2016年2月 February 2016

文章编号: 1004-0609(2016)02-0272-08

不同温度场下半固态铝-稀土合金 初生相形貌



张嘉艺¹,刘 政²,沈俊波²

(1. 江西理工大学 材料科学与工程学院, 赣州 341000;
 2. 江西理工大学 机电工程学院, 赣州 341000)

摘 要:利用 Fluent 软件主要研究半固态 A356 稀土合金熔体在施加电磁搅拌后的温度场分布规律以及电磁场对 半固态 A356 稀土合金熔体中初生α相形貌演变的影响。结果表明:在电磁搅拌相同时间(15 s)、不同频率下,熔 体在 40 Hz 时的温度场较 5 Hz、15 Hz 和 30 Hz 时的分布更加均匀;半固态 A356-Yb 合金熔体经 620 ℃浇注,在 电流频率 30 Hz 时搅拌 15 s,并在 590 ℃保温 10 min,初生相的平均等积圆直径为 62.3 μm,平均形状因子为 0.78, 此时,晶粒最圆整细小,组织形貌最佳。

关键词:半固态; A356 稀土合金; 电磁搅拌; 初生 α 相; 温度场分布
 中图分类号: TG249.7
 文献标志码: A

铝合金半固态加工技术是目前较为先进的高效、 接近零余量的精确成形技术。通过施加外场、添加变 质剂、调节凝固工艺参数等方式来改变或控制其凝固 过程进而对其性能进行改善。在半固态合金浆料制备 中,电磁搅拌^[1-5]是最主要的手段,归因于其非接触式 的搅拌方式,克服了机械搅拌污染金属浆料的不足, 可获得更细小均匀的等轴晶[6-9],控制也灵活方便,也 是迄今最成功的制备半固态铝合金坯料的方法。电磁 搅拌时,合金熔体受到扰动而导致熔体流动对合金元 素的传输、晶粒的生长、温度场的分布、合金最终的 组织形貌[10-12],以至于能否获得合格的半固态浆料影 响极大。以往的研究更多关注的是电磁搅拌强度对半 固态初生相形成和形貌演变的影响[3-5,9-11,13-14],很少 涉及对合金熔体温度场的影响以及对初生相形貌演变 的延伸效应。实验研究表明,施加电磁场能引起强制 对流[15],可使合金熔体内部温度场均匀化[16-19],在这 样的温度场环境下有利于晶核的形成和以等轴晶方式 生长[10]。因此,由于熔体流动状态不同(例如电磁搅拌 频率、时间和搅拌方式影响),所形成的温度场分布也 不同,有必要探究不同温度场中半固态合金初生相的 形核和形貌演变过程中隐含的信息与规律。

电磁场能在一定程度上细化半固态合金的初生 α

相、二次相及共晶组织等,但是为了保证电磁搅拌之 后的半固态合金浆料具有更合适的成形性能,通常在 制备半固态浆料时添加稀土细化剂。半固态合金熔体 受到电磁场扰动时,其中的稀土元素在熔体流动中的 扩散、分布等对合金最终的凝固组织形貌会产生极大 影响^[20]。考虑熔体流动对温度场的影响及其对半固态 组织形貌影响的研究鲜见报道。为此,本文作者将针 对电磁搅拌与稀土细化技术制备半固态合金浆料过 程,利用 Fluent 流体力学软件研究电磁结晶器的温度 场,探明其熔体不同部位的温度分布情况以及对合金 凝固组织形貌的影响。

1 Fluent 模拟

将盛装铝熔液的结晶容器(坩埚)简画成圆柱体(半 径为3cm、高为12cm),所研究的电磁场内的流体为 A356铝熔液,其液态密度为2630kg/m³,动力黏度为 1.2×10⁻⁵kg/m,热导系数为161W/m,比热为880 J/kg;而该合金的液相线温度与固相线温度分别为 615.6℃(888.6K)和576.1℃(849.1K)。电磁场为交变 场,其电磁场频率分别设置为5Hz、15Hz、30Hz

