

半固态亚共晶铝硅合金 非枝晶固相的形成与演变^①

邢书明 马 静 陈维视 李亚敏
(河北科技大学材料系, 石家庄 050054)

胡汉起
(北京科技大学铸造研究所, 北京 100083)

摘 要 利用定量金相技术研究了亚共晶铝硅合金在磁搅拌连续冷却过程中一次固相的形成及演变规律。结果表明, 一次固相首先在型壁上形核和长大, 并具有粒状、条状和树枝状三种形态。随后, 在搅拌作用下从型壁上脱落进入熔体内部, 随熔体做整体运动的同时还会发生自旋运动。运动过程中, 粒状晶向球形演变, 条状和树枝状游离晶则会发生颈缩和熔断, 增殖为若干个小的粒状晶, 并最终演变成以近球形粒状非枝晶为主的演变组织。

关键词 铝硅合金 固相形成与演变 非枝晶组织 半固态浆料制备
中图法分类号 TG244

半固态成形技术具有凝固收缩小、不易卷气、晶粒细小、无宏观偏析、成形力小、模具寿命长等一系列优点。它要求坯料的显微组织中一次固相是非枝晶近球形颗粒^[1]。因此, 半固态坯料中一次固相形态和数量的控制是半固态金属加工技术的关键, 受到了国内外的普遍重视。在等温条件下的研究认为一次半固态合金中固态自熔体内部生核^[2], 并通过 Ostwald 熟化、枝晶臂折断、合并等机制转变为非枝晶组织^[3]。连续冷却条件下一次固相的形成与演变规律尚需探讨。本文以 Al-5.57% Si 为例, 研究了一次固相的形成及演变, 并结合理论分析, 提出了非枝晶组织的形成条件。

1 实验方案

利用自制的磁搅拌半固连铸机制备 Al-5.57% Si 半固态浆料, 在不同时刻用石英玻璃管抽吸试样并液淬, 利用定量金相分析技术进行一次固相尺寸、形态和数量的测定。制浆室直径 d 100 mm, 由水玻璃石英砂制成。冷却速

度 0.2~0.5 °C/s, 浇温 730 °C, 模温 530 °C, 搅拌速度 1160 r/min。

一次固相的尺寸, 形态及数量分别用平均直径 D , 形状系数 Ψ 及体积分数 φ_s 来描述。计算公式如下:

$$D = \frac{l_1 + l_2}{2}; \quad \Psi = \frac{l_2}{l_1}; \quad \varphi_s = \frac{l_s}{l}$$

式中 l_1, l_2 分别为固相颗粒的长和宽; l_s, l 分别为固相的截线长和测量线总长。每个试样取 5 个视场, 每个视场进行 5 次测量, 然后进行统计分析。

2 实验结果

浇注后, 不同时刻半固态浆料中的一次固相形态、数量及尺寸变化如图 1。由图 1(a) 看出, 浇毕 30 s 内, 未见一次固相形成, 其液淬组织为均匀细小的树枝晶。冷却 60 s 后的液淬组织中出现了一些尺寸较大的近球形颗粒(如图 1(b)), 说明这时已有一次固相形成。冷却到 90 s 时, 组织中出现了三种形态的 α 相: 细

