

[文章编号] 1004-0609(2001)05-0819-05

# 电磁搅拌 Al-24%Si 合金的显微组织<sup>①</sup>

毛卫民<sup>1</sup>, 李树索<sup>1, 2</sup>, 赵爱民<sup>1</sup>, 崔成林<sup>1</sup>, 王德仁<sup>1</sup>, 钟雪友<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 铸造研究所, 北京 100083; 2. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

**[摘要]** 在常规凝固条件下, Al-24%Si 过共晶合金中的初生 Si 为粗大的板片状。经过激烈的电磁搅拌, 初生 Si 得到明显细化, 分布均匀, 绝大部分初生 Si 呈球团状或块状; 搅拌功率越大, 初生 Si 越细小和圆整; P 变质可以强化电磁搅拌效果。在电磁搅拌条件下, Al-24%Si 过共晶合金中的初生 Si 得以细化和球团化的主要原因是: 电磁搅拌引起合金熔体对初生 Si 的机械破碎、摩擦作用、抑制初生 Si 择优生长作用、促进初生 Si 熟化和变质细化作用。

**[关键词]** 电磁搅拌; 过共晶铝硅合金; 显微组织

**[中图分类号]** TG 146.2

**[文献标识码]** A

过共晶 Al-Si 合金中初生 Si 的显微硬度很高, 为 HV1000~1300, 而  $\alpha(\text{Al})$  的显微硬度仅为 HV60~100。该合金是一种软基体上分布着硬质点的理想轻质耐磨结构材料, 其体积稳定性比亚共晶 Al-Si 合金高, 因此它主要用于制造汽车、摩托车、拖拉机等发动机的活塞、汽缸衬套、汽缸盖等零件。但随过共晶 Al-Si 合金含 Si 量的提高, 初生 Si 呈粗大板片状, 即使采用 P 变质, 有时也无法彻底细化初生 Si, 合金的加工性不好, 力学性能很低, 因此目前较高含 Si 量的过共晶 Al-Si 合金的应用受到极大限制<sup>[1, 2]</sup>。为了改善过共晶 Al-Si 合金中初生 Si 的形貌、细化初生 Si 和提高力学性能, 有学者利用喷射沉积制备了高硅铝合金坯料, 可使初生硅细化到 4~30  $\mu\text{m}$ , 但成本太高, 难以推广应用<sup>[3]</sup>。近年来, 一些学者将半固态加工技术应用到过共晶 Al-Si 合金, 试图改善合金的凝固组织, 提高合金的力学性能, 如 Ichikawa, Ryoo, Diewant 等<sup>[4~6]</sup>采用机械搅拌细化和改善了初生 Si 的尺寸和形貌, 但机械搅拌不可能为实际应用提供大量的半固态过共晶 Al-Si 合金浆料或坯料。相比较, 电磁搅拌可以为实际应用提供大量的半固态过共晶 Al-Si 合金浆料或坯料。李树索等<sup>[7, 8]</sup>利用电磁搅拌技术改善和减小了过共晶 Al-37%Si 合金的初生 Si 的形貌和尺寸, 明显提高了过共晶 Al-Si 合金的力学性能, 使半固态过共晶 Al-Si 合金的应用充满希望。本文则是对文献[8]工作的补充, 作者较为系统地研究了

电磁搅拌下 Al-24%Si 合金的初生 Si 的形貌和尺寸的变化规律。

## 1 实验

用 ZL104 和结晶硅配制 Al-24%Si (质量百分数) 的试验合金。试验合金在坩埚电阻炉内熔化, 当合金温度达到 820  $^{\circ}\text{C}$  时, 将合金液浇入电磁搅拌器中的石墨铸型内, 立即进行搅拌, 直到搅不动为止, 再将石墨铸型淬入水中, 以固定合金熔体高温时的组织。在搅拌过程中合金熔体连续冷却, 平均冷却速度约为 45  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。在电磁搅拌实验中, 探讨了不同搅拌功率对过共晶 Al-24%Si 坯料组织的影响, 也探讨了变质剂 P 对过共晶 Al-24%Si 坯料搅拌组织的影响。为了对比分析, 浇注一 Al-24%Si 合金的砂型试样。

