

20545-549

# 半固态过共晶 Al-Si 合金显微组织中近球形 $\alpha$ 相形成机理的研究 \*

李树索<sup>1,2)</sup> 赵爱民<sup>1)</sup> 毛卫民<sup>1)</sup> 钟雪友<sup>1)</sup> 韩雅芳<sup>2)</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

TG14

**摘 要** 在电磁搅拌法制备的半固态过共晶 Al-Si 合金的微观组织中发现了大量的近球形  $\alpha$  相。实验证明, 这种近球形  $\alpha$  相是在共晶温度 575 °C 以上开始析出的, 并且在重新加热至固液两相区 575—590 °C 内保温一段时间后, 这种近球形  $\alpha$  相仍然存在。理论分析表明, 在电磁力和电磁搅拌产生的局部微区的高压作用下, 过共晶 Al-Si 合金熔体中 Al 原子偏聚团发生合并、长大而形成  $\alpha$  相晶核, 并且  $\alpha$  晶核生长在电磁搅拌的作用下成为近球状。

**关键词** 半固态, 过共晶 Al-Si 合金, 近球形  $\alpha$  相

**中图分类号** TG146.2

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2000)05-0545-05

过共晶合金 显微组织

## STUDY ON FORMING MECHANISM OF SPHERE-LIKE $\alpha$ PHASE IN MICROSTRUCTURE OF SEMISOLID HYPEREUTECTIC Al-Si ALLOY

LI Shusuo<sup>1,2)</sup>, ZHAO Aimin<sup>1)</sup>, MAO Weimin<sup>1)</sup>, ZHONG Xueyou<sup>1)</sup>, HAN Yafang<sup>2)</sup>

1) Foundry Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

2) Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095

Correspondent: ZHAO Aimin, associate professor, Tel: (010)62332882, Fax: (010)62311716

Manuscript received 1999-07-12, in revised form 1999-12-27

**ABSTRACT** A large number of sphere-like  $\alpha$  phases have firstly been found in microstructure of semisolid hypereutectic Al-Si alloy prepared by electromagnetic stirring. The results of the experiments indicated that this kind of sphere-like  $\alpha$  phases appeared above eutectic temperature 575 °C, and it remained in the microstructure of semisolid hypereutectic Al-Si alloy reheated above eutectic temperature. Based on the experiment results and theoretical analysis, this kind of  $\alpha$  phase nucleates through the mergence of similar solid aluminum atom clusters in hyper eutectic Al-Si alloy melt under the electromagnetic force and high pressure in some mini-zone of the semisolid melt caused by electromagnetic stirring.

**KEY WORDS** semisolid, hyper eutectic Al-Si alloy, sphere-like  $\alpha$  phase

过共晶 Al-Si 合金的平衡组织由初生  $\beta$  和  $(\alpha+\beta)$  共晶体组成。冷却速度较慢时初生  $\beta$  呈粗大的板片状, 特别是在 Si 含量较高的合金中初生  $\beta$  更为粗大, 这将显著地降低过共晶 Al-Si 合金的力学性能和切削加工性能, 因此如何改善初晶 Si 的形貌、细化初晶 Si, 从而提高过共晶 Al-Si 合金力学性能和切削加工性能受到人们的重视。常用细化初生  $\beta$  的方法有变质处理<sup>[1]</sup>、快速凝固<sup>[2]</sup>, 但变质处理只在较低的 Si 含量范围内有效, 而快速凝固成本

较高。近年来, 有人将半固态加工技术应用到过共晶 Al-Si 合金。Kim 等<sup>[3]</sup>与 Diewwant 等<sup>[4]</sup>应用机械搅拌细化初生  $\beta$ , 改善初生  $\beta$  相。文献 [5] 和 [6] 报道了在电磁搅拌法制备的半固态过共晶 Al-Si 合金的微观组织中, 均发现大量近球形  $\alpha$  相, 而且这种近球形  $\alpha$  相的大量出现, 可明显改善合金的力学性能和半固态触变成形性能<sup>[7]</sup>。有关近球形  $\alpha$  相的析出特点、形成机理至今在国内外文文献中尚未见到公开报道, 而开展这方面的研究工作, 具有重要的理论价值和实际意义。

\* 国家自然科学基金资助项目 59771011

收到初稿日期: 1999-07-12, 收到修改稿日期: 1999-12-27

作者简介: 李树索, 男, 1969 年生, 工学博士

### 1 实验方法

以 Al-24Si(质量分数, %, 下同) 的过共晶 Al-Si 合

金为研究对象, 采用工业纯铝和结晶 Si 配制这种合金. DTA 实验结果表明该合金的共晶温度为 575 ℃. 用电阻坩埚炉将合金熔化至 820 ℃, 浇入电磁搅拌器的石墨坩埚中, 通电进行连续电磁搅拌, 直至不能搅动为止, 取出坩埚立即水淬, 以固定此时此刻的半固态组织, 制备出半固态 Al-24Si 过共晶合金坯料. 实测合金液在搅拌过程中平均冷却速度约 45 ℃/min. 为了观察铸态组织, 浇注一砂型铸造试样.

