这是由于集肤效应引起的结果，电磁力随着磁力线的方向从合金熔体内部由小变大。意味着在30 Hz搅拌5 s、20 Hz搅拌10 s电流强度为5A的电磁搅拌下，整个合金熔体受到的电磁力大小适中。

表1为分级电磁搅拌下合金熔体的磁力线分布与大小范围。由表1知，穿过合金熔体的磁力线值随着电流强度的增大而增加，在分级电磁搅拌的第一阶段（30 Hz-5 s），电流强度3 A时合金熔体磁力线值由1.097 Wb/m增至电流强度6 A时的1.376 Wb/m。在搅拌的第二阶段中（20 Hz-10 s），磁力线值也随着电流强度的增大而增加，由3 A时的0.744 Wb/m增加至6 A时的1.933 Wb/m。从图1、图2和表1中可发现整个系统磁力线的分布皆是不均匀的，但合金熔体中会存在一个相

对均匀的状态，尤其在电流强度为5A时较明显。正如表1中磁力线是否均匀所示，整个搅拌过程中电流强度为5 A时的磁力线分布相对较为均匀，引起这种现象的原因可能是集肤效应和集肤的深度的影响。

电流强度也是影响电磁搅拌效果的一个重要参数。图3为分级搅拌过程中在30 Hz条件下（第一阶段搅拌），电流强度分别为3 A、4 A、5 A和6 A搅拌5 s时磁场强度分布图。在4 A时最大值为 $7.561 \times 10^7$  A/m，磁场强度随着电流强度的增加而增大，电流强度5 A时磁场强度增加至 $9.527 \times 10^7$  A/m。从图3可看出，磁场强度最大值出现的位置每一时刻是不一样的，这是由于旋转磁场的的原因，同时磁场强度分布表现出中间小边缘大的现象。

图4为分级搅拌过程中在20 Hz条件下（第二阶段搅拌），以不同电流强度搅拌了10 s后的磁场强度的分布云图。从图4中可看出，磁场强度呈现出中间小边缘大的现象，由于旋转磁场的的原因，即使在电流强度最小的情况下，每一个时刻的相位角是不一样的。合金熔体与坩埚接触的表面，可以看到有明显的磁场强度变大的现象，在电流强度5 A时其磁场强度值达到了16 049 A/km，同理也是由于集肤效应导致这种局部接触表面磁场局部增大的现象。随着搅拌频率参数的变化，其值也会发生变化，但其值和合金熔体中部差值维持在18.75%左右。磁场强度值与图3表现的趋势一样，随着电流强度的增大磁场强度表现出增加的现象。

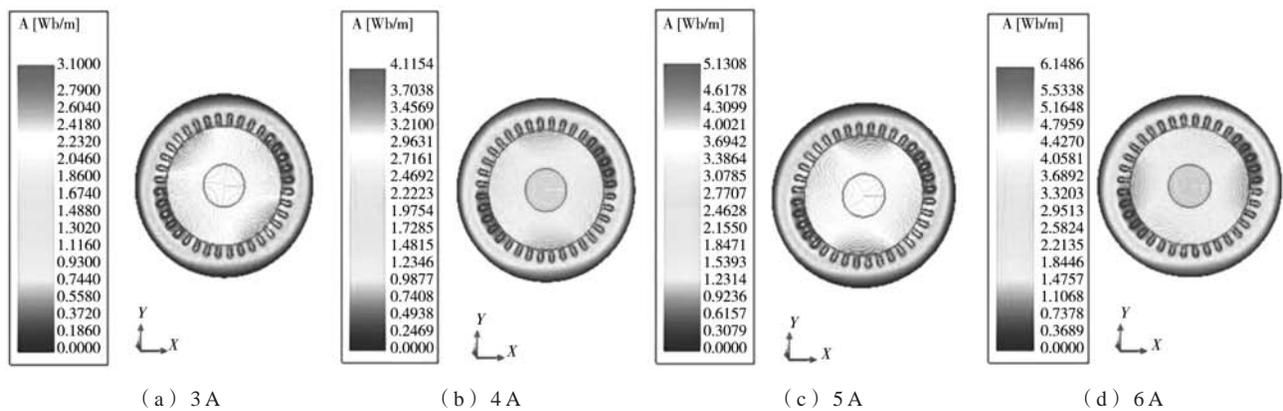


图2 20 Hz下不同电流强度搅拌10 s时的电磁力线分布云图

Fig. 2 Contour map of electromagnetic force line distribution stirred 10 s at 20 Hz and different current intensities