① 收稿日期: 1998-10-05; 修回日期: 1999-02-01 邢书明, 男, 35 岁, 副教授

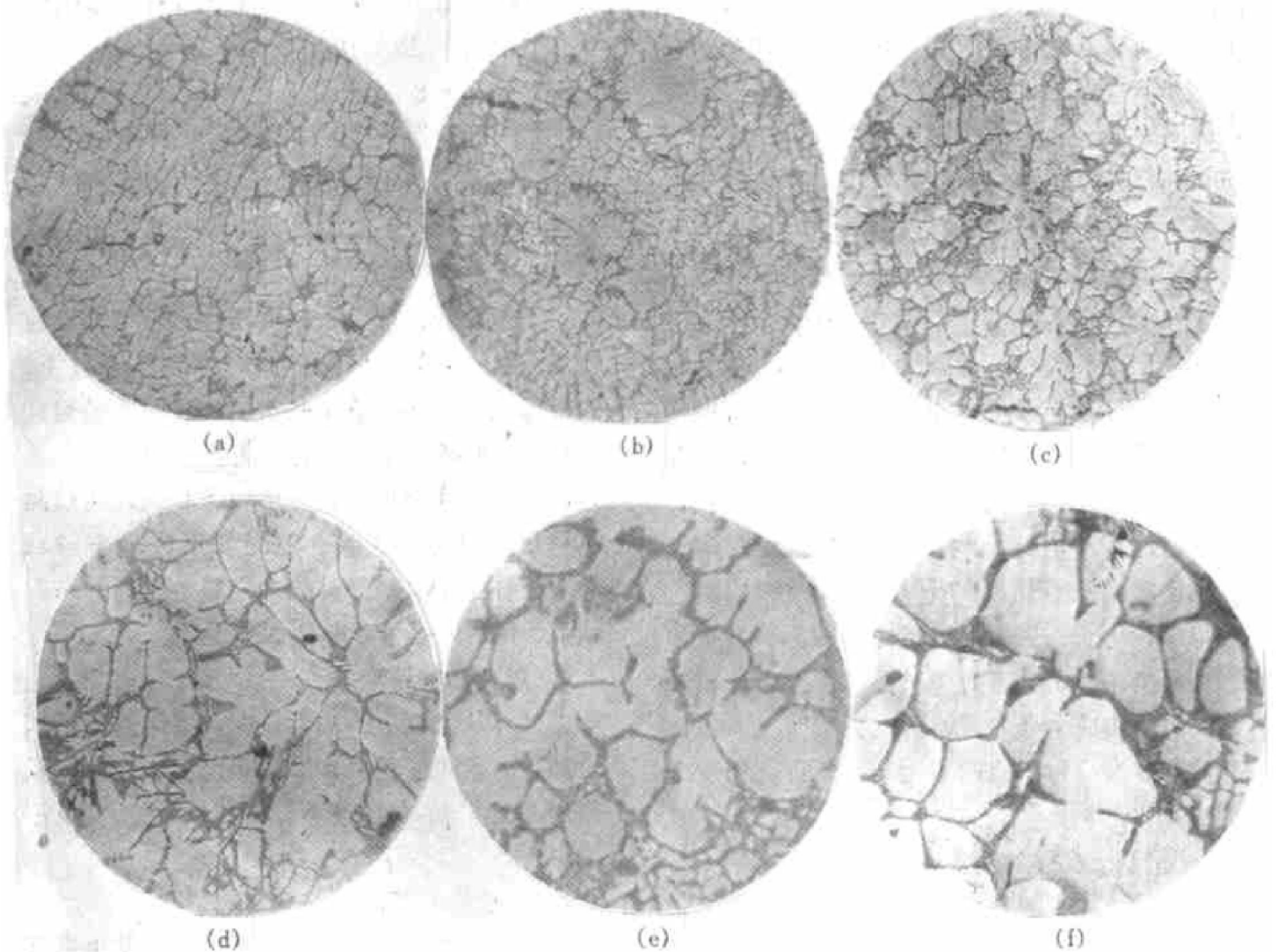


图1 不同时刻的液淬组织($\times 100$)

Fig. 1 Quenched structures at different times($\times 100$)

(a) —Time 30 s, $\varphi_s = 0$; (b) —Time 60 s, $\varphi_s = 0.05$, $\Psi = 0.72$, $D = 75 \mu\text{m}$;

(c) —Time 90 s, $\varphi_s = 0.22$, $\Psi = 0.61$, $D = 50 \mu\text{m}$; (d) —Time 120 s, $\varphi_s = 0.36$, $\Psi = 0.71$, $D = 78 \mu\text{m}$;

