

# 电磁离心铸造 Al-20Si 过共晶合金中 硅相组织演变规律

张志清<sup>1</sup>, 李丘林<sup>3</sup>, 刘伟<sup>2</sup>, 刘庆<sup>1</sup>

(1. 重庆大学, 重庆 400044)

(2. 清华大学, 北京 100084)

(3. 清华大学深圳研究生院, 广东 深圳 518055)

**摘 要:** 采用电磁离心铸造的方法制备了 Al-20Si (质量分数, 下同) 过共晶合金空心管坯, 研究了电磁场对合金凝固组织及硅相形貌的影响。结果表明, 随磁场强度增加铸坯外侧硅相聚集层厚度不断减小; 与传统离心铸造的铝硅过共晶合金微观组织相比, 施加电磁场后凝固组织中初晶硅相得到细化, 外侧硅相形貌逐渐由典型的五瓣星形成为沿热流方向生长的初晶硅枝晶, 内侧硅相受到电磁搅拌作用发生合并凝聚和钝化; 初晶硅相尺寸及形状因子随磁场强度增加在不断减小。电磁搅拌破坏了硅相呈放射状排列的结构, 共晶硅分布杂乱, 且共晶团共晶片层间距逐渐增加。

**关键词:** 电磁离心; Al-20Si 过共晶合金; 初晶硅相

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>1

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2009)10-1769-05

离心铸造法是利用旋转产生的离心力使熔融金属液充满铸模。离心铸造方法可以应用在很多领域, 如高精度铸造、管材、高合金涡轮机叶片及外形较复杂的铸件等。离心铸造方法较传统静态铸造, 所需设备空间更小, 对一些不适于进一步锻造的铸件可以直接铸造成型。离心铸造具有设备简单、组织致密等优点。离心技术还是目前制造梯度功能材料的一种简单易行的新方法<sup>[1]</sup>, 它是利用密度不同的固-液两相物质, 在离心力作用下, 两相发生分离, 固相偏聚并沉积在试样的一侧, 含量呈梯度分布, 其组织性能也呈梯度分布。Al-20Si 过共晶合金中初晶硅相以粗大的颗粒存在于基体中, 严重的割裂了基体, 降低了铝硅合金的强韧性; 并且普通离心铸造的凝固组织存在晶粒粗大、柱状晶发达以及重度偏析等缺陷<sup>[2,3]</sup>, 制约了它的进一步推广和使用。

将电磁场引入材料制备过程, 通过特定的物理效应实现材料组织性能的改善及工艺过程的优化, 是因为它具有无污染、操作方便和效果显著等优点, 受到了人们的高度重视, 已成为材料科学领域重要的研究方向之一<sup>[4,5]</sup>。近年来研究导电液体在电磁场作用下运动规律的磁流体力学(magnetic hydrodynamic, MHD)在冶金中得到广泛应用, 促进了冶金工业的发展。借

助静磁场对旋转金属熔体产生的电磁搅拌作用来改善凝固组织, 控制重度偏析的新技术能够有效的改善铸坯质量, 已有众多的学者都对此领域进行深入的研究。有学者借助电磁场在熔体产生的电磁搅拌原理, 提出了电磁离心铸造技术, 并在实际生产中得到广泛应用<sup>[5~8]</sup>。

目前对电磁作用下的铝硅合金的离心铸造组织已有一定研究<sup>[9~11]</sup>, 但对电磁场下初晶硅相组织演变的研究还不够深入, 本研究以 Al-20Si 为研究对象, 采用电磁离心铸造技术, 在离心铸造过程中引入静电磁场, 研究不同磁场强度下凝固组织演变规律。

## 1 实 验

电磁离心铸造试验装置如图 1 所示。装置主要由浇注系统、电磁系统及驱动系统机构组成。驱动系统转速为 0~2400 r/min, 转数可通过控制器连续可调; 静磁场功率连续可调, 本研究中磁场强度为 0~0.1 T, 转速为 2400 r/min。