液淬实验是为了考察  $\alpha$  相的析出规律, 在连续搅拌过程中用石英管取样液淬, 观察不同温度液淬试样的微观组织. 采用保温坩埚进行电磁搅拌, 控制合金液在连续搅拌过程中的冷却速度, 从浇注至搅拌到 575 ℃ 为连续冷却, 平均冷却速度为 5 ℃/min, 在 575 ℃ 恒温搅拌一段时间.

加热重熔实验是考察这种近球形  $\alpha$  相在固液两相区的稳定性, 从电磁搅拌制备半固态 Al-24Si 过共晶 Al-Si 合金坯料取样, 加工成多个直径 20 mm×20 mm 的试样. 根据液淬实验和 DTA 实验结果, 重熔温度选定为 575, 580, 585, 590, 595, 600 和 610 ℃, 试样分别在上述温度下保温 1 h 后水淬, 用光学显微镜观察不同温度重熔试样的微观组织, 用图像分析仪测量重熔试样中初生  $\beta$  和近球形  $\alpha$  相的面积分数.

## 2 实验结果及分析

### 2.1 半固态 Al-24Si 过共晶合金的微观组织

实验观察发现电磁搅拌制备的半固态 Al-24Si 过共晶合金的微观组织与砂型铸造的试样的组织有很大的区别. 砂型铸造的 Al-24Si 过共晶合金的微观组织由初生  $\beta$  和  $(\alpha+\beta)$  共晶体组成, 初生  $\beta$  呈粗大的板片状, 共晶  $\beta$  为针状, 如图 1a 所示. 而电磁搅拌制备的半固态 Al-24Si 过共晶合金的微观组织, 初生  $\beta$  明显得到细化, 而且出现大量的近球形  $\alpha$  相, 如图 1b 所示. 图 1b 中近球

状  $\alpha$  相和初生  $\beta$  分布在共晶组织中.

### 2.2 近球状 $\alpha$ 相析出温度

图 2a, b, c 和 d 分别是连续搅拌过程中 600, 590, 580 和 575 ℃ 取样液淬的微观组织的金相照片. 液淬实验表明, 高于 600 ℃ 取样液淬试样的微观组织中未观察到明显的近球状  $\alpha$  相. 600 ℃ 取样液淬试样的微观组织中观察到有这种近球状  $\alpha$  相, 如图 2a 所示; 随着温度的降低和搅拌时间的延长,  $\alpha$  相的数量逐渐增多, 尺寸越来越大, 形貌也越来越圆整, 如图 2b, c 和 d 所示. 这说明在电磁搅拌过程中, 近球状  $\alpha$  相是在高于共晶线温度 575 ℃ 就开始析出, 并且随着温度的降低, 其数量不断增多, 尺寸不断长大.

### 2.3 重熔实验结果

重熔实验结果表明, 当重熔温度低于 590 ℃ 时, 半固态 Al-24Si 合金组织中仍然有近球形  $\alpha$  相存在; 当重熔加热温度为 595 ℃, 这种近球形  $\alpha$  相已经完全消失. 图 3a 和 b 分别是 585 和 595 ℃ 重熔的金相照片, 从图 3a 中可以看出, 近球状  $\alpha$  相在重熔和保温过程中变得更加圆整; 从图 3b 可以看出, 近球状  $\beta$  消失, 但组织出现淬火过冷的枝晶状  $\alpha$ . 表 1 是不同温度重熔的试样中初生  $\beta$  和近球状  $\alpha$  相的图像分析结果, 可以看出, 低于 585 ℃ 重熔时, 近球形  $\alpha$  相的面积分数变化不大, 且近球形  $\alpha$  相所占的面积分数高于初生 Si 相的面积分数.