(e) —Time 180 s, $\varphi_s = 0.51$, $\Psi = 0.73$, $D = 89 \mu\text{m}$; (f) —Time 225 s, $\varphi_s = 0.55$, $\Psi = 0.74$, $D = 95 \mu\text{m}$

小的近球形颗粒, 条状和变态树枝晶, 形状系数减小, 平均直径也较小, 说明游离晶发生了局部重熔。冷却时间延长至 120s 时, 条状晶的长度减小, 宽度变大; 变态树枝晶转变为条状晶。冷却 180s 时, 液淬组织中以近球状的粒状晶为主, 形状系数达到了 0.73, 并可清楚看到条状晶和变态树枝晶向粒状晶的转化。随后进一步冷却, 组织形态变化不大, 但尺寸和数量逐渐增加。

这种一次固相的形态演变过程与其他作者观察到的结果相差不大^[4, 5]。值得注意的是, 一次固相的最初形态并非都是树枝晶。因此, 在磁搅拌连续冷却条件下一次固相的形成及随后

的演变不同于等温条件下的固相的形成及随后的演变, 有必要进行深入讨论。

3 讨论

3.1 一次固相的来源

在等温条件下的研究认为^[6], 一次固相是从熔体内部自发形成的。但在连续冷却条件下, 尽管搅拌可以使熔体温度在较大范围内趋于均匀, 但型壁附近仍然存在一个温度边界层。

温度边界层的存在说明型壁附近温度最

低, 过冷度较大。此外, 由于铸型是用耐火材料制成的, 其壁面上的微小孔洞可以作为衬底促进形核。由此可以推测, 型壁是一次固相优先形核的部位, 熔体内部最初看到的一次固相来源于型壁, 而非内生。

3.2 型壁上一次固相的形态

在液淬试样中看到的一次固相的三种形态与型壁上一次固相的形态密切相关。型壁上一次固相的最初形态一般认为是球冠形。但搅拌带来的温度及成分扰动和晶体生长的择优倾向决定了它们, 除了按球形长大外, 还会以枝晶方式生长^[7, 8]。与壁面垂直的枝晶臂很快就深入到过冷较小的熔体内部, 轴向生长被抑制, 甚至前端出现重熔; 而径向过冷度相对较大, 可以继续生长, 从而形成粗短的枝晶臂或发生二次分枝, 形成变态的树枝晶。不发生二次分枝的枝干则成为条状晶。因此, 型壁上一次固相的形态有三种: 近球形粒状, 条状晶和变态树枝晶。

3.3 型壁上晶体的游离

根据晶体游离理论, 随着型壁上晶体的长大, 其与壁面交接处会发生熔质偏析, 过冷减小, 导致颈缩。当颈缩发展到一定程度时, 会在搅拌作用下发生游离, 进入熔体内部。型壁上晶体游离的力学条件是作用在晶体根部的剪切力 F_τ 大于晶体与型壁间的粘着力 F_a 。理论分析表明^[9], 作用在晶体根部的剪切力表示为

$$F_\tau = 6\eta v \left(\frac{l}{r}\right)^3$$

晶体与型壁间的粘着力表示为

$$F_a = 2.05 \gamma / \delta_i$$

由 $F_\tau \geq F_a$ 可得晶体游离时的最小长度应满足

$$l = r \cdot 3 \sqrt{\frac{2.05 \gamma}{6\eta v \delta_i}} \quad (1)$$

式中 l 和 r 为晶体的长度和根部半径, γ 为晶体与型壁间的界面张力, δ_i 为界面的平衡厚度, η 和 v 分别为熔体的粘度及流动速度。

由式(1)可见, 提高搅拌强度、熔体粘度或强化颈缩都有利于减小游离晶的长度, 促进型壁晶的游离。而晶体与型壁间的界面张力提

高, 会阻碍游离。将试验条件下的有关数据($r = 10 \mu\text{m}$, $\gamma = 20 \times 10^{-3} \text{ J/m}^2$, $\eta = 3.2 \times 10^{-3} \text{ kg/m} \cdot \text{s}$, $v = 8 \text{ m/s}$, $\delta_i = 2 \times 10^{-3} \text{ m}$) 代入式(1)计算得到游离晶的最小长度 l 大约在 $30 \mu\text{m}$ 左右。图 1(b) 中所见的一次固相平均直径 D 为 $75 \mu\text{m}$, 大于此值, 支持了上述分析的正确性。