合金由 99.97% 的纯铝及 99.99% 的纯硅制得, 将称量好的纯铝、纯硅在感应炉中经气氛保护熔化处理后, 待温度稳定在 720 ℃ 约 5 min 后开始浇铸。铸坯外径尺寸  $\phi 60$  mm, 试样厚度为 10 mm, 自管坯中部

收稿日期: 2009-06-04

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (50474048)

作者简介: 张志清, 男, 1974 年生, 博士生, 讲师, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044, 电话: 0086-23-65112205, E-mail: zqzhang@cqu.edu.cn

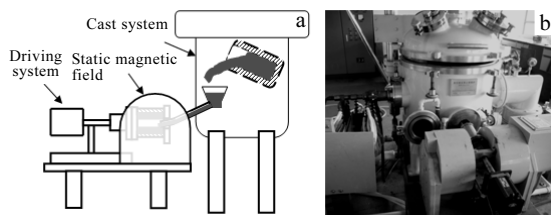


图 1 空心管坯水平电磁连铸实验装置

Fig.1 Schematic view of centrifugal casting apparatus under an electromagnetic field (EMF): (a) schematic and (b) physical map

切取试样, 并研磨抛光, 进行显微组织分析。

## 2 结果与分析

### 2.1 电磁场对硅相宏观分布的影响

图 2 为磁场强度为 0 及 0.1 T 空冷离心铸造组织硅相沿径向宏观分布图。从图中可以看到, 在无磁场作用时, 铸件内外两侧都富集初生硅, 外侧初生硅偏聚层较宽, 内侧初生硅有少量富集, 中间层硅较少; 在 0.1 T 磁场条件下, 初生硅相偏聚仍然集中体现在外侧, 但是富集层厚度变窄, 初生硅相堆积致密; 磁场条件下, 铸件内侧没有明显初生硅相偏聚, 中间层硅颗粒相比磁场强度为 0 T 时要明显增加, 且分布较均匀。图 3 为不同磁场强度下, 空冷离心铸造组织中硅相体积分数沿径向分布曲线。从图 3 可以看到, 和无磁场作用时相比较, 随着磁场强度增加, 外侧初生硅含量在增加而内侧初生硅含量在减小, 因此初生硅含量有随着磁场强度增加而从内侧往外侧富集的趋势。

图 4 为不同磁场强度下铸件外侧初晶硅相聚集层厚度的统计。从图 4 可以看出随着磁场强度增加, 聚集层厚度不断减小。

### 2.2 电磁场对初晶硅形貌的影响

铸件外侧的初生硅受到电磁力和离心力复合力场的作用, 形貌变化较大。图 5 是不同磁场强度条件下

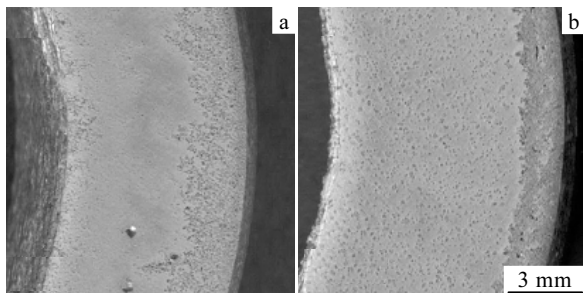


图 2 0 及 0.1 T 磁场强度下离心铸造硅相分布

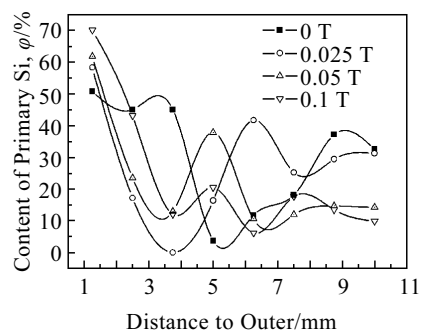
Fig.2 Macroseggregation of primary Si phase under different EMF intensities: (a)  $B=0$  T and (b)  $B=0.1$  T