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51144009,51361012);江西省自然科学基金资助项目(20142bab206012);江西省教育厅科技项目(GJJ14407) 收稿日期:2015-07-13;修订日期:2015-12-10

通信作者:刘 政,教授,博士;电话: 0797-8312428; E-mail: liukk66@163.com

和 40 Hz,搅拌时间均为 15 s。熔体浇注初始温度参数设置为 620 ℃(即 893 K)。选用标准 *k-e* 湍流模型。磁场强度通过加载 MHD 磁场模块导入,已知磁场强度公式为 *H=NI/L*_e(其中 *N* 为线圈匝数(实验所用为 3 个对极的电磁搅拌器,匝数为 9);*I* 为电流强度;*L*_e 为样品有效磁路长度(横截面直径为 6 cm)),可知磁场频率不同,励磁电流也不同,在频率为 5Hz 时,电流强度 *I=*0.425 A,磁场强度 *H=*63.75 A/m;频率为 15 Hz 时,磁场强度 *H=*191.25 A/m;频率为 30 Hz 时,磁场强度 *H=*191.25 A/m;频率为 30 Hz 时,磁场强度 *H=*382.8 A/m。可知,随着磁场频率增加,磁场强度 *U*电随着增加。壁面采用黏性流动壁面 Wall 界面来模拟其滑移壁面,其动量方程、湍动能方程和湍动能耗散率均采用二阶迎风差分格式和 SIMPLEC 算法。

1.1 模拟计算

众所周知,流体的运动一般要遵循 3 个基本守恒 原则:质量守恒定律、动量守恒定律、能量守恒定律。 当铝合金熔体在电磁搅拌器受到 Lorentz 力搅拌时, 铝合金熔体受电磁力的搅拌而发生运动。假设熔体流 动是不可压缩流动,且在电磁搅拌器内为非定常流动。 不可压缩流体连续性方程为

$$\frac{\partial v_x}{\partial x} + \frac{\partial v_y}{\partial y} + \frac{\partial v_z}{\partial z} = 0$$
(1)

式中: *v_x、v_y、v_z*沿各自坐标轴的变化相互约束,不可 压缩流体在流动过程中虽有变化但是体积不变。

标准的 k-- a 湍流模型适用范围广,计算量合适, 有相当的精确度和数据积累,是个半经验公式。其湍 流能式为

$$\rho \frac{\partial k}{\partial \tau} + \rho(\overline{\nu}, \nabla)k = \nabla \cdot \left[\left(\mu + \frac{\mu_{\tau}}{\sigma_k} \right) \nabla k \right] + G_k - G_b - \rho \varepsilon - \varepsilon_m^k$$
(2)

$$\rho \frac{\partial \varepsilon}{\partial \tau} + \rho(\overline{\nu}, \nabla)\varepsilon = \nabla \cdot \left[\left(\mu + \frac{\mu_{\tau}}{\sigma_{\varepsilon}} \right) \nabla \varepsilon \right] + C_{1s} \frac{s}{k} (G_k + G_{3s}G_b) - C_{2s} \rho \frac{s^2}{k} - \varepsilon_m^{\tau}$$
(3)

式中: G_k 表示速度梯度引起的湍动能; G_b 表示浮力引起的湍动能; C_{1s} 、 C_{2s} 和 C_{3s} 是常数; s为常数; k为湍动能; σ_k 和 σ_c 分别是 k 方程和 ε 方程的 Prandtl 数; μ_r 为湍流黏性系数。

为研究电磁场中流体运动首先运用电磁方程理 论,麦克斯韦总结出的电磁场运动数学表达式,其 Maxwell 方程组为

$$\nabla \cdot \overline{D} = \rho \tag{4}$$

$$\nabla \cdot \overline{B} = 0 \tag{5}$$

$$\nabla \cdot \overline{E} = \frac{\partial \overline{B}}{\partial \tau} \tag{6}$$

$$\nabla \cdot \overline{H} = \overline{J} + \frac{\partial \overline{D}}{\partial \tau} \tag{7}$$