电磁搅拌试验中过共晶 Al-24%Si 坯料尺寸为  $d60\text{ mm} \times 170\text{ mm}$ 。

从  $d60\text{ mm}$  的过共晶 Al-24%Si 坯料中切取 10 mm 厚的圆片, 再从这一圆片上切取一扇形试样作为金相组织观察试样。试样经过粗磨、细磨和抛光, 再经 0.5% 的 HF 水溶液浸蚀, 在光学显微镜和扫描电镜下观察组织。

## 2 结果及讨论

### 2.1 搅拌和变质对初生 Si 的影响

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59771011)

[收稿日期] 2000-12-22; [修订日期] 2001-03-21

[作者简介] 毛卫民(1958-), 男, 教授, 博士。

在常规砂型铸造条件下,过共晶 Al-24% Si 合金的显微组织由初生 Si 和共晶体组成,绝大部分初生 Si 呈粗大的板片状,少量初生 Si 呈多角块状,如图 1(a) 所示。若在过共晶 Al-24% Si 合金凝固过程中对其施加强烈的电磁搅拌,初生 Si 的大小得到明显细化,初生 Si 的形貌得到明显改善,绝大部分初生 Si 呈球团状或块状,尖角已经圆钝,只有个别初生 Si 呈短片状,如图 1(b) 所示,浅灰色球团状物为初生 Si,白色球状物为先共晶  $\alpha$ -Al。在 0.1% P 的变质下,过共晶 Al-24% Si 合金中的初生 Si 由板片状转化为多角块状,分布均匀,如图 1(c) 所示。当经过 0.1% P 变质的过共晶 Al-24% Si 合金在电磁搅拌条件下凝固时,与非搅拌试样相比,初生 Si 的尺寸有所增大,但仍然比单纯电磁搅拌的初生 Si 细小,球团状或块状初生 Si 的尖角圆钝,如图 1(d) 所示,这说明 P 变质处理可以强化过共晶 Al-24% Si 合金的搅拌效果。

从图 1 还发现,在电磁搅拌过程中一些块状初生 Si 发生了聚集长大。

## 2.2 搅拌功率对初生 Si 的影响

由前面的实验可知,电磁搅拌对 Al-24% Si 过共晶合金的初生 Si 有强烈的影响,因此,电磁搅拌过程中合金熔体所受电磁力的大小应是一个最重要的影响因素之一。但合金熔体所受电磁力的大小难以测定,所以本实验将定性以输入功率大小代表合金熔体所受电磁力的大小。

在较小的电磁搅拌功率下,合金熔体搅拌的程度很低,液面看不到明显的变化,因此其组织变化也不大,初生 Si 的大小和形态与常规凝固的区别不大,如图 2(a) 所示。在较大的电磁搅拌功率下,合金熔体搅拌的程度提高,液面出现较深的搅拌液穴,板片状的初生 Si 变短,尖角变钝,如图 2(b) 所示。进一步加大电磁搅拌功率,合金熔体搅拌的程