图 3 不同磁场强度下硅相体积分数沿径向分布曲线

Fig.3 Distribution of Si phase under different EMF intensities

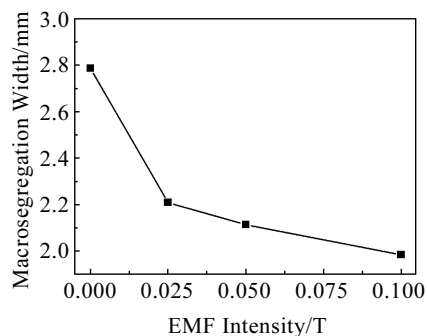


图 4 铸件外侧初生 Si 相富集厚度与磁场强度的关系

Fig.4 Macroseggregation width of Si vs EMF intensity

铸坯外侧初生硅相形貌。从图中可以看出, 无磁场作用时初生硅相呈典型的五瓣星形, 分枝臂平直, 生长充分且分枝之间间隙较大, 分枝远端较前端粗大; 施加 0.025 T 的磁场后, 初生硅相分枝仍然存在, 但是发生明显弯曲, 部分弯曲的硅分枝发生断裂, 分枝之间间隙在减小; 磁场强度增加到 0.05 T 后, 硅相形貌发生更大的变化, 已经看不出五瓣星形, 初生硅分枝之间间隙减小更加明显, 初生硅臂基本沿一定的方向排列, 二次枝晶臂生长明显不对称; 当磁场强度增加到 0.1 T 后, 初生硅长度减小, 堆积致密, 看不到明显枝晶臂。

图 6 为不同磁场强度下铸管横截面中部及内侧硅相平均大小及形状因子统计。铸坯中间和内侧硅相大小和长宽比 (形状因子) 也随磁场强度增加逐渐发生如图 6 所示的变化: 初生硅相尺寸随着磁场强度增加在逐渐减小, 长宽比 (形状因子) 也逐渐减小, 说明初生硅相在尺寸减小的同时也逐渐变得圆滑。不同磁场强度下典型的初生硅相形貌如图 7 所示。从图中可以看出: 无磁场作用时, 硅相以典型的片层状和八面体为主; 磁场强度为 0.025 T 时, 硅相发生聚集, 硅块之间有明显的孔洞; 磁场强度增加到 0.05 T 时, 硅块聚集更加明显, 同时硅块之间孔洞增大; 磁场强度

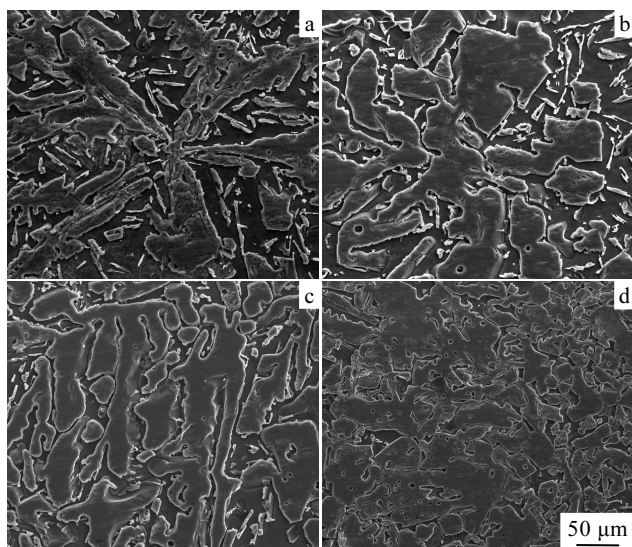


图 5 不同的磁场强度下铸件外侧硅相形貌

Fig.5 Morphology of primary Si phase in the outer under different EMF intensities: (a) 0 T, (b) 0.025 T, (c) 0.05 T, and (d) 0.1 T