式中: \overline{D} 、 ρ 、 \overline{B} 、 \overline{E} 、 \overline{H} 和 \overline{J} 和分别表示电位移 矢量、电荷密度、磁感应强度、电场强度、磁场强度 和电流密度。

采用 MHD 模块导入磁场, KITAMURA 等^[21]给出 MHD 流体的 $k-\varepsilon$ 方程源项: $\frac{C_1 \sigma B_0^2 k}{\rho}$; $\frac{C_2 \sigma B_0^2 k}{\rho}$ 。其 中,相应的经验常数分别为 $C_1=1.44$ 和 $C_2=1.92$ 。

采用 MHD 源项对 k-- a 湍流方程进行修正,使其 能充分湍流流动的影响,对于不可压缩流体充分考虑 其表面情况应用条件,更加合理地模拟流体在电磁场 中流动。

1.2 温度场模拟

根据所建立的模型,模拟计算了不同电磁场频率 (5 Hz、15 Hz、30 Hz 和 40 Hz)作用下搅拌终了时铝合 金熔体中的温度场分布情况,其结果如图 1 所示。

由图1中可以看出,当电磁搅拌频率为5Hz时, 只有表面少部分熔体的温度处于浇注温度 893 K(见图 1(a1)), 且温度降低幅度大, 熔液内部大部分的温度都 比浇注温度低(见图 1(b1)),而且位于结晶器底部的铝 合金熔体的温度大致在 860 K 左右(见图 1(c1)),已进 入固液两相区。当电磁搅拌频率为15 Hz时,大部分 处于结晶器表面的熔体温度均在 870 K 左右, 且均匀 分布,只有处于边缘部位极少熔体的温度接近于浇注 温度(见图 1(a2)), 而处于结晶器内部的熔体温度比结 晶器表面的熔体温度降低快(见图 1(b2)),处于结晶器 底部的少部分熔体的温度在 830 K 左右, 处于固液相 共存状态。当搅拌频率为 30 Hz 时,由于搅拌频率较 高且搅拌功率较大,处于结晶器表面的熔体温度分布 较均匀约为 850 K(见图 1(a3)), 靠近结晶器壁的熔体 温度比结晶器中部的熔体温度高(见图 1(b3)),而位于 结晶器底部的熔体比结晶器表面和结晶器内部的熔体 温度降低快且分布均匀(见图 1(c3))。当电磁搅拌频率 增大到 40 Hz 时,模型侧面即结晶器壁的温度已趋于 均匀为 870 K 左右,此时比其他 3 个搅拌频率温度场 更为均匀化(见图 1(a4)~1(c4))。



图1 不同磁场频率时铝合金熔体的温度场分布

Fig. 1 Temperature field distribution of alloy melt at different frequencies: (a1), (b1), (c1) 5 Hz; (a2), (b2), (c2) 15 Hz; (a3), (b3), (c3) 30 Hz; (a4), (b4), (c4) 40 Hz; (a1), (a2), (a3), (a4) Vertical view; (b1), (b2), (b3), (b4) Main view; (c1), (c2), (c3), (c4) Bottom view

2 实验

实验所用 A356 铝合金经 Magix(PW2424)X 型荧 光光谱仪分析,其实际成分如表 1 所列。

表1 实验用 A356 合金成分

Table 1	Composition	of A356	alloy in	n test(mass	fraction,	%)
---------	-------------	---------	----------	-------------	-----------	----