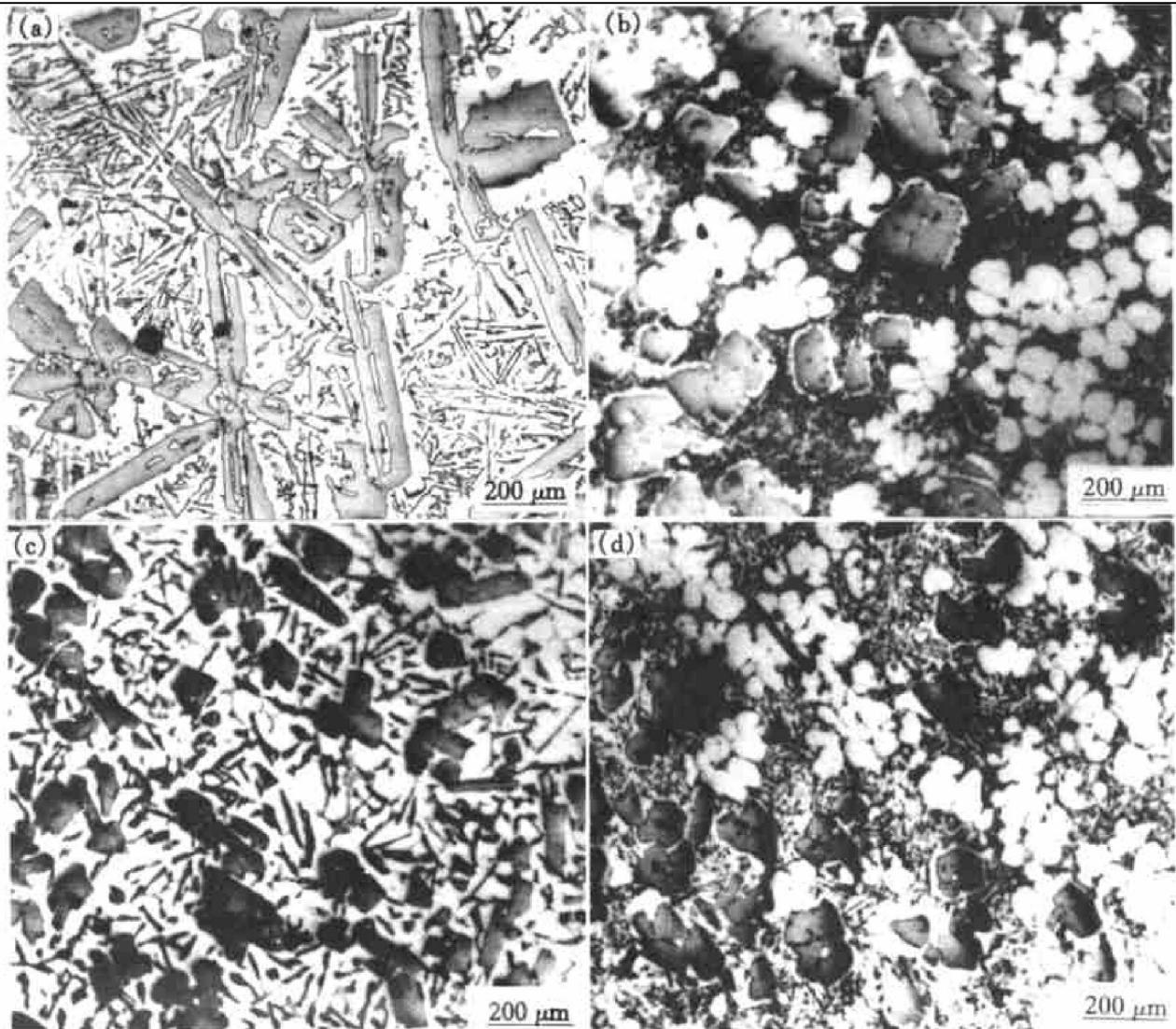


图 1 Al-24% Si 过共晶合金的显微组织

Fig. 1 Microstructures of hypereutectic Al-24% Si alloy

- (a) —Traditional sand casting; (b) —Stirred by electromagnetic field; (c) —Modified by 0.1% phosphorus;  
(d) —Modified by 0.1% phosphorus and stirred by electromagnetic field