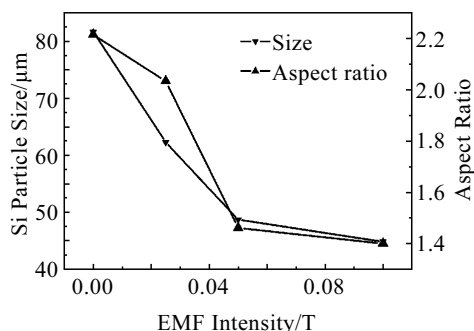


图 6 铸管横截面中部及内侧初生硅相大小和长宽比与磁场强度的关系

Fig.6 Size and aspect ratio of Si phase particle size in the central and inner side along the radius direction under different EMF intensities for cast tubes

为 0.1 T 时, 一方面硅块聚集更加明显, 团聚的各个硅块体积在减小, 同时硅块之间空隙增加更明显。

### 2.3 电磁场对铸件中部共晶团的影响

Al-Si 过共晶合金与亚共晶及共晶合金不同的是合金中硅浓度高, 凝固过程中, 初晶硅首先出现, 在接着的共晶反应阶段共晶硅生长更加充分, 无磁场作用时共晶硅片层较长, 片层间距小, 片层呈放射状排列, 受到电磁搅拌后, 共晶硅生长受到干扰, 片层之间间距在增大, 且共晶团分布散乱, 随着磁场强度增加, 一方面硅片层沿一定方向呈放射状排列模式被破坏, 另一方面片层间距在增大, 到 0.1 T 时, 共晶片层长度明显减小, 且片层间距增加明显, 共晶团组织

变化如图 8 所示。

### 2.4 分析与讨论

初生硅相由于凝固前熔体内溶质浓度的生长机制不同, 最终得到的形貌也不同, 因此电磁场对初生硅相作用机制也不同。从以上的研究发现, 初生硅相根据位置的不同可以形成多种不同的形貌。无磁场作用时, 在外侧以典型的五瓣星形及树枝晶为主, 中间和

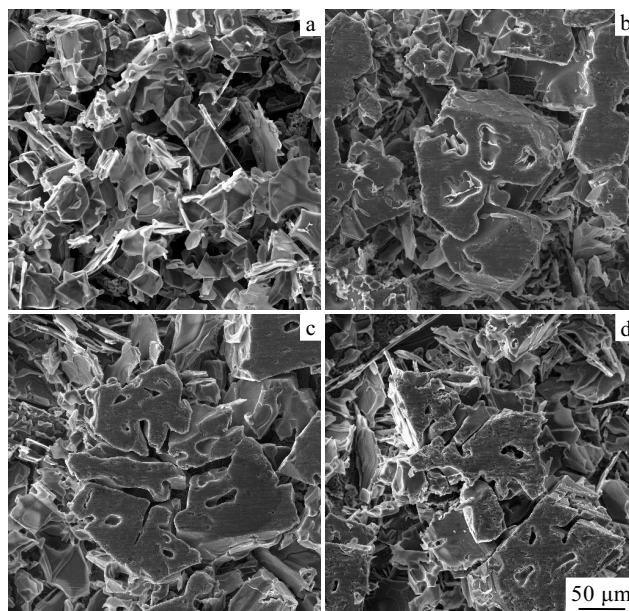


图 7 不同的磁场强度下铸管沿半径方向中部硅相的形貌

Fig.7 Morphology of Si phase in the middle of sample under different EMF intensities: (a) 0 T, (b) 0.025 T, (c) 0.05 T, and (d) 0.1 T

