

高硅含量过共晶铝硅合金半固态重熔组织演变

李艳霞^{1,2}, 刘俊友³, 张巨成^{1,2}, 李海凤¹

- (1. 北华航天工业学院 材料系, 廊坊 065000;
2. 北京北科德瑞冶金工程技术有限公司, 北京 100083;
3. 北京科技大学 科技产业集团, 北京 100083)

摘 要: 采用水淬实验研究熔铸法制备的 Al-25%Si 合金半固态重熔组织演变, 对初生硅相的尺寸、形态和体积分数进行定量统计和表征。结果显示: 在共晶温度以上保温过程中, 合金组织经历了共晶硅的粒状化和溶解、初生硅相熔断和尖角钝化以及形态圆整化 3 个阶段。初生硅相在重熔过程中发生“Oswald”熟化粗化, 尺寸增加, 同时形状因子增大, 体积分数减小。合金在 590~600 °C 保温 30~50 min, 初生硅尺寸粗化速率缓慢, 形态圆整并且体积分数可控, 可以满足半固态加工要求。尺寸粗化速率常数 K 与合金的初始凝固冷却速度和加热温度有关。其中, 在钢模中凝固的合金的 K 值为 23.83~38.88 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, 且随加热温度升高, K 值减小; 铜模中凝固的合金 K 值为 10.91~19.87 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, 温度升高, K 值增大。

关键词: 铝硅合金; 初生硅; 过共晶; 半固态重熔; 组织演变

中图分类号: TG244

文献标志码: A

Microstructure evolution of hypereutectic Al-Si alloy with high Si content during semi-solid remelting

LI Yan-xia^{1,2}, LIU Jun-you³, ZHANG Ju-cheng^{1,2}, LI Hai-feng¹

- (1. Department of Materials, North China Institute of Aerospace Engineering, Langfang 065000, China;
2. Beijing Bei Ke De Rui Metallurgy Engineering and Technology Co., Ltd., Beijing 100083, China;
3. Science and Technology Industry Group, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The microstructure evolution of casting Al-25%Si alloy during semi-solid remelting was studied by the water quenching experiment, and the quantitative statistics and characterization of the size, shape and volume fraction of the primary Si phase were conducted. The results show that the microstructure evolution includes three stages within the process of heating insulation above the eutectic temperature, i.e., the eutectic Si phases getting granulated and dissolving, the primary Si phases breaking and the sharp corner passivating and the shape tending to be round. The size of primary Si phases is coarsened through the Oswald ripening, its shape factor increases and the volume fraction reduces. The alloy heating to 590–600 °C and holding for 30–50 min has a low size coarsening rate (K) of primary Si phase with round shape and controllable volume fraction, which satisfies the requirement of the semi-solid processing. The size coarsening rate constant K depends on the solidification velocity and heating temperature. The alloy solidified in the steel mold has high K value of 23.83–38.88 $\mu\text{m}^3/\text{s}$. Moreover, the K value decreases with increasing temperature. While the K value of the alloy solidified in the copper mold is lower and equal to 10.91–19.87 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, which increases with increasing temperature.

Key words: Al-Si alloy; primary Si; hypereutectic; semi-solid remelting; microstructure evolution

Al-Si 二元合金具有典型的共晶型合金成分特点,当加热至共晶温度以上时,将发生共晶组织的熔化而固相(初生 α 相或初生硅相)不熔化,形成固液相共存的半固态体系。由于该合金的液、固相线间温度范围广,半固态体系可以在很长的温度区间内存在,因此,Al-Si 合金被认为是适合半固态加工的理想材料^[1]。对于高硅含量的过共晶铝硅合金,半固态坯料的制备通常采用喷射沉积法^[2-3]和半固态搅拌^[4-6]等。前者通过快速凝固使合金组织中的初生硅尺寸细化至 10~30 μm ,然后重新加热至共晶温度以上保温,获得半固态组织;而后者是将合金熔化后,降温至半固态温度区间,采用电磁或机械搅拌方法使粗大的初生硅破碎成小颗粒的硅相,同时尖角钝化,形态趋于圆整化。两种方法在实际应用中均存在设备复杂、工艺条件控制要求高、坯料制备效率低等问题,在工业化生产中增加了合金半固态加工的成本。