Mg	Si	Fe	S	Cu
0.330	7.140	0.135	0.011	0.002
Mn	Zn	Ti	Zr	Al

将配置好的炉料预热到 300 ℃的石墨坩埚,在 SG2-3-10 型坩埚式电阻炉中进行熔炼,熔化过程中,加入覆盖剂(50%的 NaCl 和 50%的 KCl(质量分数))进 行覆盖,形成熔池后表面除渣,将炉温缓慢升温至 720℃,分 2~3 次除气精炼。精炼结束静止 1~2 min, 将炉温升至 780 ℃,加入 Al-5%Yb(质量分数)中间合 金,最终配置成 Al-0.6%Yb(质量分数)铝合金,保温 10 min 后降温至液相线温度 620 ℃附近,采用低过热

度浇注和电磁搅拌制备半固态合金浆料。将液态合金 浇注到 d 60 mm×120 mm, 壁厚 d 2 mm 的不锈钢铸 模中。将液态合金在不同频率(5 Hz、15 Hz、30 Hz 和 40 Hz)搅拌相同时间 15 s; 搅拌结束后迅速转移至保 温炉中进行等温保温处理(保温温度 590 ℃(处于固液 相线温度之间),保温时间 10 min),结束后立即从保 温箱中取出对其进行水淬并脱模。在各工艺条件下所 获得的试样同一高度取 10 mm 厚的圆柱片, 取出一个 经过圆心的扇形块,作为金相试样。金相试样经过预 磨、粗磨、精磨和抛光后,采用 0.5%HF(质量分数) 水溶液进行显微组织腐蚀,再采用 ZEISS Axioskop2 型光学显微镜拍取金相照片。利用 Image-Pro-Plus 软 件对金相试样进行晶粒度测量,计算出初生α相的平 均等积圆直径 D=2(A/n)^{1/2} 和形状因子 F=4nA/L²(式中 A 为晶粒面积; L 为晶粒周长), D 值越小说明晶粒越 小: F 值越接近 1, 表示晶粒圆整, 晶粒越理想。

3 实验结果

图 2 所示为不同电磁搅拌频率、相同搅拌时间下 制备的半固态 A356-Yb 铝合金的初生 α 相形貌。由



图 2 不同电磁搅拌频率下半固态 A356-Yb 铝合金的初生 α 相形貌

Fig. 2 Morphologies of primary α phase in semisolid A356-Yb alloy under different frequencies of electromagnetic stirring: (a) 5 Hz; (b) 15 Hz; (c) 30 Hz; (d) 40 Hz

图 2 可见, 在较低频率(如 5 Hz)搅拌时, 凝固组织主 要是初生α相和共晶相,其中初生α相粗大,晶粒相 当不规整, 且呈树枝状, 二次枝晶发达, 形状大小不 一,局部有少量的细小圆整的初生 α 相晶粒,经测量 此时初生 α 相的平均等积圆直径为 83.2 μm, 形状因 子为 0.53(见图 2(a))。由图 2(b)可明显看出,初生 α 相已有改善,粗大的枝晶被破碎,向球状或蔷薇状改 变,同时出现了细小的团状或颗粒状的初生α相。此 时,初生 α 相的平均等积圆直径为 68.7 μm,形状因 子为 0.72。图 2(c)所示为电磁频率 30Hz 搅拌后的试样 凝固组织。由图 2(c)可见,此参数条件下的初生 α 相 形貌达到最佳,试样的显微组织较常规浇注发生了明 显的改善, 初生 α 相得到了显著的细化, 几乎不存在 树枝状初生α相, 蔷薇状组织几乎消失殆尽, 长条状 的晶粒得到有效的破碎,破碎后的晶粒更加圆整、均 匀, 其初生 α 相平均等积圆直径为 62.3 μm, 形状因 子为 0.78。图 2(d)所示为电磁频率 40Hz 搅拌后的试 样凝固组织,可以观察出其初生α相形貌并没有比图 2(c)的更圆整细小,甚至出现了粗大的枝晶,并有蔷 薇状组织,其形貌与电磁搅拌频率 15 Hz 时类似,此 时初生 α 相的平均等积圆直径为 66.8 μm, 形状因子 为 0.74。