表1 分级电磁搅拌下磁力线(A)分布大小  
Table 1 Values of magnetic flux (A) under stepped electromagnetic stirring

电流强度	3A	4A	5A	6A
$A_1$ (30 Hz-5 s)/(Wb·m <sup>-1</sup> )	0.399~1.097	0.528~0.792	0.657~0.985	0.786~1.376
$A_2$ (20 Hz-10 s)/(Wb·m <sup>-1</sup> )	0.744~1.116	0.988~1.482	1.231~1.847	1.475~1.933
$A_1$ 是否均匀	否	否	是	否
$A_2$ 是否均匀	否	否	是	否

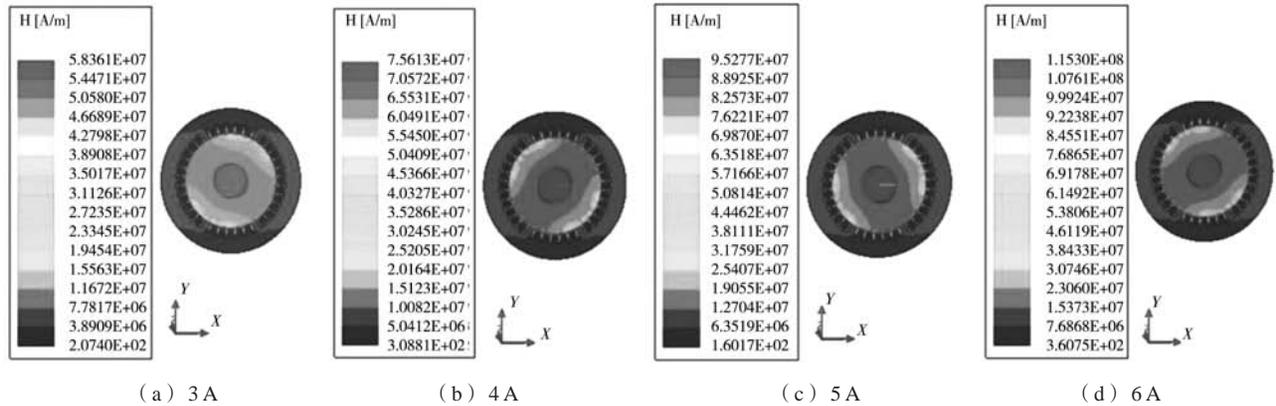


图3 分级电磁搅拌时以30 Hz和不同电流强度搅拌5 s后磁场强度分布图

Fig. 3 Distribution diagram of magnetic field intensity at 30 Hz and different current intensities for 5 s during stepped electromagnetic stirring

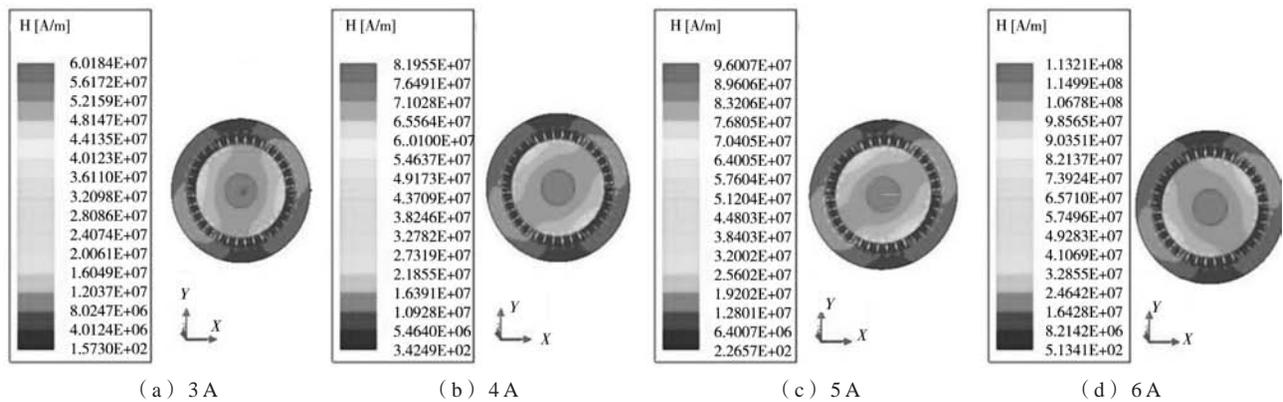


图4 分级电磁搅拌时以20 Hz和不同电流强度搅拌10 s后磁场强度分布云图

Fig. 4 Distribution diagram of magnetic field intensity at 20 Hz and different current intensities for 10 s during stepped electromagnetic stirring