熔铸法是目前工业化生产下比较成熟的材料制备技术,容易实现规模化和低成本制造。在熔铸工艺中添加含 P、Re 等元素的中间合金,可以实现硅含量在 30%(质量分数)以下的过共晶铝硅合金中初生硅尺寸的有效细化^[7]。在此基础上,将熔铸制备的铝硅合金重新加热至共晶线以上温度,通过熔化控制,可以实现初生硅形态的进一步改善,最终获得满足半固态加工的理想组织^[8]。不同于喷射沉积等快速凝固形成的硅铝合金组织中仅存在单一尺寸的初生硅相,熔铸法制备的组织中同时存在共晶硅和初生硅两种形态和尺寸级别的硅相,它们在半固态重熔过程中相互作用,使整个熔化组织的转变过程变得复杂。本文作者采用熔铸法制备 Al-25%Si 合金,研究其半固态加热重熔过程中的组织演变过程及其机理,获得半固态合金中初生硅相尺寸和形态控制的途径,为高硅含量的过共晶铝硅合金半固态坯料的制备提供一种工艺简单、低成本的制备技术。

1 实验

采用 Al-23%Si 中间合金和工业纯硅为原料,配制 Al-25%Si 合金,铝和硅元素分别考虑 5%和 3%的烧损率。将高纯石墨坩埚在井式电阻炉中预热至 500 $^{\circ}\text{C}$,放入 Al-23%Si 中间合金和工业纯硅。电阻炉升温至 850 $^{\circ}\text{C}$ 使中间合金首先熔化,下方的纯硅块在金属液的润湿下快速溶解。完全熔化的金属液中加入 0.6%的 DTF-T 型清渣脱气剂进行造渣、除气,经扒渣处理后加入 Al-11.7Si-4.6P 中间合金进行变质处理,加入量

为 1.5%。金属液静止、保温 30 min 后再次进行除气、扒渣处理,静止 3 min 后分别浇入钢模和铜模中凝固。浇注模内径均为 24 mm,壁厚为 20 mm,高为 60 mm。

从铸锭上切割高 15 mm、直径 10 mm 的圆柱,置于刚玉小坩埚中,在中温箱式电阻炉中加热重熔。刚玉坩埚内径 35 mm、高 30 mm。加热温度分别为 580、590、600 和 610 $^{\circ}\text{C}$,加热速度为 20 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$,保温时间为 5~90 min。达到预定保温时间后快速取出水淬冷却,保留半固态组织。

水淬试样经机械磨光和抛光后,采用 0.5%HF 腐蚀,在 NEOPHOT21 金相显微镜下观察组织。根据体视学分析原理^[9],采用等效直径 D_E (Equivalent diameter,以下用直径表示)和形状因子 S_F (Shape factor)表征初生硅相的尺寸大小和形态。 D_E 为与颗粒面积相同的等效圆直径,其大小对颗粒的形状不敏感,能更准确地表征颗粒尺寸。形状因子 S_F 值在[0,1]之间,越接近 1,表示颗粒形状越接近理想球形。 D_E 和 S_F 的表达式分别为

$$D_E = \sqrt{\frac{4A}{\pi}} \quad (1)$$

$$S_F = \frac{4\pi A}{P^2} \quad (2)$$

式中: A 代表颗粒在二维截面的投影面积; P 表示颗粒在二维截面的周长。分别测定金相组织中 A 和 P 值,每个视场中测定颗粒数量 200 个左右,每个试样取 3 个视场。用 A/A_0 表示初生硅相的体积分数, A_0 表示图像总面积。