一般来说, 条状晶和树枝晶的长度大于粒状晶, 因此, 在三种晶体同时存在的条件下, 树枝晶最先游离, 条状晶次之, 最后才是粒状晶游离。但必须注意的是, 条状晶和树枝晶都是由粒状晶发展而来的, 尽管条状晶和树枝晶较粒状晶更容易游离, 但因其形成晚于粒状晶, 因而在连续冷却过程中, 最初看到的是粒状晶, 稍后才是条状晶和树枝晶。

3.4 游离晶的演变

晶体从型壁上游离后, 进入熔体内部随其运动。在运动过程中其形态和尺寸会发生一系列的变化。初始形态不同, 其演变过程也不同。

3.4.1 粒状游离晶的演变

粒状游离晶在熔体中运动时, 会发生自旋运动^[8], 使其周围环境趋于均匀。因此, 粒状游离晶首先保持球形生长。当球形生长的相对稳定性条件被破坏后, 也会出现分枝。

粒状游离晶保持近球形生长的临界半径

$$R_r = [6 + 15(1 + \frac{K_s}{K_l})] R^* \quad (2)$$

在熔点附近, 液固两相的热导率 K_s 和 K_l 差别很小, 即 $K_s/K_l \approx 1$, 于是由式(2)得

$$R_r = 36 R^*$$

这就是说, 粒状游离晶可以一直保持球形生长直至其半径大于临界形核半径 R^* 的 36 倍后, 才会出现分枝。

试验条件下的临界形核半径 R^* 约为 $4 \mu\text{m}$, 因此其球形生长的临界半径为 $144 \mu\text{m}$, 远大于试验测得的颗粒平均半径($D/2 \approx 25 \sim 48 \mu\text{m}$)。这说明粒状游离晶不会发生分枝长大。图 1(c) 的形状系数 Ψ 小于图 1(b) 是图 1(c) 中条状游离晶和变态树枝状游离晶增多的结果。

3.4.2 条状游离晶的演变

最初形态为条状的游离晶在随熔体运动过程中可能发生球化和分枝两种形式的演变。同样运用晶体生长理论来分析其出现分枝的条件。用条状晶的长轴尺寸与球形生长的临界半径 $2R_r$ 比较, 如果其长轴尺寸大于 $2R_r$, 则保持球形生长的稳定性条件破坏, 会出现分枝生长。分枝根部会出现颈缩、熔断、进而分解为若干个尺寸较小的粒状或条状晶。其长轴尺寸小于 $2R_r$ 的条状晶则会象粒状晶一样, 保持近球形生长。试验条件下的条状晶长轴尺寸只有 $100\sim 200\mu\text{m}$, 远小于 $2R_r$, 因此其演变形式主要是球状化。图 1(c) 至(f) 中一次固相的形状系数 Ψ 渐增的事实证实了这一分析的正确性。

3.4.3 树枝状游离晶的演变

变态树枝状游离晶在液淬组织中呈玫瑰花状, 这种现象从许多其他研究中可以得到证实^[2, 4, 10, 11]。由于溶质偏析及曲率差的作用, 花瓣(枝晶臂)根部会发生颈缩、熔断, 从而增殖为若干个粒状晶或条状晶。增殖出来的粒状或条状晶将按上述论述的规律演变。图 2 展示了正在发生增殖的树枝晶。