表2为分级电磁搅拌下不同磁场强度分布与其最大值的值,  $H_1$ 、 $H_2$ 分别为搅拌第一阶段和搅拌第二阶段磁场强度最大值。从搅拌第一阶段表2中得知30 Hz-5 s、电流强度3A时的磁场强度最大值为 $5.863 \times 10^7$  A/m, 磁场强度随着电流强度的增大而增大, 电流强度为6A时磁场强度值为 $1.153 \times 10^8$  A/m。搅拌第一阶段和搅拌第二阶段磁场强度都表现增大的趋势, 如在相同电流强度5A的条件下, 磁场强度由第一阶段的 $9.527 \times 10^7$  A/m增至搅拌第二阶段的 $9.600 \times 10^7$  A/m。结合图3、图4和表2不难看出磁场强度在整个搅拌过程中在合金熔体中都表现出中间小边缘大的现象, 造成这种现象的原因是由于集肤效应的存在, 合金熔体在旋转磁场中相当于导体, 由于频率增加等原因导致电流集中在导体表面

的现象。

电流强度是电磁搅拌工艺不可或缺的因素, 影响着磁感应强度和电磁力的大小, 电磁力是驱动合金流体流动的主要因素, 是半固态A356铝合金显微组织初生 $\alpha$ 相细化的驱动力。图5是分级电磁搅拌(30 Hz/5 s ~ 20 Hz/10 s)过程中不同电流强度的电磁力变化趋势图, 通过计算其时域平均值分别为 $3.48 \times 10^{-3}$  N、 $5.49 \times 10^{-3}$  N、 $9.37 \times 10^{-3}$  N、 $8.84 \times 10^{-3}$  N, 可得出电流强度为5 A时的电磁力的平均值最大, 侧面说明此条件下半固态铝合金熔体受到的平均搅拌力达到最大。不同电流强度下的电磁力值在5 ~ 10 s间表现出同刚开始搅拌的电磁力值相同的减小的现象, 可能是由于电磁搅拌系统变换频率后没有达到正常工作功率的原因。

表2 分级电磁搅拌下磁场强度( $H$ )分布大小  
Table 2 Values of magnetic field intensity during stepped electromagnetic stirring

电流强度	3A	4A	5A	6A
$H_1$ (30 Hz-5 s)/(A·m <sup>-1</sup> )	$5.863 \times 10^7$	$7.561 \times 10^7$	$9.527 \times 10^7$	$1.153 \times 10^8$
$H_2$ (20 Hz-10 s)/(A·m <sup>-1</sup> )	$6.018 \times 10^7$	$8.195 \times 10^7$	$9.600 \times 10^7$	$1.232 \times 10^8$
$H_1, H_2$ 中间小边缘大	是	是	是	是

图5中电磁力值取值为对应时刻的瞬时值,不难发现电流5 A时最大瞬时的电磁力约 $3.0 \times 10^{-3}$  N,第13 s时瞬时值达到了 $9.37 \times 10^{-3}$  N,同其他对应时刻的瞬时值相比,电磁力最大。鉴于上述的电磁力的平均值来看,5 A时合金熔体受到平均电磁力仍为最大。