2 实验结果

2.1 铸态组织

图 1 所示为经变质处理后获得 Al-25%Si 合金的铸态组织。其中,图 1(a)所示为钢模中的凝固组织,初生硅相呈较大的规则块状分布,平均直径为 52 μm ,共晶硅相呈长杆状或长粒状分布于白色铝基体上。图 1(b)所示为铜模中的凝固组织,初生硅相尺寸细小、形状进一步规则化,平均直径为 23 μm ,共晶硅相呈细杆状或短纤维状,且厚度变薄。金相定量统计两种组织中共晶硅相体积分数分别为 13.7%和 15.8%,高于平衡相图中共晶硅相体积分数(11.9%)^[10]。

2.2 加热温度和保温时间对半固态组织的影响

图 2~4 所示为在钢模中凝固的合金分别加热至 580、590 和 600 $^{\circ}\text{C}$ 保温不同时间后水淬组织。可见,

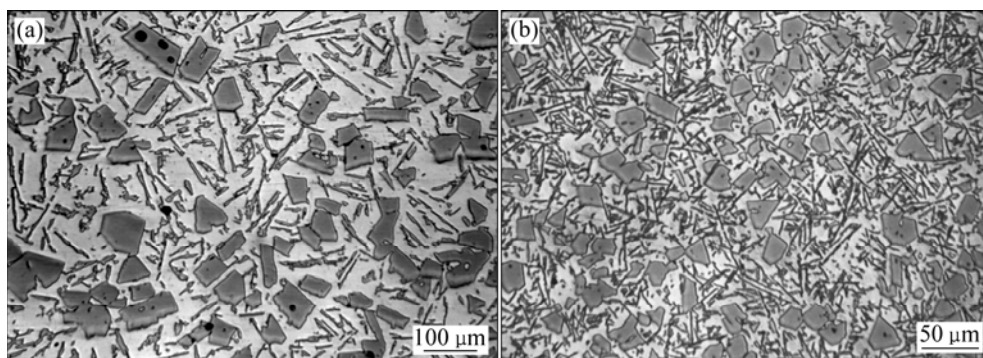


图 1 钢模和铜模中凝固 Al-25%Si 铸态金相组织

Fig. 1 Optical microstructures of Al-25%Si alloy cast in steel mold (a) and copper mold (b)