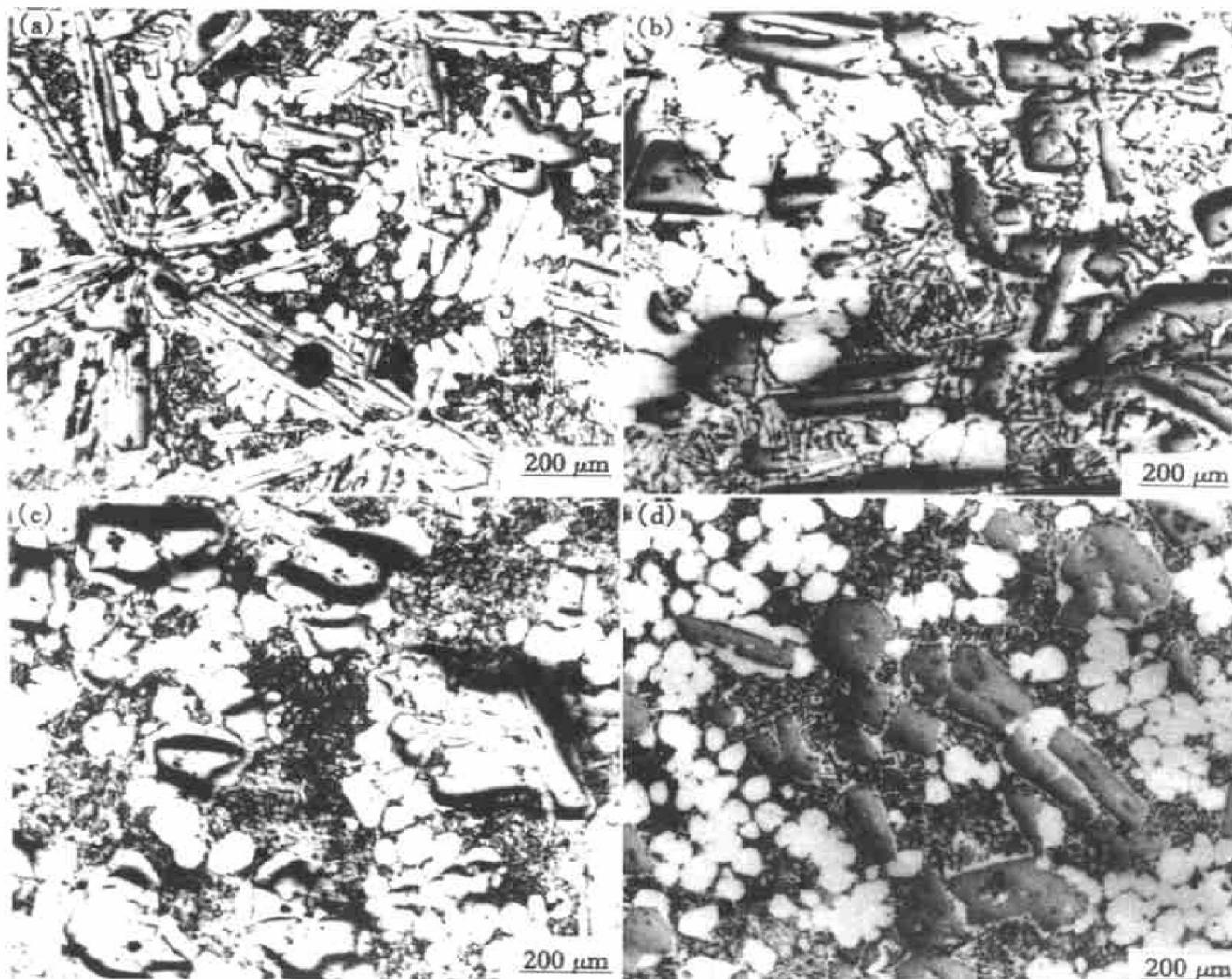


图 2 不同功率搅拌的 Al-24% Si 过共晶合金的显微组织

Fig. 2 Microstructures of hypereutectic Al-24% Si alloy stirred by electromagnetic field with different power gradually decreased from (a) to (d)

度更高, 液面出现很深的搅拌液穴, 板片状的初生 Si 发生显著变化, 粗大的板片状初生 Si 消失, 代之一较细小的球团状或块状和个别的短片状初生 Si, 初生 Si 的尖角变得更加圆钝, 如图 2(c), (d) 所示。

为了衡量细化效果, 测定了各试样初生 Si 的最大尺寸, 如图 3 所示。图 3 表明: 经过电磁搅拌, Al-24% Si 过共晶合金初生 Si 的尺寸可由 300 μm 减小到 100 μm。