图 3 所示为 A356-Yb 铝合金初生 α 相的平均等 积圆直径和平均形状因子在不同搅拌频率下的变化 趋势。从图 3 中可看出,电磁搅拌频率为 30 Hz 时, 平均等积圆直径最小,平均形状因子最大,显而易见, 当电磁搅拌频率为 30 Hz 时,凝固组织形貌达到 最佳。



图 3 半固态 A356-Yb 合金初生相的平均等积圆直径和平 均形状因子

Fig. 3 Average equal-area circle diameter and shape factor of A356-Yb primary phase

4 分析与讨论

从实验中影响铝合金初生 α 相形貌的因素来看, 电磁搅拌频率是重要的影响因素。不同的搅拌频率直 接影响结晶器内温度场分布,进而影响合金凝固后的 初生α相形貌。通入磁场时,电磁结晶器绕组及定子 产生的热量大部分由定子传给结晶器机壳,机壳表面 对流散热传递给流体介质,且速度越大热量传递越多, 大部分热量由熔液表面散失到空气中。其次,电磁场 对熔液有一定搅拌作用,可以对熔液起加热作用。但 在空气中高温熔体遇冷迅速降低温度,所以离结晶器 表面越远,降温速度越快。从低频率增加到高频率时, 熔体表面温度明显成梯度变化,熔体内部温度减少趋 势减弱,中部温度低,端部温度高。随着频率升高, 温度差越小。在低频电磁搅拌后,熔体由于强制对流 而获得均匀的温度场,且随着频率(f)越大,磁场转动 速度越快,流体产生能量越大,导致熔体内部端部温 度越高。同时,频率越大,电磁场会导致熔液三维空 间上的温度场均匀化。从传热和传质方面分析,熔体 在电磁搅拌作用下发生强制对流,产生热效应,根据 Rosensweig 的理论,熔体粒子在电磁场中功率损耗(P) 公式:

$$P = \pi \mu_0 x_0 H_0 f \frac{2\pi f \tau}{1 + (2\pi f \tau)^2}$$
(8)

式中: μ_0 为真空磁导率; x_0 为平衡磁化率; H_0 为交 变磁场强度; τ 为弛豫时间。

由式(8)中可知:随着频率f的增大,功率P也随 着增加,若f过大,熔体局部产生高温,进而导致熔 体温度升高,进而降低了熔体的过冷度,不利于形成 细小圆整的晶粒。同时,电磁搅拌使熔体加快了散热 效果,凝固初期,熔体释放大量的结晶潜热,搅拌频 率越大,潜热释放越多致使温度场温度升高,且该散 热过程使得熔体内部温度越发均匀,符合此研究模拟 的结果,因此在40 Hz时,结晶器内熔体的不同位置 温度都达到最大,且在各个观察角度的温度场分布最 均匀。但是由于40 Hz搅拌频率过大,导致熔体温度 升高,降低了熔体的过冷度,此条件下的合金凝固组 织形貌并不是最理想,而是在30 Hz时,初生α相更 圆整细小。

前期的研究表明,半固态 A356 铝合金初生 a 相 形貌具有分形结构^[22],而分形结构产生的物理机制在 于系统的耗散性^[23]。耗散结构具有自组织特性^[24],即 当外界控制参数发生变化时,系统会自发地调整与外 界环境物质、能量的交换方式及速率来改变其生长形 态。对本研究来说,不同电磁搅拌频率都将引起整体 熔体中温度场的温度降低,也意味着冷却速率增加, 初生α相与周围环境的传热、传质速率和强度的增加, 最终引起半固态初生α相的形貌演化。