## 4 试验验证过程

试验用A356铝合金材料实际成分(质量分数)经Magix(PW2424)光谱分析后如表3所示。

试验材料合金为亚共晶A356合金,具有优良的铸造性能,固液相温度区间较宽、凝固收缩体积小,符合半固态成形加工。将块状A356铝合金置于中号石墨坩埚中,石墨坩埚整体轻放置于预热温度为720℃的SG2-6-10型电偶式电热炉中将其融化。即将形成熔池时加入质量分数为50%NaCl+50%KCl的覆盖剂30 g,形成熔池扒去表面残渣(可根据实际情况重复1~2次)。祛除残渣后将炉温升至750℃,分2~3次加入 $C_2Cl_6$ 除气精炼去渣。精炼完成后静置10 min,将电阻炉温度降低至630℃,保温静置1~2 min,将合金熔体缓慢浇入至尺寸 $\Phi 60$  mm $\times$ 120 mm且预热至350℃的不锈钢圆筒形坩埚内,将其安放于电磁搅拌器中。采用低过热浇注与不同磁场(电流)强度分级搅拌复合工艺制备半固态A356铝合金浆料,通过控制连续的频率变化(降频)30~20 Hz,频率间隔10 Hz,电流强度分别为:3A、4A、5A、6A;搅拌时间控制30 Hz-5 s、20 Hz-10 s,时间总长15 s。合金熔体搅拌完成将其放入590℃保温炉内保温10~15 min,水淬脱模。

检测试样的获取是从铸锭中心部位取尺寸为10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm的立方体样块,试样主要经过在不同粒度的砂纸上完成粗磨、细磨和精磨等工艺流程。将精磨后的试样进行抛光后利用无水乙醇和0.5%(质量分数)氢氟酸水溶液进行清洗和腐蚀,最后在ZEISS Axioskop2型光学显微镜下观测其凝固组织形貌。定量对合金凝固微观组织进行分析,主要使用Image-Pro-Plus16.0软件和计算公式;平均等积圆直径( $D$ )和形状因子( $F$ ),其计算公式为:

$$F = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (12)$$

$$D = 2\left(\frac{A}{\pi}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (13)$$

式中: $A$ 为初生相的平均面积; $P$ 为初生相的平均周长; $\pi$ 为常数。 $F$ 值越趋近于1,说明晶粒圆整度越

好,越趋近于圆,也是就说晶粒组织形貌越理想。

## 5 试验结果

图6为低过热度浇注和分级电磁搅拌制备的半固态A356铝合金初生相形貌。由图6a可见,经电流强度3A的分级搅拌后,半固态A356合金的凝固组织中的初生相枝晶较粗大,二次枝晶臂较为发达,呈现出较为粗大的蔷薇状,经测量其等积圆直径为95  $\mu$ m,平均形状因子是0.25。图6b为电流强度4 A时分级搅拌的半固态A356合金凝固组织,相比较图6a,合金初生相的形貌得到了一定的改善,出现个别圆形的等轴晶体,二次枝晶臂有熔断的趋势,部分出现熔断现象,树枝状晶体依然较为明显,测量其等积圆直径为88  $\mu$ m,平均形状因子为0.39。图6c为电流强度5 A时分级搅拌的半固态A356铝合金初生相形貌。由图可明显看出,半固态A356合金基体中出现较多等轴状初生相,较图6a和b其形貌有了明显改善,不存在蔷薇状的初生相晶体,二次枝晶臂几乎不存在,初生相得到了细化,经测量其等积圆直径为84  $\mu$ m,平均形状因子为0.73。图6d为电流强度为6 A时分级搅拌的半固态A356铝合金凝固组织形貌,相对于图6a、b和c,其凝固组织出现恶化的情况,二次枝晶臂出现了“重生”现象(二次枝晶臂重新出现),棒状枝晶较为发达,圆形状晶体数目减少,等积圆直径增长至90  $\mu$ m,平均形状因子降至0.65。图7为对应条件下初生相的平均等积圆直径和平均形状因子。

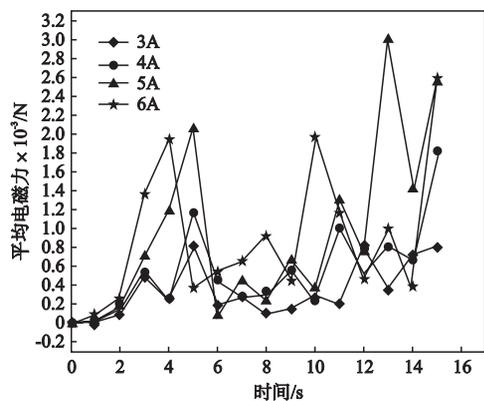


图5 分级电磁搅拌下不同电流强度的电磁力变化趋势  
Fig. 5 Change trend of electromagnetic force induced by different current intensities during stepped electromagnetic stirring

表3 试验用A356合金成分  
Table 3 Chemical composition of A356 alloy for experiment

Si	Mg	Fe	S	Mn	Zn	Ti	Zr	Al	$w_B$ /%
7.141	0.340	0.135	0.012	0.012	0.021	0.021	0.004	余量	