### 2.3 初生 Si 产生细化和球团化的机理分析

在电磁搅拌中, 熔体中固相和液相受到的电磁力分别为<sup>[9]</sup>:

$$F_l = J \times B \quad F_s = 1.5 J \times B$$

$$J = \delta V \times B$$

式中  $F_l, F_s$  —液相、固相所受电磁力;  $J$  —感应

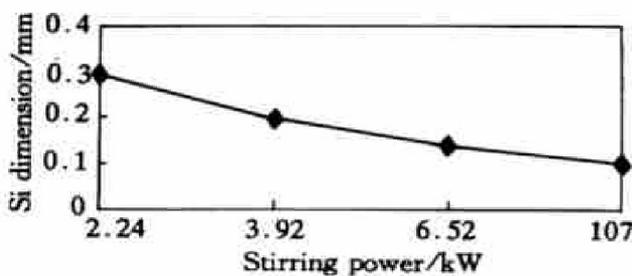


图 3 Al-24% Si 过共晶合金中初生 Si 的尺寸与搅拌功率的关系

Fig. 3 Relation between primary Si dimensions in hypereutectic Al-24% Si alloy and different stirring power

电流密度;  $B$  —磁感应强度;  $\sigma$  —运动物体的电导率;  $V$  —运动物体相对于磁场的速度。

由上式可以看出, 对于初生 Si 而言, 其电导率很小, 受到的电磁力也非常小, 可以认为电磁搅拌

作用下的熔体中, 初生 Si 主要是在粘性液体的带动下运动的。因此, Al-24% Si 过共晶合金中的初生 Si 的细化及球团化可能通过以下几个途径实现。

1) 机械作用: 由于无缺陷单晶硅的断裂强度约为  $2 \times 10^8 \text{ N/m}^{2[10]}$ , 在电磁搅拌下, 合金熔体对初生 Si 产生的剪切力很难使无缺陷的单晶硅破碎, 但实际上初生 Si 在电磁搅拌下发生了明显的细化, 因此显然还有其它原因。在实际情况下, 过共晶铝硅合金中的初生 Si 并不是理想的单晶, 在初生 Si 中存在很多缺陷, 表现在初生 Si 板片上存在许多孔洞及薄弱的结合处, 如图 4 所示。另外, 在初生 Si 中还有孪晶、位错、亚晶界等缺陷存在。在剧烈紊流熔体的作用下, 初生 Si 可能会在有缺陷的部位产生折断, 尤其当较长的初生 Si 板片与另一初生 Si 板片相碰撞时, 其撞击力可能足以使初生 Si 沿薄弱处折断。改变搅拌功率的实验也表明, 随电磁搅拌功率增加, 熔体内部的紊流加剧, 这使初生 Si 破碎的几率增加, 从而导致初生 Si 尺寸的减小。在电磁搅拌过程中, 初生 Si 与初生 Si 及初生 Si 与液相发生剧烈的摩擦、碰撞, 这将使初生 Si 的尖角处于高能状态, 使初生 Si 的尖角发生钝化。

Al-24% Si 过共晶合金组织中很少发现弯曲的初生 Si, 这说明初生 Si 发生脆性断裂而不象初生  $\alpha$  (Al) 那样先发生弯曲再发生根部熔断。

2) 抑制初生 Si 的各向异性生长: 初生 Si 作为小平面相, 其生长带有强烈的各向异性, 当合金熔体温度下降时, 初生 Si 会因择优生长而使其变长, 这不利于初生 Si 的球团化。但在强烈的电磁搅拌下, 促使初生 Si 各表面形成较多的机械孪晶, 又加快了溶质的扩散和温度场的均匀, 有利于液相中的 Si 原子在初生 Si 择优生长方向的侧面沉积、生长,