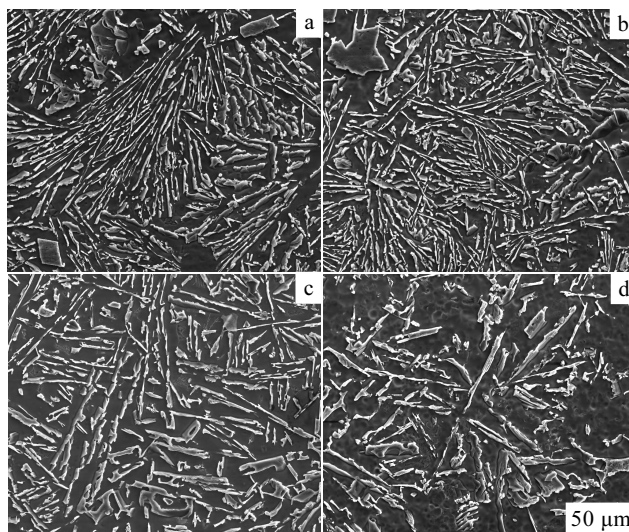


图 8 不同的磁场强度下铸件中部共晶团的形貌

Fig.8 Morphology of eutectic colony in middle of tube under different EMF intensities: (a) 0 T, (b) 0.025 T, (c) 0.05 T, and (d) 0.1 T

内侧以板条状、八面体型初生硅为主。由于其形成机制及形貌不同, 电磁场对外侧和内侧初生硅作用也并不相同。

铸件外侧的初晶硅在较快的冷却速度影响下, 主要形成树枝晶或者五瓣星形结构。施加磁场后, 这些树枝晶发生如图 9 所示的转变, 其机制为: 在凝固初期激冷作用下初生硅迅速在熔体中形成, 初生硅以八面体为主, 随着凝固过程推进, 初生硅持续结晶, 此时根据周围熔体中过冷度、对流等条件不同初生硅有可能形成五瓣星形或树枝晶。当熔体中存在较大的过冷度, 同时溶质迁移速率慢, 过冷度分布也不均匀时, 则硅晶体的各向异性可以得到充分发挥, 从而利于生长为树枝晶(图 9b)。因为多面体棱角和表面的溶质扩散环境是不同的: 多面体的棱角前沿液相中的溶质浓度梯度较大, 其扩散速度较大; 而大平面前沿液相中的溶质浓度梯度较小, 其扩散速度也小。在棱角处晶体的长大速度比平面处大, 因此, 在不利于溶质扩散的情况下, 多面体便可以逐渐长成星形, 在星形枝晶的远端, 再进一步生长出如图 5a 所示的分枝形树枝状。在电磁搅拌作用下, 熔体产生受迫对流, 受迫对流对熔体产生两方面的影响: (1) 加速了熔体内溶质扩散, 降低了熔体内溶质浓度梯度及温度梯度; (2) 受迫对流增加了已经结晶的初生硅块之间发生机械碰撞的可能性。如前所述, 星形初生硅的形成主要是由于初生硅晶核周围溶质扩散慢, 过冷度分布不均, 在电磁搅拌下溶质扩散速度增加, 溶质浓度梯度和温度梯度降低, 因此星形初生硅形成的条件逐渐被破坏。磁场强度较小时, 电磁搅拌并不能完全破坏星形初生硅枝晶的形成条件, 但是受到电磁搅拌的扰动, 初生硅枝晶分枝发生扭曲(图 9c)。随着磁场强度增加, 在 0.05 T 时, 星形初生硅形成的条件完全被破坏, 由于电磁搅拌带来的枝晶两侧过冷度等的不同, 枝晶不对称生长, 得到的组织如图 5c 所示。随着磁场强度

进一步增加, 初生硅之间机械碰撞作用加强, 已经形成的不对称生长的初生硅被打碎, 打碎的硅块往铸件外侧移动, 因此在 0.1 T 条件下, 铸件外侧硅相堆积致密, 且观察不到明显的枝晶。