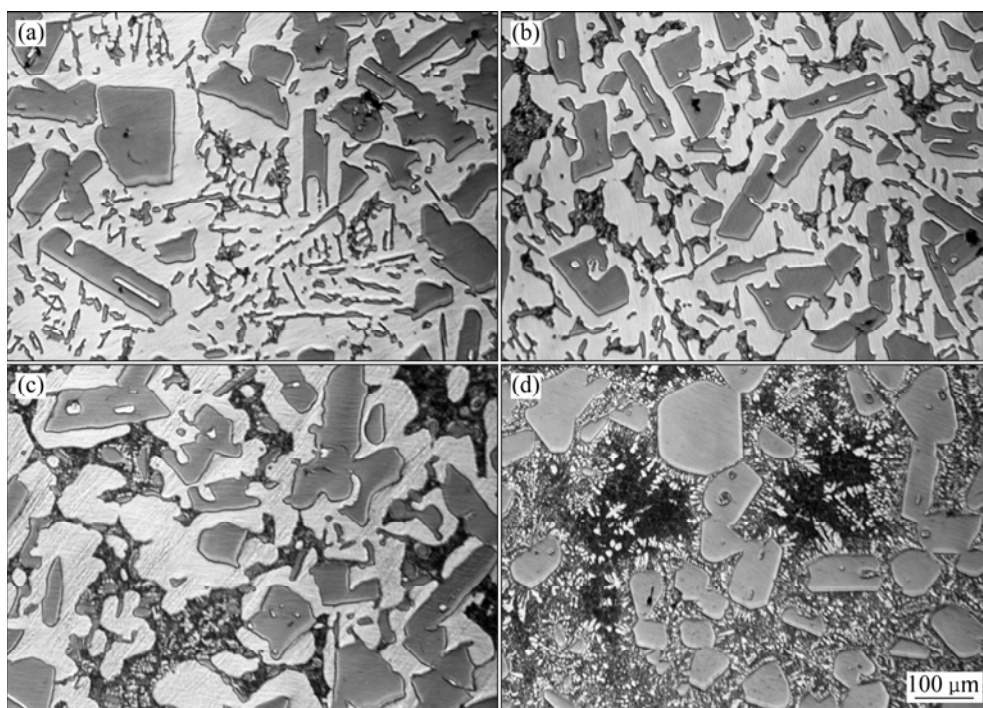


图 2 钢模中凝固的 Al-25%Si 合金在 580 °C 保温不同时间的金相组织

Fig. 2 Optical microstructures of Al-25%Si alloy solidified in steel mold and held at 580 °C for different times: (a) 5 min; (b) 10 min; (c) 20 min; (d) 30 min

当加热温度为 580 °C 时保温 5 min (图 2(a)), 合金中有部分铝基体出现熔化, 同时杆状共晶硅出现熔断, 初生硅仍呈较大的块状或板条状, 但尺寸显著增大。随时间延长, 基体组织的熔化程度增加, 其中共晶硅逐渐熔断形成短杆状或长粒状, 同时初生硅在界面凹陷处、分枝处及颗粒内部出现熔化。保温 20 min 后, 部分初生硅相发生熔断, 尺寸减小。保温时间为 30 min 时, 铝基体和共晶硅已完全溶解成液相, 快速水淬冷却后以细小树枝晶和纤维组织形式存在, 而初生硅尖角出现钝化, 部分颗粒形状接近球形。

随加热温度的升高, 铝基体和共晶硅的熔化速度加快, 590 °C 保温 20 min 时共晶组织已完全熔化(见图 3(c))。温度升高至 600 °C 保温 10 min(见图 4(b))时铝基体和共晶硅完全熔化, 并且初生硅颗粒尖角等凸起位置完全钝化, 部分颗粒形态圆整化。

2.3 凝固冷却速度对半固态组织的影响

图 5 为铜模中凝固的合金加热至 580 °C 分别保温 10 和 30 min 后的水淬组织。由图 5 可见, 随着凝固冷却速度的增加, 合金在半固态时的加热熔化速度增

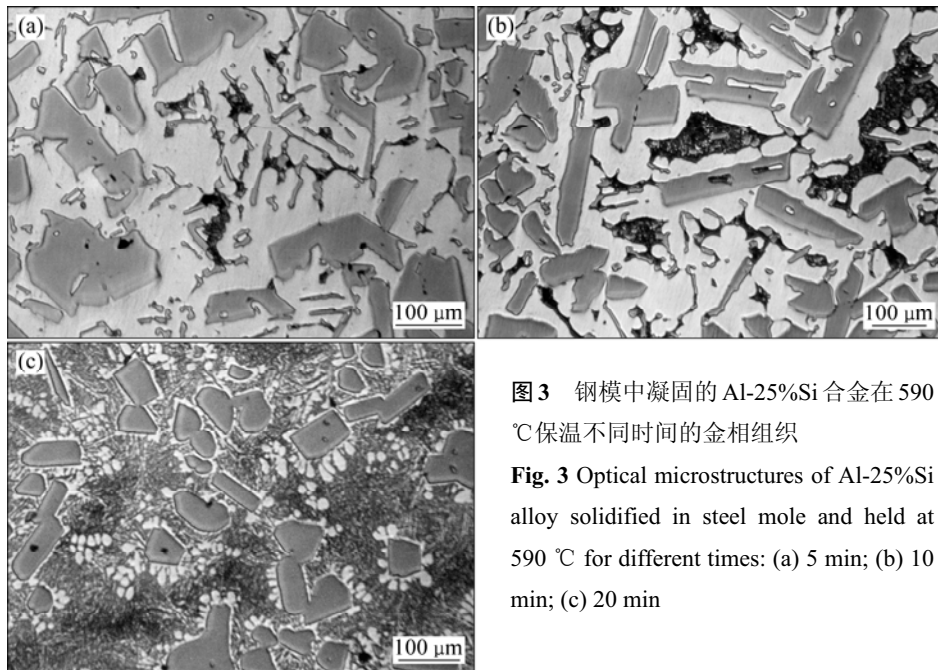


图3 钢模中凝固的 Al-25%Si 合金在 590 °C 保温不同时间的金相组织

Fig. 3 Optical microstructures of Al-25%Si alloy solidified in steel mold and held at 590 °C for different times: (a) 5 min; (b) 10 min; (c) 20 min