使初生 Si 厚度增加, 这在一定程度上抑制了初生 Si 的择优生长, 促使其向球团化转变。搅拌功率越大, 这一抑制作用越强。

3) 促进初生 Si 的熟化: 初生 Si 表面的曲率不一样, 初生 Si 与液相界面处所对应的平衡溶质元素的浓度也不一样, 初生 Si 曲率大的地方所对应的液相的平衡溶质浓度较高, 而初生 Si 曲率小的地方所对应的液相的平衡溶质浓度较低。根据晶体生长学原理, 溶质将由曲率大的地方向曲率小的地方扩散, 使初生 Si 尖角发生钝化, 有利于初生 Si 的球化, 这是一个能量降低的自发过程。电磁搅拌促进了原子的扩散, 因此也促进了初生 Si 的熟化过程。搅拌功率越大, 这一抑制作用越强。

4) P 变质促进初生 Si 的细化和球团化: 经过 P 变质, Al-24% Si 过共晶合金组织中初生 Si 细小, 初生 Si 易于球团化。但电磁搅拌在某重程度上又削弱了 P 变质细化效果, 因为电磁搅拌可能会引起 AlP 质点的碰撞聚合, 就象初生 Si 的聚合一样, 减少了初生 Si 形核的核心; 电磁搅拌还强化了溶质扩散, 从扩散长大的凝固观点看, 这将有利于初生 Si 的长大, 但激烈的熔体流动又使择优长大的初生 Si 的尖角处处于高能状态, 又不利于其长大; 电磁搅拌同样还会引起初生 Si 剧烈的碰撞, 许多初生 Si 发生了聚集长大, 如图 1(d) 所示。所以电磁搅拌对 P 变质细化效果既有有利的一面, 又有不利的一面, 在一定的条件下, 初生 Si 的细化和粗化处于动态平衡之中。