综上所述, 不难归纳出连续搅拌冷却条件下一次固相的形成与演变模型, 如图 3。一次固相首先在型壁上形成粒状晶, 随后部分发展成条状晶和变态树枝晶。在搅拌作用下三种形态的晶体都可能被游离进入熔体内部。在随熔

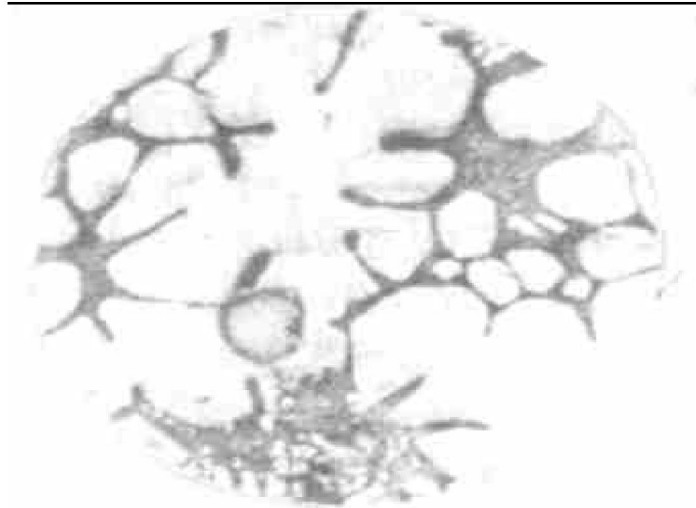


图 2 树枝晶增殖为粒状或条状晶

Fig. 2 Shot or lump solid bred from dendritic one

体做宏观运动的同时发生自旋运动, 在这些运动中, 粒状晶和条状晶接近球形方式长大, 直至其特征尺寸大于相对球形稳定生长的临界半径时, 才可能出现新的分析。变态树枝晶则发生颈缩、熔断, 增殖为粒状晶或条状晶, 最终形成以非枝晶近球粒状晶为主的理想组织。

4 结论

在连续冷却与搅拌条件下, 亚共晶 Al-Si 合金半固态熔体中一次固相的形成和演变规律是:

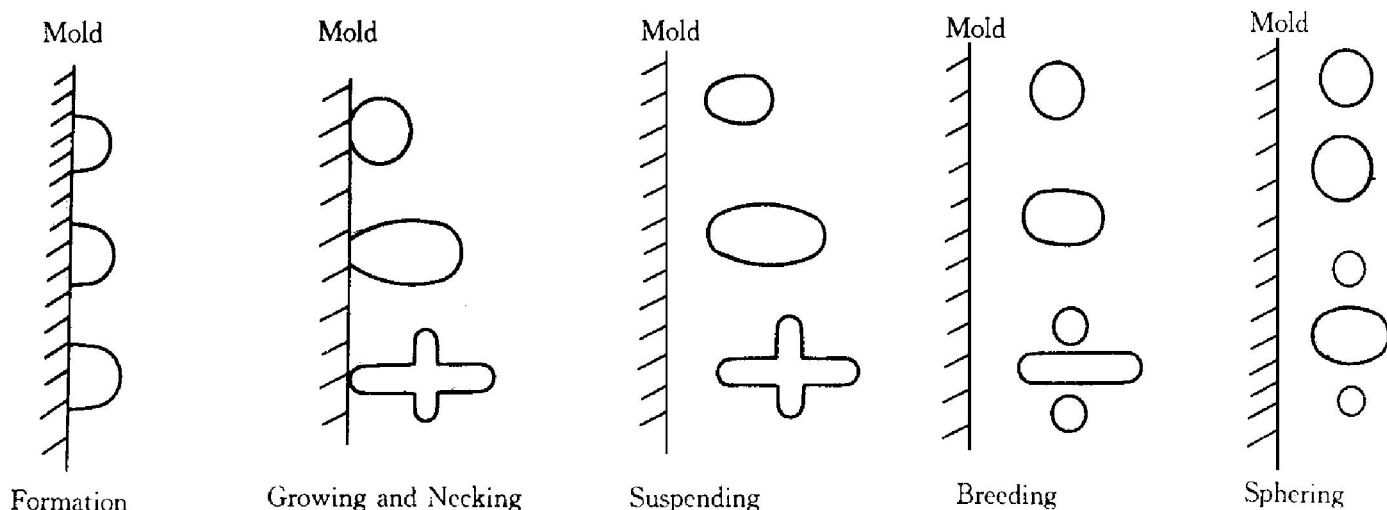


图 3 一次固相的形成及演变模型

Fig. 3 Formation and evolution model of primary solid

一次固相首先在型壁上形成,并以粒状、条状或树枝状形式存在。在搅拌作用下三种形态的一次固相都可以发生游离,并入熔体内部。游离态的粒状和条状晶特征尺寸小于 144 μm 时可以保持近球形。游离态的树枝晶会发生颈缩、熔断,增殖为粒状或条状晶。在一次固相的形态发生演变的同时,尺寸逐渐增大。固相的最终形态为非枝晶粒状近球颗粒。

REFERENCES

- 1 Flemings M C. Metall Trans, 1991, 22B(3): 269.
- 2 Prasad P R. Z Metallkunde, 1982, 73(11): 714.
- 3 Ajauwa B. Acta Metall Mater, 1991, 39(11): 2931.
- 4 Zhu Mingfang (朱鸣芳). PhD Thesis. Nanjing: Southeast University, 1995: 62.
- 5 Wang Nan, Shu Guangji and Yang Hanguo. Journal of Materials Science, 1990, 25: 2185.
- 6 Yang C Y and Beckerman C. Metal and Mater Trans, 1996, 27A: 2754.
- 7 Smeulders R J, Mishchegofsky F H and Frankena H J. Journal of Crystal Growth, 1986, 76: 151.
- 8 Huang S C and Ghcksmann M E. Acta Met, 1981, 29: 717.
- 9 Xing Shuming(邢书明), Ma Jing(马静) and Hu Hanqi(胡汉起). In: Zhang Libin(张立斌), Lu Xin(陆辛) and Hai Jintao(海锦涛) eds. Paper Collection of 3rd Youth Academic Conference of Chinese Mechanical Engineering Society(中国机械工程学会第三届全国青年学术会议论文集). Beijing: Mechanical Industry Press, 1998: 706.
- 10 Kyonka C. In: Kirkwood D H and Kapranos P eds. 4th Int Conf on Semisolid Processing of Alloys and Composition. England: University of Sheffield, 1996: 256.
- 11 Jabrane S, Clement B and Ajersch F. In: Flemings M C ed. 2nd Int Conf on Semisolid Processing of Alloys and Compositions Transaction. Cambridge: Massachusetts, 1992: 223.

FORMATION AND EVOLUTION OF NONDENDRITIC SOLID PHASE OF SEMISOLID Al-Si ALLOY

Xing Shuming, Ma Jing, Chen Weishi, Li Yamin and Hu Hanqi*

Department of Materials Science and Engineering,

Hebei University of Science and Technology, Shijiazhuang 050054, P. R. China

* *Foundry Institute, University of Science and Technology Beijing,*

Beijing 100083, P. R. China

ABSTRACT The formation and evolution of primary phase solid of hypoeutectic Al-Si alloy in the condition of continuous cooling and stirring have been explored by means of quantitative metalloscopy, the obtained results showed that the primary phase particles are mainly nucleated on the surface of stirring chamber, and their initial forms may be shot, bar or dendritic. All of them can be dropped off by the stirring force and then suspended into the melt, the suspended shot particles can be spheroidized step by step during their rotation around their center and their motion with the melt. The suspended bar and dendritic solid also can be spheroidized through necking, remelting and breeding, therefore the final structure mainly consists of nondendritic spheroidal grain, which is named rheologic structure.

Key words Al-Si alloy formation and evolution of solid non-dendritic structure making semisolid metal slurry

(编辑 何学锋)