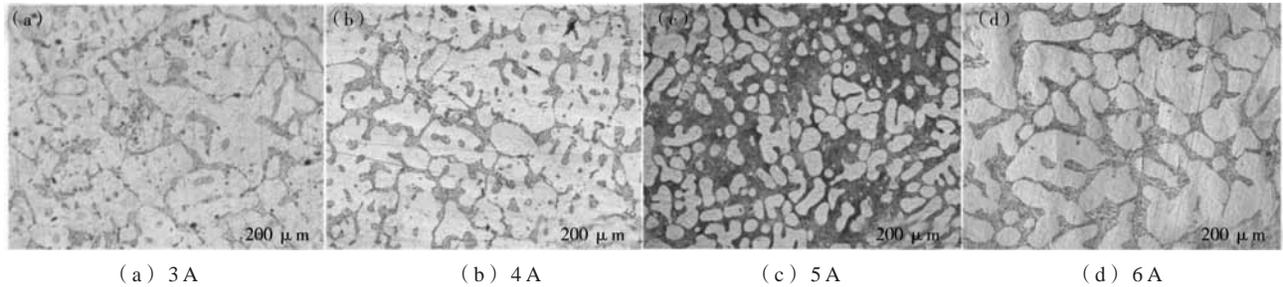


图6 分级搅拌时不同电流强度下半固态A356铝合金初生 $\alpha$ 相形貌

Fig. 6 Primary  $\alpha$ -phase morphology in semisolid A356 alloy at different current intensities during stepped electromagnetic stirring

## 6 分析与讨论

相关研究模拟计算表明<sup>[18-20]</sup>, 适当的磁场频率和电流强度能够获得理想的磁场、流场和温度场。本研究中, 模拟计算时发现在分级搅拌频率30 Hz和20 Hz、电流强度3 A、4 A、5 A、6 A, 搅拌时间15 s, 变换频率前后, 该条件下电磁力线可全部穿过合金熔体。如图1和图2所示, 电磁力线值在5 A时大小较为适中, 分布较为均匀, 表明了在该电流强度和频率变换前后下, 合金熔体受到电磁力的作用。先前的研究<sup>[7]</sup>表明, 在电磁搅拌过程中, 电流强度和电磁频率都可明显地影响合金熔体中所受到的电磁力, 其中电流强度对调控电磁力大小的作用要强于电磁频率。通过计算分级电磁搅拌不同电流强度(3 A、4 A、5 A和6 A)的电磁力时域平均值分别为 $3.48 \times 10^{-3}$  N、 $5.49 \times 10^{-3}$  N、 $9.37 \times 10^{-3}$  N、 $8.84 \times 10^{-3}$  N, 这表明在5 A电流搅拌时, 合金熔体所受到的电磁力比其他电流强度下的分别增大了169%、71%和6%。由于电磁力的大小明显高于其他条件下的, 且电磁力是细化半固态合金晶粒的主要驱动力, 因而, 在电流5 A时的分级电磁搅拌可以对半固态A356铝合金熔体产生较明显的细化效果, 该条件下获得的半固态A356合金初生相的等积圆直径和平均形状因子分别达到84  $\mu$ m和0.73, 和其他电流强度的搅拌相比, 等积圆直径分别降低了11.6%、4.5%和6.7%, 而平均形状因子分别提高了192%、87%和12%。这说明在分级电磁搅拌过程中, 半固态A356合金中初生相的等积圆直径和平均形状因子皆受电流强度的影响, 而平均形状因子对电流强度的变化更敏感。

同时计算也表明, 分级搅拌各阶段的不同电流强度下的磁感应强度呈现出中间小边缘大的现象, 电磁频率变换前后和电流强度的增大, 总体的搅拌功率增加, 熔体内产生的感应电流和磁感应强度增加, 洛伦兹力变大, 微粒间的摩擦和碰撞加剧, 但是在第二阶段中电流强度为6 A时出现下降现象。说明变换电磁频率后系统功率有限, 不能无限制增加, 半固态A356铝合金熔体内部产生的感应电流大小阈值限制了半固态A356铝合金熔体微粒运动状态的加剧<sup>[21]</sup>。电流强度