不同电磁搅拌频率引起了半固态 A356 合金熔体 中温度场的变化,继而造成半固态 A356 合金在不同 温度场中获得不同的初生 α 相形貌,说明初生 α 相的 形貌演变与温度场有关。半固态 A356 合金在较低搅 拌频率(如 5 或 15 Hz)搅拌时,熔体的温度已在 600 ℃ 左右,虽然熔体中的温度不太均匀,但多数处于过冷 状态(见图 1(a1)~(c2)),此时熔体中可形成一定数量的 晶核,有利于产生细小的初生α相晶粒。当电磁搅拌 频率进一步增加(如 30 或 40 Hz)时,由于搅拌力场的 增大, 熔体中流动增强, 散热加快, 熔体中的温度进 一步降低,达到约 590 ℃,且温度较均匀(见图 1(a3)~(c4)), 熔体中可形成较多的晶核, 有利于初生 a 相的细化。在随后的等温保温过程中,由于原子扩散 及能量起伏等原因, 合金会发生成分均匀化, 初生 a相在等温过程中进行熟化[25],导致枝晶分枝特征消 失,形成蔷薇状晶。同时,与液相接触的蔷薇状晶的 凹凸边界存在着曲率上的差异。由曲率与熔点的影响 关系可知,小曲率半径晶体的熔点要低于大曲率半径 的。凹谷部位曲率半径小,其熔点低而首先熔化,继 而使该凹谷部位曲率进一步增大,并最终熔断变成小 颗粒组织。此外,在 Ostwald 熟化机制的作用下, 蔷 薇状晶粒凸起部位将不断长大,最终使得大晶粒变大 而小晶体逐渐被熔化消失,凹凸部位逐渐抹平,形成 近似球状的组织^[26]。此外,由于熔体中的晶粒在热运 动过程中不断发生互相碰撞, 位向合适的晶粒还会融 合在一起,合并长大成粗大的晶粒。从能量角度来看, 熔体中生成大量细小的晶核后,表面能较大,系统处 于亚稳定状态,晶粒的合并长大有利于系统能量的降 低。保温过程使得温度场均匀,也使得宏观溶质场均 匀,消除或大大减轻了成分过冷,减小了初生相生长 时的过冷度,结果使得初生相的长大失去了方向优先 性^[27],同时,在Ostwald 熟化机制的作用下,最终形 成了球状或颗粒状的初生α相。

5 结论

1) 半固态稀土铝合金熔体在施加电磁搅拌后, 经

Fluent 软件模拟后不同的频率所产生的温度场不同。 搅拌频率越大,潜热释放越多致使温度场表明温度升 高。经频率为 40 Hz 电磁搅拌 15 s,结晶器内熔体的 不同位置温度都达到最大,且在各个观察的角度温度 场分布最均匀。

2) 半固态 A356-Yb 合金于 620 ℃浇注后经频率 为 30 Hz 电磁搅拌 15 s,并在 590 ℃保温 10 min,能 获得较细小圆整的初生相组织,此时,平均等积圆直 径为 62.3 μm,平均形状因子为 0.78。在实验研究范 围内,其晶粒最圆整细小。

3) 当搅拌频率为 40 Hz 时,熔体温度场分布最均匀,但当电磁搅拌频率为 30 Hz 时,半固态稀土铝合金的初生α相形貌达到最佳,晶粒最细小圆整。由于搅拌频率过大,熔体局部产生高温,进而导致熔体温度升高,进而降低了熔体的过冷度,不利于形成细小圆整的晶粒,因此,并非温度场越均匀在凝固后所得到的组织形貌越完美。

REFERENCES

- [1] HANG C, JIN C J, YING F U, HONG J M, LI T J. Grain refinement of pure aluminum by direct current pulsed magnetic field and inoculation[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(5): 1295–1300.
- [2] 白云峰,周月明,严 彪,张永杰,徐达鸣,郭景杰,傅恒志.
 电磁场在材料凝固加工领域的应用[J]. 铸造, 2008, 57(2):
 105-109.