### 2.4 近球状 $\alpha$ 形成机理的分析

过共晶 Al-Si 合金平衡态组织由初生  $\beta$  和  $(\alpha+\beta)$  共晶体所组成, 在搅拌、高压和快速凝固条件下其组织由  $\alpha+\beta+(\alpha+\beta)$  共晶体组成, 同时出现初生  $\alpha$  和初生  $\beta$ . 在冷却速度较快时, 过共晶 Al-Si 合金中易出现枝晶初生  $\alpha$  相, 这是由于 Al-Si 合金的共晶共生区明显偏向 Si 的一侧<sup>[8]</sup>, 过冷的共晶液体在快冷条件下进入共晶共生区下方的  $\alpha$  单相区形核, 并在共晶液体中自由生长成枝晶状,



图 1 Al-24Si 合金的显微组织

Fig.1 Microstructures of Al-24Si alloys

(a) conventional casting alloy (b) semisolid alloy prepared by electromagnetic stirring

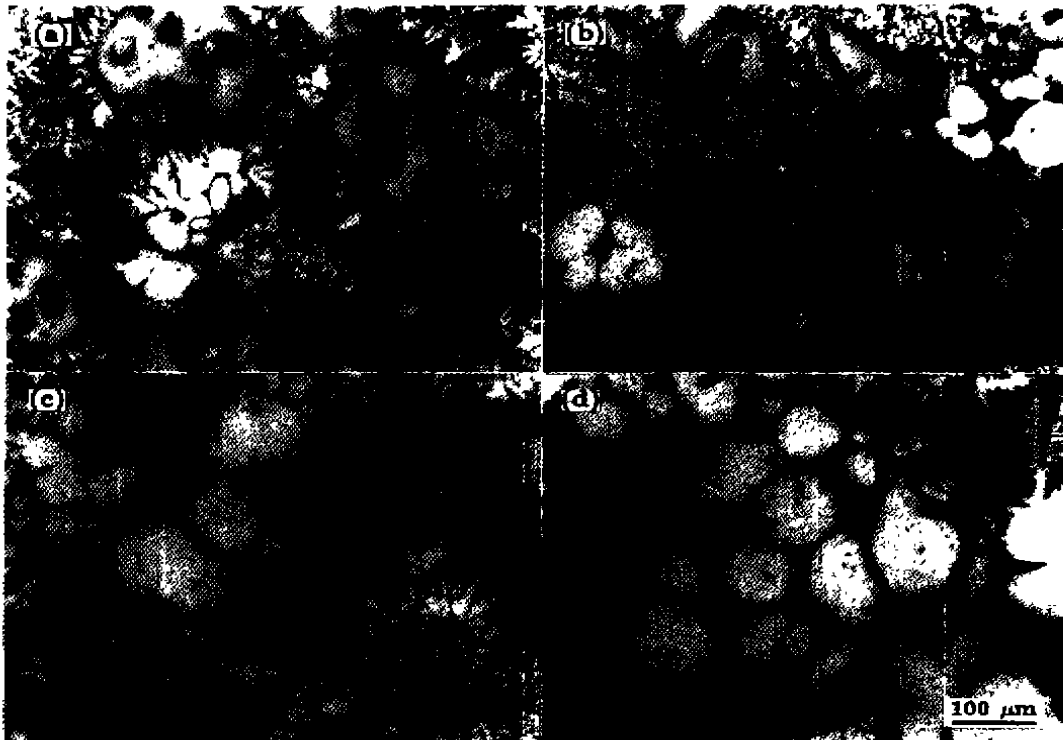


图 2 电磁搅拌 Al-24Si 合金的液淬组织

Fig.2 Microstructures of electromagnetic stirring, Al-24Si alloys quenched at 600 °C (a), 590 °C (b), 580 °C (c) and 575 °C (d)



图 3 电磁搅拌 Al-24Si 合金的加热重熔组织

Fig.3 Microstructures of electromagnetic stirring Al-24Si alloy remelt at different temperatures (a) 580 °C (b) 595 °C

表 1 在不同温度重熔的半固态 Al-24Si 合金的微观组织中初生  $\beta$  和近球状  $\alpha$  相的面积分数

Table 1 The area fractions of primary  $\beta$  and sphere-like  $\beta$  in semisolid Al-24Si alloy reheated to different temperatures

Reheat temperature, °C	Area faction of primary $\beta$ , %	Area faction of sphere-like $\alpha$ , %
575	20.96	24.15
580	19.59	23.36
585	18.99	22.69
590	18.83	13.30
595	18.06	0

其析出温度低于常规共晶温度。

电磁搅拌条件下出现的近球状  $\alpha$  相与快冷条件下得到的枝晶状  $\alpha$  相的形貌、数量都不同, 近球状  $\alpha$  相在常规共晶温度以上析出, 并且可以在较慢的冷却速度下产生。本文认为出现这种情况与电磁搅拌作用有关。