为6 A时合金初生相形貌质量出现下降, 形状因子降至0.65, 说明洛伦兹力逐渐增大不会导致合金微观组织圆整度表现出线性增加的结果, 而是存在一个最佳参数。由SPITZER的理论知<sup>[22]</sup>, 集肤深度与频率成反比, 频率越大, 集肤深度越浅, 反之亦然。熔体凝固前期由于热传递的损耗现象, 边界的温度下降的较快, 从而会从边界优先形成形核, 晶粒沿着热流的相反方向以枝晶形式生长。频率的增大导致搅拌总体功率增加集肤深度浅且集中于熔体表面, 同时电流强度的增加导致洛伦兹力的增大, 洛伦兹力就是驱动熔体流动的主要动力, 其导致熔体液相-固相之间产生剪切应力, 剪切应力超过枝晶的枝晶臂的剪切强度或是枝晶臂上的弯曲应力超过其抗弯强度时, 枝晶臂断裂。因此, 分级电磁搅拌的第一阶段以电磁频率30 Hz搅拌5 s目的是加快合金熔体边界溶质的流动和充分考虑半固态铝合金熔体凝固时的特性和充分降低集肤效应的影响。这些断裂的枝晶臂被对流带到熔体中部, 可作为初生相结晶的异质核心。随着凝固的进行, 系统热能的持续减少, 此时的洛伦兹力主要集中于剩余熔体中。如果此时继续与这种方式进行搅拌, 半固态铝合金熔体形核率并不会得到较大的改善。因此需要降低频率至

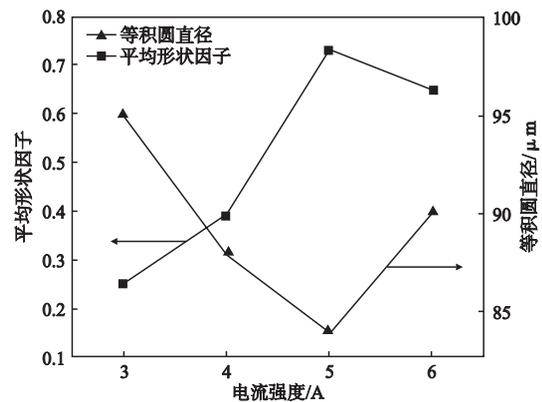


图7 分级搅拌时不同电流强度下半固态A356合金初生相平均形状因子和等积圆直径

Fig. 7 Average shape factor and equal area circle diameter of primary phase of semisolid A356 alloy at different current intensities during stepped electromagnetic stirring

20 Hz搅拌10 s,目的是加深集肤效应的集肤强度,亦是减轻集肤效应,使得磁场强度相对集中熔体中部,继续使枝晶臂熔断。此时熔体释放的结晶潜热减少,粘稠度上升,流动速度减小。此刻适当的电流强度的增加可以使搅拌区域增加,使得剩余合金熔体在凝固的中后期温度场更加均匀,从而更进一步增加合金熔体的形核率,因此需要从施加的搅拌电流中确定其合适参数。随着电流强度的增加,熔体所受电磁力也增大,初生相的形貌也发生改变,这也解释了合金熔体初生相的形状因子由0.25逐渐增加到0.39,最后增至0.73的原因。

从试验结果中可知,分级电磁搅拌条件下半固态铝合金熔体初生相凝固组织在分级搅拌频率30 Hz搅拌5 s,接着在20 Hz下搅拌10 s,电流强度为5 A时效果最佳,平均等积圆直径为84  $\mu\text{m}$ ,平均形状因子为0.73。在分级搅拌的各阶段中,合金熔体产生的电磁感应和磁场相互作用形成混沌流动现象<sup>[11, 23-24]</sup>,合金熔体在旋转磁场下三维空间中都受到洛伦兹力的作用,可将其分解为 $x$ 、 $y$ 、 $z$ 轴上的力,这三个力的合力就是混沌系统产生的主要动力。在洛伦兹力作用下合金熔体微粒之间相互碰撞、摩擦,以及熔体局部高温得以均衡化,使得粗大的二次枝晶臂熔断,棒状和蔷薇状的晶体逐渐向等轴晶体转变,第一阶段搅拌时施加适当的较高频率(30 Hz)的电磁场和适当的电流强度使得合金熔体边界溶质流动变得复杂,第二阶段变频为20 Hz搅拌后,使合金熔体流动状态变得相对稳定,温度场变得比较均匀而有利于晶核各向同步生长,最终形成球状或圆形的等轴晶体。当电流强度增大至6 A,受到离心力和集肤效应的双重作用,合金熔体微粒(溶质)发生边缘聚集。分级搅拌时由于电磁力都由合金