BAI Yun-feng, ZHOU Yue-ming, YAN Biao, ZHANG Yong-jie,
XU Da-ming, GUO Jing-jie, FU Heng-zhi. Application of
electromagnetic field in materials solidification[J]. Foundry,
2008, 57(2): 105–109.

- [3] OH S W, BAE J W, KANG C G. Effect of electromagnetic stirring conditions on grain size characteristic of wrought aluminum for rheo-forging[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2008, 17(1): 57–63.
- [4] CHUL K J, CHANG H J, CHUNG G K. Effect of the process parameters on the formability, microstructure, and mechanical properties of thin plates fabricated by rheology forging process with electromagnetic stirring method[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2014, 45(1): 193–211.
- [5] WU H J, WEI N, BAO Y P, WANG G X. Effect of M-EMS on the solidification structure of a steel billet[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2011, 18(2): 159–164.
- [6] CHEN Z Z. Preparation of semi-solid A356 Al-alloy slurry by introducing grain process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22 (6): 1307–1312.

- [7] GAO S Y, LE Q C, ZHANG Z Q, CUI J Z. Grain refinement of AZ31 magnesium alloy by electromagnetic stirring under effect of grain-refiner[J]. Bull Mater Sci, 2012, 35(4): 651–655.
- [8] METAN V, EIGENFELD K. Controlling mechanical and physical properties of Al-Si alloys by controlling grain size through grain refinement and electromagnetic stirring[J]. The European Physical Journal Special Topics, 2013, 220(1): 139–150.
- [9] 朱艳丽,赵君文,李 徽. 电磁搅拌对 7A04 铝合金大体积半 固态浆料组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(11): 2735-2742.
 ZHU Yan-li, ZHAO Jun-wen, LI Hui. Effect of electromagnetic stirring on microstructure of large-volume semi-solid slurry of 7A04 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(11): 2735-2742.
- [10] 张景新,张 奎,刘国钧. 电磁搅拌制备半固态材料非枝晶 组织的形成机制[J]. 中国有色金属学报, 2000, 10(4): 511-515. ZHANG Jing-xin, ZHANG Kui, LIU Guo-jun. Formation mechanism of non-dendritic structure in semisolid metals produced by ES process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2000, 10(4): 511-515.
- [11] 陈 钊,陈长乐,温晓莉,文 军.旋转磁场对凝固组织形成的影响[J].物理学报,2008,57(10):6277-6281.
 CHEN Zhao, CHEN Chang-le, WEN Xiao-li, WEN Jun.
 Influence of rotating magnetic field on the formation of solidification microstructure[J]. Acta Physica Sinica, 2008, 57(10): 6277-6281.
- [12] MOHAMMADI H, KETABCHI M, KALAKI A. Microstructure evolution of semi-solid 7075 aluminum alloy during reheating process[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20(7): 1256–1263.
- [13] FAN Z, LIU G, HITCHCOCK M. Solidification behaviour under intensive forced convection[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 413/414: 229–235.
- [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.
 LIU Zheng, ZHOU Xiang-yu. Effects of stepped electromagnetic stirring on microstructure in semisolid Al-Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(1): 49-57.
- [15] RITWIK R, PRASADA R A K, DHINDAW B K. Lowconvection-cooling slope cast AlSi7Mg alloy: A rheological perspective[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(9): 2487–2492.
- [16] ZHANG Z F, CHEN X R. Numerical simulation on electromagnetic field, flow field and temperature field in semisolid slurry preparation by A-EMS[J]. Rare Metals, 2010, 29(6): 635–642.
- [17] 陈兴润, 张志峰, 徐 骏, 石力开. 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.

CHEN Xing-run, ZHANG Zhi-feng, XU Jun, SHI Li-kai. Numerical simulation of electromagnetic field, flow field and temperature field in semi-solid slurry preparation by electromagnetic stirring[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(5): 937–945.