对于铸坯中部和内侧的多面体和板条状的初生硅, 由于这些区域熔体温度较凝固初期低, 且冷却速度比凝固初期慢, 对于体积较小的多面体形的初晶硅, 熔体剪切力和晶粒间的碰撞都难以使晶粒破碎, 其主要作用体现在聚集凝并和磨蚀上。具体来说就是, 晶粒间的碰撞促进了晶粒间的团聚和合并, 同时合金溶液的冲刷使得多角形初晶的突起边角等发生磨蚀, 根据能量最低的热力学要求, 多面体型初生硅晶粒间发生凝并的倾向会更大, 在凝固组织的中部发现了如图 10 所示的多面体的初生硅钝化及聚集现象。硅块的聚集长大过程中受到电磁大小不同, 其中心孔洞大小也不同。随着磁场强度的增加, 初生硅团聚后中心孔洞大小在增加, 主要是由于电磁搅拌使得熔体内温度梯度降低, 熔体散热能力增加, 聚集的硅块没有足够的时间长大弥补硅块之间的空隙。多面体初生硅在熔体中受电磁力搅拌发生团聚和圆滑的演变过程如图 11 所示。

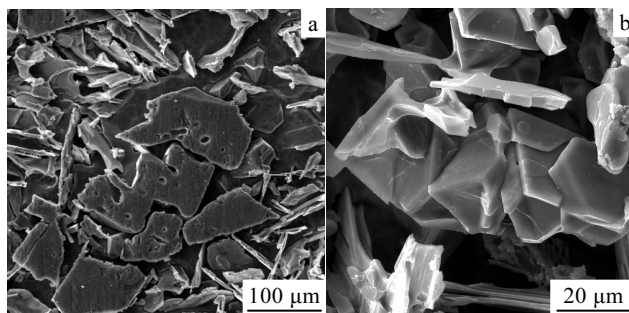


图 10 多面体初生硅在熔体中发生钝化和团聚

Fig.10 Morphology of primary Si phase: (a) obtuse and (b) congregation

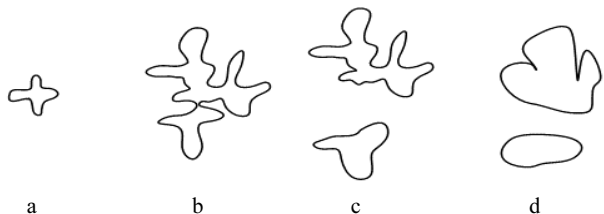


图 9 树枝状初晶硅在电磁搅拌作用下变化过程示意图

Fig.9 Morphology evolution of Si in different period under an applied EMF: (a) nucleation of primary Si phase, (b) dendritic primary Si phase, (c) broken of dendritic primary Si phase, and (d) polygonization of broken primary Si phase

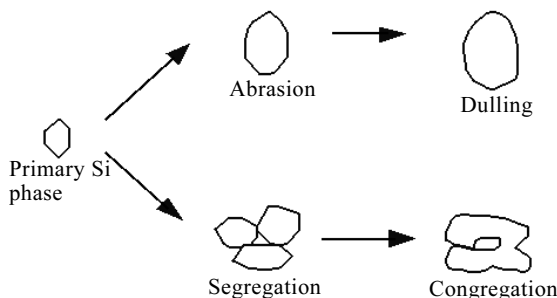


图 11 多面体初生硅在电磁搅拌作用下变化过程示意图

Fig.11 Schematic illustration of morphology changes of Si phase

### 3 结 论

1) 电磁场促进了 Al-20Si 过共晶合金中初晶硅相向铸坯外侧移动, 且偏聚层厚度随磁场强度增加而降低。随着磁场强度增加, 铸管横截面沿半径方向中部和内侧初晶硅相尺寸和形状因子都在减小。电磁场可以有效控制硅相的宏观分布, 并细化初晶硅相。