熔体内部向外依次递增的作用,合金中部的微粒运动状态随着边缘微粒运动状态的变化而变化,大量合金熔体微粒呈一定湍流运动使得局部温度分布变得不均匀,枝晶臂熔断不均匀,同时发生“重生”现象,从而导致半固态A356铝合金熔体初生相金相组织平均形状因子下降至0.65,平均等积圆直径增大至90  $\mu\text{m}$ 。

## 7 结论

(1) 在本研究试验范围内,应用分级电磁搅拌工艺制备半固态A356铝合金浆料是可行的;通过实验研究获得了该工艺制备半固态A356合金浆料合适的工艺参数,具体为电流强度5 A,电磁频率30 Hz搅拌5 s、然后20 Hz搅拌10 s(合计搅拌时间15 s),并在590  $^{\circ}\text{C}$ 保温15 min,可获得较为细小的初生相组织,此时其平均形状因子为0.73,平均等积圆直径84  $\mu\text{m}$ 。

(2) 分级电磁搅拌条件下,电磁频率和电流强度皆影响合金中电磁力的大小,其中电流强度的影响大于电磁频率;在制备半固态A356合金浆料时,改变电流强度可更好地调控半固态初生相的形貌。

(3) 由模拟和实验结果可知,在本分级电磁搅拌过程中,电流强度5 A时,系统混沌程度最大;随着电流强度的增加,系统由于集肤效应和感应电流的增大,会产生局部的湍流现象,造成晶粒组织圆整度降低。从细化的机理来看,分级电磁搅拌下的电磁场促进了熔体的流动,同时诱发了混沌对流现象,使合金中溶质扩散加快且更加均匀分布;随着电流强度的增加,熔体与初生相之间相对运动速度加快,结果造成晶粒破碎并得以细化,但电流强度的增加也会引起晶粒圆整度发生恶化。

### 参考文献:

- [1] BARMAN N, KUMAR P, DUTTA P. Studies on transport phenomena during solidification of an aluminum alloy in the presence of linear electromagnetic stirring [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209 (18-19): 5912-5923.
- [2] KOLAHDOOZ A, AMINIAN S. Effects of important parameters in the production of Al-A356 alloy by semi-solid forming process [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2019, 8 (1): 189-198.
- [3] BEHNAMFARD S, KHOSROSHAHI R A, BRABAZON D, et al. Study on the incorporation of ceramic nanoparticles into the semi-solid A356 melt [J]. Materials Chemistry and Physics, 2019, 230: 25-36.
- [4] LI M, LI Y D, ZHENG H Q, et al. Solidification behavior of 6061 wrought aluminum alloy during rheo-diecasting process with self-inoculation method [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28 (5): 879-889.
- [5] 陈志平, 刘政, 陈涛. 电磁搅拌半固态铝合金磁感应强度的优化 [J]. 铸造, 2017, 66 (12): 1287-1293.
- [6] STEINBACH S, RATKE L. The effect of rotating magnetic fields on the microstructure of directionally solidified Al-Si-Mg alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2005 (413-414): 200-204.
- [7] 刘政, 罗浩林, 周翔宇. 电磁搅拌作用下Ce、Yb对半固态A356合金初生 $\alpha$ 相的影响 [J]. 铸造, 2014, 63 (12): 1212-1216.
- [8] 李泽文, 刘政, 赵军超, 等. 电磁搅拌下半固态A356铝合金凝固时电磁场-流场数值模拟与实验研究 [J]. 中国有色金属学报, 2020, 30 (6): 1297-1306.
- [9] FANG, Q, NI H, ZHANG H, Et al. The effects of a submerged entry nozzle on flow and initial solidification in a continuous casting bloom mold with electromagnetic stirring [J]. Metals, 2017, 7 (4): 146-161.
- [10] 胡咏梅, 刘政. Al-5Ti-B和稀土Y复合添加对A356合金半固态凝固组织的影响 [J]. 铸造, 2011, 60 (9): 869-874.