- [18] 左玉波,朱庆丰,王向杰,崔建忠.低频电磁铸造过程中温度场的形成机理[J].东北大学学报,2012,33(8):1145-1149.
 ZUO Yu-bo, ZHU Qing-feng, WANG Xiang-jie, CUI Jian-zhong. Mechanism of forming temperature field during low frequency electromagnetic casting[J]. Journal of Northeastern University, 2012, 33(8): 1145-1149.
- [19] WANG M J, YANG G, HUANG C Q, CHEN B. Simulation of temperature and stress in 6061 aluminum alloy during online quenching process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2168–2173.
- [20] 刘 政, 刘小梅, 朱 涛, 谌庆春. 低频电磁搅拌对半固态铝 合金中稀土分布的影响[J]. 金属学报, 2015, 51(3): 272-280. LIU Zheng, LIU Xiao-mei, ZHU Tao, CHEN Qing-chun. Effects of electromagnetic stirring with low current frequency on RE distribution in semisolid aluminum alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(3): 272-280.
- [21] 赵秀艳. 金属射流的 MHD 特性分析[D]. 济南: 山东农业大学, 2009.
 ZHAO Xiu-yan. The MHD characteristic analysis of metal jet[D].
- Jinan: Shandong University of Agricultural, 2009.
 [22] LIU Z, MAO W M, LIU X M. Effect of pouring temperature on fractal dimension of primary phase morphology in semi-solid A356 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(5): 1098–1103.
- [23] MANDELBROT B B. The fractal geometry nature[M]. New York: W H. Free-Man, 1982.
- [24] 李如生. 非平衡态热力学和耗散结构[M]. 北京: 清华大学出版杜, 1986: 44.

LI Ru-sheng. Non-equilibrium thermodynamics and dissipative structure[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1986: 44.

- [25] WANG Shun-cheng, CAO Fu-rong, WEN Jing-lin. Effect of original microstructures on microstructural evolution of A2017 semi-solid alloy billets during reheating[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2005, 15(3): 577–582.
- [26] JIANG Ju-fu, LUO Shou-jing. Reheating microstructure of refined AZ91D magnesium alloy in semi-solid state[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2004, 14(6): 1074–1081.
- [27] MAO W M, CUI C L, ZHAO A M. Effect of pouring process on the microstructures of semi-solid AlSi7Mg alloy[J]. J Mater Sci & Tech, 2001, 17 (6): 515–619.

Morphology of primary phase in semisolid aluminum-RE alloy under different temperature fields

ZHANG Jia-yi¹, LIU Zheng², SHENG Jun-bo²

(1. School of Material Science and Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China;
 2. School of Mechanical and Electronic Engineering, Jiangxi University of Science and Technology, Ganzhou 341000, China)

Abstract: The temperature field distribution of semisolid A356 alloy melt by the computational fluid dynamics software Fluent, and the effect of electromagnetic on the morphology of primary α phase of semisolid A356 alloy melt were mainly investigated. The results show that the temperature field distribution of alloy melt at 40 Hz is more uniform than those at 5 Hz, 15 Hz and 30 Hz at the same time. The average equal-area circle diameter and average shape factor of primary phase are 62.3 µm and 0.78, respectively, after semisolid A356 alloy is pouring at 620 °C, stirring for 15 s at 30 Hz, and holding at 590 °C for 10 min. Meanwhile, the smallest size and the best primary phase can be observed. **Key words:** semisolid; A356 aluminum-RE alloy; electromagnetic stirring; primary α phase; temperature field distribution

Foundation item: Projects(51144009, 51361012) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(20142bab206012) supported by the National Natural Science Foundation of Jiangxi Province, China; Project(GJJ14407) supported by the Science and Technology Key Program of the Education Department of Jiangxi Province, China

Received date: 2015-07-13; **Accepted date:** 2015-12-10

Corresponding author: LIU Zheng; Tel: +86-797-8312428; E-mail: liukk66@163.com

(编辑 李艳红)