### 3 结论

1) 电磁搅拌引起 Al-24% Si 过共晶合金中初生 Si 显著细化和圆整化, 而且搅拌功率越大, 初生

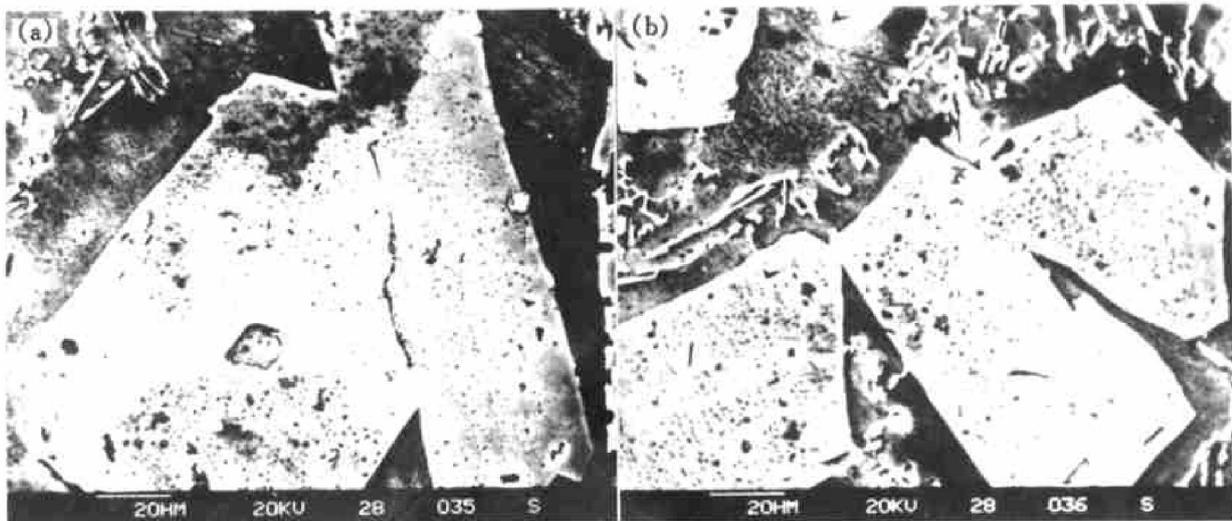


图 4 初生 Si 板片中的缺陷

Fig. 4 Defects in primary silicon

Si 的细化和圆整化程度越大。

(2) 经过 P 变质, 电磁搅拌 Al-24% Si 过共晶合金中的初生 Si 更加细小。

(3) 电磁搅拌引起的机械破碎、摩擦作用、抑制择优生长作用、促进熟化和变质细化作用使 Al-24% Si 过共晶合金中的初生 Si 发生细化和球团化。

### [ REFERENCES ]

- [ 1 ] GUI Man-chang(桂满昌), SONG Guang-sheng(宋广生), JIA Jun(贾 军), et al. Al-18% Si 过共晶合金熔体结构特征及磷的影响 [J]. Act Metall Sinica(金属学报), 1995, A31(4): 177.
- [ 2 ] YUAN Xiao-guang(袁晓光), XU Da-ming(徐达鸣), ZHANG Su-ying(张淑英), et al. 喷射沉积 Al-Si-Fe-Cu-Mg 合金的微观组织和力学行为 [J]. Act Metall Sinica(金属学报), 1997, 33(3): 248.
- [ 3 ] Valer G J, Rodriguez I, Urcola J J. Strength and toughness of semisolid processed hypereutectic Al/Si alloys [J]. Scripta Materialia, 1996, 34(3): 483.
- [ 4 ] Ichikawa K, Ishizuka S. Improvement of microstructure in hypereutectic AlSi alloys by rheocasting [J]. Trans JIM, 1987, 28(5): 434.
- [ 5 ] Ryoo Y H, Kim I J, Kim D H, et al. Microstructural characteristics of semisolid state processed hypereutectic AlSi alloys [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of the 4th International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites [C]. Sheffield, UK: The Department of Engineering Materials, University of Sheffield. 1996. 66- 70.
- [ 6 ] Diewwanit I, Flemings M C. Semisolid forming of hypereutectic AlSi alloys [A]. Kirkwood D H, Kapranos P. Proceedings of the 4th International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites [C]. Sheffield, UK: The Department of Engineering Materials, University of Sheffield. 1996. 30- 34.
- [ 7 ] LI Shu-suo(李树索), WANG De-ren(王德仁), MAO Wei-min(毛卫民), et al. Al-37% Si 合金磷变质及电磁搅拌显微组织的研究 [J]. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料), 1998, 22(5): 14- 16.
- [ 8 ] LI Shu-suo, ZHAO Ai-min, MAO Wei-min, et al. Study on mechanical properties of hypereutectic AlSi alloy by semisolid processing [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2000, 10(3): 441- 444.
- [ 9 ] Vives C. Elaboration of semisolid alloys by means of new electromagnetic rheocasting process [J]. Metall Trans, 1992, 23B(3): 189.
- [ 10 ] SATO K, MIYAZAKI H, IKUHARA Y C, et al. Structure and strength of grain-boundaries in Si bicrystals with [111] twist misorientations [J]. Mater Trans JIM, 1990, 31(10): 865.

## Microstructures of hypereutectic Al-24% Si alloy stirred by electromagnetic field

MAO Wei-min<sup>1</sup>, LI Shu-suo<sup>1, 2</sup>, ZHAO Ai-min<sup>1</sup>,  
CUI Cheng-lin<sup>1</sup>, WANG De-ren<sup>1</sup>, ZHONG Xue-you<sup>1</sup>

(1. Foundry Institute, University of Science and Technology Beijing,  
Beijing 100083, P. R. China;

2. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China)

**[ Abstract ]** The primary silicon phases of hypereutectic Al-24% Si alloy will be solidified into large plate on traditional condition. The primary silicon phases, however, are fined greatly and distributed homogeneously, and most of them are in nodular or polygonal shape when the alloy melt solidifying is stirred violently by electromagnetic field. The larger the stirring power, the finer and rounder the primary silicon crystals. The stirring effect can be strengthened by the modification of phosphorus. The strong melt flow induced by stirring brings mechanical breaking to the primary silicon crystals and wearing among the primary silicon crystals or between the primary silicon crystals and the liquid promotes the primary silicon crystal ripening, inhibits the anisotropic growth and phosphorus agent gives modification to the primary silicon crystals.

**[ Key words ]** electromagnetic stirring; hypereutectic AlSi alloy; microstructure

(编辑 朱忠国)