- [11] KUMAR A, LAL S, KUMAR S. Fabrication and characterization of A359/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix composite using electromagnetic stir casting method [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2013, 2 (3): 250–254.
- [12] CHOWDHURY J, GANGULY S, CHAKRABORTY S. Numerical simulation of transport phenomena in electromagnetically stirred semi-solid materials processing [J]. *Journal of Physics D: Applied Physics* 2005, 38 (16): 2869–2880.
- [13] 刘政, 毛卫民. 复合工艺制备半固态A356铝合金浆料的研究 [J]. *铸造*, 2011, 60 (7): 623–628.
- [14] 刘政, 周翔宇. 分级电磁搅拌对半固态Al-Cu合金凝固组织的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25 (1): 49–57.
- [15] 陈兴润, 张志峰, 徐骏, 等. 电磁搅拌法制备半固态浆料过程电磁场-流场和温度场的数值模拟 [J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20 (5): 937–945.
- [16] MAURYA A, KUMAR R, JHA P K. Simulation of electromagnetic field and its effect during electromagnetic stirring in continuous casting mold [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 60: 596–607.
- [17] KANG C G, BAE J W, KIM B M. The grain size control of A356 aluminum alloy by horizontal electromagnetic stirring for rheology forging [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 187-188: 344–348.
- [18] SPENCER D B, MEHRABIAN R, FLEMINGS M C. Rheological behavior of Sn-15 pct Pb in the crystallization range [J]. *Metallurgical Transactions*, 1972, 3 (7): 1925–1932.
- [20] VERTNIK R, MRAMOR K, ŠARLER B. Solution of three-dimensional temperature and turbulent velocity field in continuously cast steel billets with electromagnetic stirring by a meshless method [J]. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 2019, 104: 347–363.
- [20] CHEN R, XU Q Y, LIU B C. Simulation of the dendrite morphology and microsegregation in solidification of Al-Cu-Mg aluminum alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2015, 28 (2): 173–181.
- [21] 刘政, 张嘉艺, 徐昭福. 电磁场作用下铝合金熔体流动的混沌特征的仿真分析 [J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25 (11): 3026–3032.
- [22] SPITZER K H, DUBKE M, SCHWEERDTFEGER K. Rotational electromagnetic stirring in continuous casting of round strands [J]. *Metallurgical Transactions B*, 1986, 17 (1): 119–131.
- [23] SHIRMOHAMMADI F, TOHIDI A. Mixing enhancement using chaos theory in fluid dynamics: Experimental and numerical study [J]. *Chemical Engineering Research and Design*, 2019, 141: 350–360.
- [24] TOHIDI A, HOSSEINALIPOUR S M, SHOKRPOUR M, et al. Heat transfer enhancement utilizing chaotic advection in coiled tube heat exchangers [J]. *Applied Thermal Engineering*, 2015, 76: 185–195.

---

## Effects of Stepped Electromagnetic Stirring on Solidification Microstructure of Semisolid A356 Alloy

ZHANG Ke-wei, LIU Zheng, HONG Xin, TANG Jing-hong

(School of Mechanical and Electrical Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, Jiangxi, China)

### Abstract:

The regularities of distribution of the electromagnetic field and influence of the stepped electromagnetic stirring on the primary  $\alpha$  phase of semisolid A356 Al alloy were researched. The distributions of magnetic field intensity and electrostatic force and their values were calculated by Maxwell. The results indicated that the magnetic field intensity and electromagnetic force increased from the centre of the melt to the outside, and the magnetic field intensity was heterogeneous distribution in the system. Both of electromagnetic frequency and current intensity had effects on the electromagnetic force in the melt of alloy, but the effect of electromagnetic frequency was less than that of the current intensity and the change of current intensity can better regulate the morphology of primary  $\alpha$  phase. The results also revealed that it was feasible for semisolid A356 alloy slurry manufactured by the stepped electromagnetic stirring, and the chaotic advection was induced by the stepped stirring in the solidification system of the melt. When the melt of A356 alloy was poured at 630 °C, and then stirred for 5 s at 30 Hz, 10 s at 20 Hz under the current intensity of 5 A, followed by thermal holding for 15 min at 590 °C, the fine primary phase with the good morphology in the semisolid A356 alloy could be obtained by the stepped electromagnetic stirring.

### Key words:

semisolid A356 alloy; primary  $\alpha$  phase; stepped electromagnetic stirring; electromagnetic field