液态金属或合金宏观上可以看成是单一均匀的熔体, 然而其微观状态存在着不均匀性, 在 Al-Si 合金过热熔体中存在着 Al 原子和 Si 原子偏聚团, 在一定条件下这些原子偏聚团可以从类液型向类固型转化。对于液态过共晶 Al-Si 合金, 当温度降至液相线以下, Si 原子偏聚团聚集长大, 当超过临界尺寸后就成为晶核, 并在熔体中生长形成初生  $\beta$  相, 而一般条件下 Al 原子偏聚团在共晶温度以上时是不可能达到临界晶胚尺寸的。

在电磁搅拌过程中, 熔体中固相和液相所受到的电磁力<sup>[9]</sup>分别为

$$\vec{F}_s = 1.5\vec{J} \times \vec{B}, \quad \vec{F}_l = \vec{J} \times \vec{B} \quad (1)$$

$$\vec{J} = \sigma \vec{V} \times \vec{B} \quad (2)$$

式中,  $\vec{F}_l, \vec{F}_s$  为液相、固相所受电磁力,  $\vec{J}$  为感应电流密度,  $\vec{B}$  为磁场强度,  $\sigma$  为运动物体的电导率,  $\vec{V}$  为运动物体相对于磁场的速度。

可以看出, 熔体所受到的电磁力与磁场强度、电导率有关。而 Al 和 Si 的电导率是不相同的, 过共晶 Al-Si 合金熔体在电磁搅拌过程中 Al 原子偏聚团、Si 原子偏聚团和析出的初生  $\beta$  所受到的电磁力是各不相同的。其中 Si 原子偏聚团受到的电磁力最大; 已析出的初生  $\beta$  相所受的电磁力最小, 几乎为 0; Si 原子偏聚团受到的电磁力也很小。在电磁搅拌作用下 Al 原子偏聚团在电磁力的作用下发生剧烈的运动, 这些激烈运动的 Al 原子偏聚团可能相互碰撞而发生合并, 尺寸变大。并且这种过共晶 Al 合金熔体在剧烈电磁搅拌过程中, 会产生空化效应<sup>[9]</sup>, 即在剧烈运动的半固态流过共晶 Al 合金体中存在某些局部的低压微区, 合金液中溶解的气体可能在此低压微区聚集形成气泡, 当这些气泡运动到高压区将会破裂而形成微观射流, 在局部微区产生很高的瞬时压力, 对 Al-Si 合金的熔点和形核条件产生影响。根据 Clausius-Clapayron 方程知

$$\Delta T_m = \frac{T_m \Delta V}{\Delta H} \Delta p \quad (3)$$

式中,  $\Delta T_m$  是由于压力改变而导致的熔点变化值;  $T_m$  为常压下合金的熔点;  $\Delta V$  为单位重量液态金属与固态金属体积之差;  $\Delta H$  为熔化潜热;  $\Delta p$  为压力变化值, 可以计算在 5.5 GPa 高压下, 纯铝的熔点可以提高到 1063 °C, 而纯硅的熔点将下降。据测定压力增加 100 MPa, 纯铝的熔点升高 6.4 °C<sup>[10]</sup>。

压力对 Al-Si 相图产生影响, 图 4 是不同压力下 Al-Si 相图。可以看出随着压力提高,  $\alpha$  单相区和 (L+ $\alpha$ ) 两相区扩大。在空化效应产生的瞬时局部高压微区内, 本实验的 Al-24Si 合金液可能处于 (L+ $\alpha$ ) 两相区,  $\alpha$  相的具有形核和长大的条件。其形核的临界半径  $r_c$  为

$$r_c = \frac{\sigma_{L-S} T_m}{\Delta H \Delta T} \quad (4)$$

式中,  $\sigma_{L-S}$  固液界面张力,  $\Delta T$  为液态金属形核时的过冷度。

在加压的条件下

$$\Delta T = \Delta T_0 + \Delta T_m \quad (5)$$

式中,  $\Delta T_0$  为液体金属在一个大气压条件下形核所需的过冷度。

将式 (3) 和 (5) 代入式 (4) 得

$$r_c = \frac{\sigma_{L-S} T_m}{\Delta H \cdot \Delta T_0 + T_m \Delta V \cdot \Delta p} \quad (6)$$

对于  $\alpha$  相,  $\Delta V > 0$ 。由式 (6) 可知当压力增加, 形核的临界半径减小。因此, 在电磁搅拌条件下, 过共晶 Al 合金熔体中 Al 原子偏聚团可达到这种局部瞬时高压微区内  $\alpha$  相形核的临界半径, 从而在高于共晶温度形成  $\alpha$  相晶核。随着温度的降低,  $\alpha$  相晶核不断长大, 而且在电磁搅拌条件下,  $\alpha$  相不再以树枝晶的方式长大, 与搅拌凝固条件下亚共晶 Al-Si 合金中的  $\alpha$  相一样, 逐渐演化为近球形。