2) 电磁力对初晶硅相的作用与初晶硅的位置有关, 在试样外侧, 受到电磁搅拌的作用, 初晶硅相由典型的五瓣星形逐渐演变成堆积致密的块状硅; 试样中部的初晶硅受电磁搅拌的作用逐渐被钝化, 并且增加了凝集并聚的趋势。

3) 电磁搅拌的结果使得共晶团中共晶硅分布发生了明显变化, 随着磁场强度的增加, 一方面共晶硅长度不断减小, 另一方面共晶硅片层间距逐渐增加。

#### 参考文献 References

- [1] Fukui Y, Nakanish K, Yamanaka N *et al.* *J Jpn Soc Heat Trat*[J], 1995, 35(1): 11
- [2] Yu Sirong(于思荣), Zhang Xinping(张新平), He Zhenming(何镇明). *Journal of Function Materials*(功能材料)[J], 2000, S1: 25
- [3] Yu Sirong(于思荣), Ren Luquan(任露泉), Zhang Xinping(张

新平) *et al.* *Journal of Jilin University of Technology (Natural Science Edition)*(吉林工业大学自然科学学报)[J], 2001, 31(1): 10

- [4] Zuo Yubo, Cui Jianzhong, Zhao Zhihao *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 406: 286
- [5] Xiao Xuan(肖 旋), Guo Jianting(郭建亭), Yu Haipeng(于海朋). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2005, 41(5): 507
- [6] Leng Haiyan(冷海燕), Han Weixin(韩维新), Yang Ke(杨 柯) *et al.* *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2000, 12(3): 18
- [7] Guo Minghu(郭明虎), Yang Yuansheng(杨院生), Hua Fu'an(花福安) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2002, 9: 7
- [8] Qiu Yiqing(邱以清), Jia Guanglin(贾光霖), Teng Zhiyuan(滕志远) *et al.* *Journal of Northeastern University(Natural Science)*(东北大学学报-自然科学版)[J], 2004, 25(7): 678
- [9] Zhang W, Yang Y, Liu Q M *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 1998, 29: 404
- [10] Chang S R, Kim J M, Hong C P. *ISIJ International*[J], 2001, 41: 738
- [11] Chirita G, Soares D, Silv F S. *Materials & Design*[J], 2008, 29(1): 20

## Microstructure Evolution of Primary Si Phase in Hypereutectic Al-20Si Alloys Prepared by Centrifugal Casting under an Electromagnetic Field

Zhang Zhiqing<sup>1</sup>, Li Qiulin<sup>3</sup>, Liu Wei<sup>2</sup>, Liu Qing<sup>1</sup>

(1. Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(3. Tsinghua University, Shenzhen 518055, China)

**Abstract:** Hypereutectic Al-20Si (mass fraction) alloy hollow tubes were prepared by centrifugal casting under an electromagnetic field (EMF). Effects of EMF on the solidification microstructure of the alloy and morphology of primary Si phases were investigated. Results show that primary Si phases in the solidification microstructure were refined after applying EMF compared with the microstructure of the Al-20Si hypereutectic alloys by conventional centrifugal casting. The segregation layer width of Si phases in the outer of the tube decreased gradually with the increase of the EMF intensity. The morphology of the Si phases in the outer of the tube changed from typical pentagram into dendrites grown along the heat flow direction. The phenomena of dulling and congregation of the Si phases in the inner of the tube were found due to EMF stirring. The size and aspect ratio of the primary Si phase decreased little by little with the increase of EMF intensity. The electromagnetic stirring destroyed the radial configuration of Si phases, eutectic Si phases distributed randomly, and the eutectic lamina spaces in the eutectic cell increased gradually.

**Key words:** centrifugal casting; electromagnetic field; hypereutectic Al-20Si alloys; primary silicon phase

Biography: Zhang Zhiqing, Candidate for Ph. D., Lecturer, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, P. R. China, Tel: 0086-23-65112205, E-mail: zqzhang@cqu.edu.cn