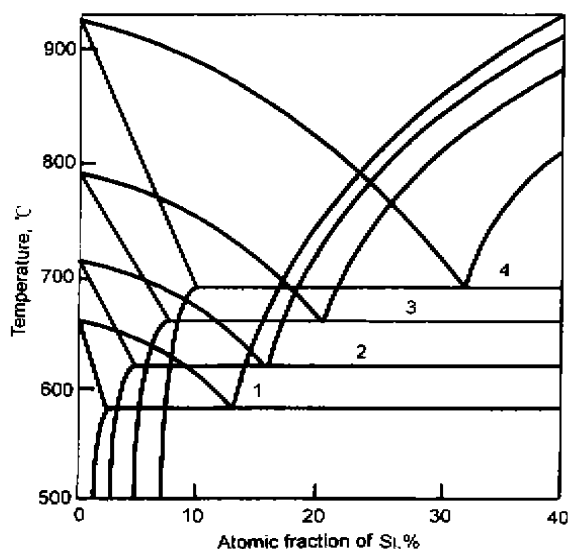


图 4 压力对 Al-Si 合金相图的影响

Fig.4 The effects of pressure on Al-Si alloy phase diagram

1— $1 \times 10^{-4}$  GPa    2—1 GPa  
3—2.5 GPa        4—5 GPa

### 3 结论

(1) 在半固态过共晶 Al-Si 合金坯料中存在大量的近球形  $\alpha$  相，其析出温度在共晶温度 575  $^{\circ}\text{C}$  以上，重新加热至固液两相区，在 575—590  $^{\circ}\text{C}$  范围内保温一段时间这种近球形  $\beta$  相仍然存在，加热温度高于 595  $^{\circ}\text{C}$  这种近球形  $\alpha$  相全部熔化。

(2) 过共晶 Al-Si 合金熔体中的类固型原子偏聚团在电磁力及搅拌作用下发生合并，并且在电磁搅拌条件下熔体中形成局部微区的瞬时高压，高压作用扩大  $\alpha$  单相区和 (L+ $\alpha$ ) 两相区的范围，降低  $\alpha$  相形核所需的临界半径， $\alpha$  相在高于共晶温度 575  $^{\circ}\text{C}$  形核，在电磁搅拌下  $\alpha$  相晶核不断长大演化为近球形。

### 参考文献

- [1] Gui M C, Song G S, Jia J, Li Q C. *Acta Metall Sin*, 1995; A31(4): 177  
(桂满昌, 宋广生, 贾均, 李庆春. 金属学报, 1995, A31(4): 177)
- [2] Yuan X G, Xu D M, Zhang S Y, Li Q C. *Acta Metall Sin*, 1997; 33(3): 248  
(袁晓光, 徐达鸣, 张淑英, 李庆春. 金属学报, 1997; 33(3): 248)
- [3] Kim G H, Lee J I, Lee J C, Lee H I. *Scr Mater*, 1997; 37(7): 929
- [4] Diewwant I, Flengmings M C. In: Kirkwood D H, Kapranos P eds, *Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Sheffield, UK, 1996: 30
- [5] Wang D R, Mao W M, Li S S, Zhong X Y. *J Univ Sci Technol Beijing*, 1998; 20(4): 336  
(王德仁, 毛卫民, 李树索, 钟雪友. 北京科技大学学报, 1998; 20(4): 336)
- [6] Li S S, Mao W M, Zhong X Y. *J Spec Cast Nonferrous Met*, 1998; 98(suppl.): 1  
(李树索, 毛卫民, 钟雪友. 特种铸造及有色合金, 1998; 98(增刊): 1)
- [7] Li S S. *Ph D Thesis*, University of Science and Technology Beijing, 1999  
(李树索. 北京科技大学博士论文, 1999)
- [8] Li S P, Chen X C, Барабаш О М, Ошкодеров С Л. *Acta Metall Sin*, 1995; 31(2): A47  
(李顺朴, 陈熙琛, Барабаш О М, Ошкодеров С Л. 金属学报, 1995; A31(2): 47)
- [9] Vives C. *Metal Trans*, 1992; B23(3): 189
- [10] Qi P X. *Squeezing Casting*. Beijing: Guofang Industry Press, 1984: 8  
(齐丕骥. 挤压铸造. 北京: 国防工业出版社, 1984: 8)