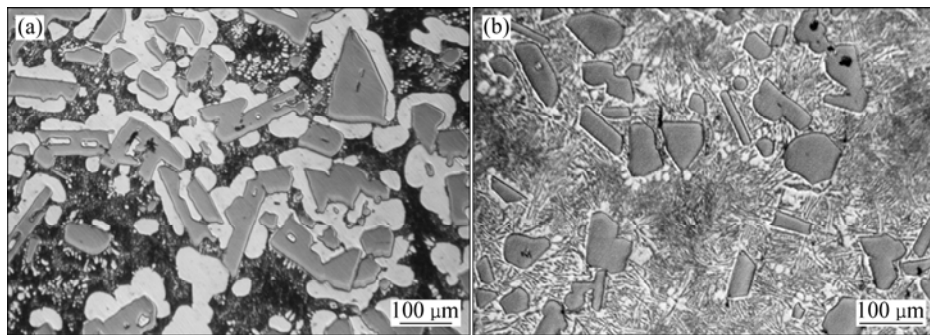


图4 钢模中凝固的 Al-25%Si 合金在 600 °C 保温不同时间的金相组织

Fig. 4 Optical microstructures of Al-25%Si alloy solidified in steel mold and held at 600 °C for different times: (a) 5 min; (b) 10 min

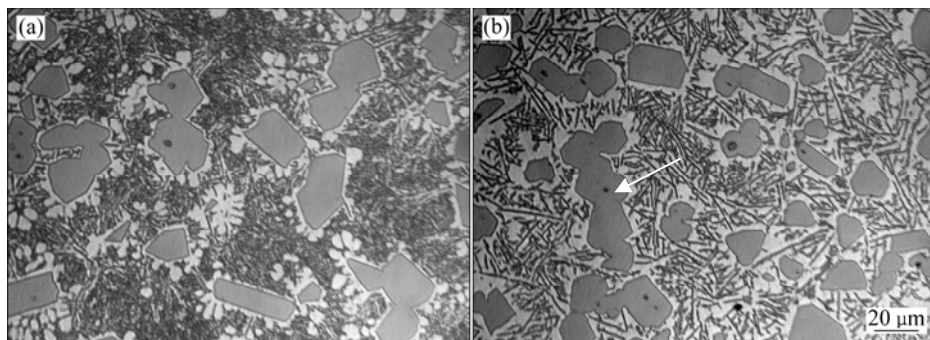


图5 铜模中凝固的 Al-25%Si 合金在 580 °C 保温不同时间的金相组织

Fig. 5 Optical microstructures of Al-25%Si alloy solidified in copper mold and held at 580 °C for different times: (a) 10 min; (b) 30 min

加, 580 °C 保温 10 min 时, 共晶组织已完全熔化, 保温 30 min 时初生硅颗粒出现聚集(如图 5(b)中箭头所

示)。但与钢模凝固合金相比, 初生硅颗粒的尖角钝化出现“延后”性。

2.4 半固态组织中初生硅相尺寸、形态和体积分数演变

图6所示为在钢模中凝固的合金在不同加热温度下,初生硅相的直径、形状因子和体积分数随保温时间的变化。可见,当加热温度分别为590和600℃时,初生硅相直径随时间的延长经历了快速增加、减小和缓慢增大3个阶段。而在580℃加热时,由于过热温度低、组织熔化速度慢,因此,初生硅相直径变化曲

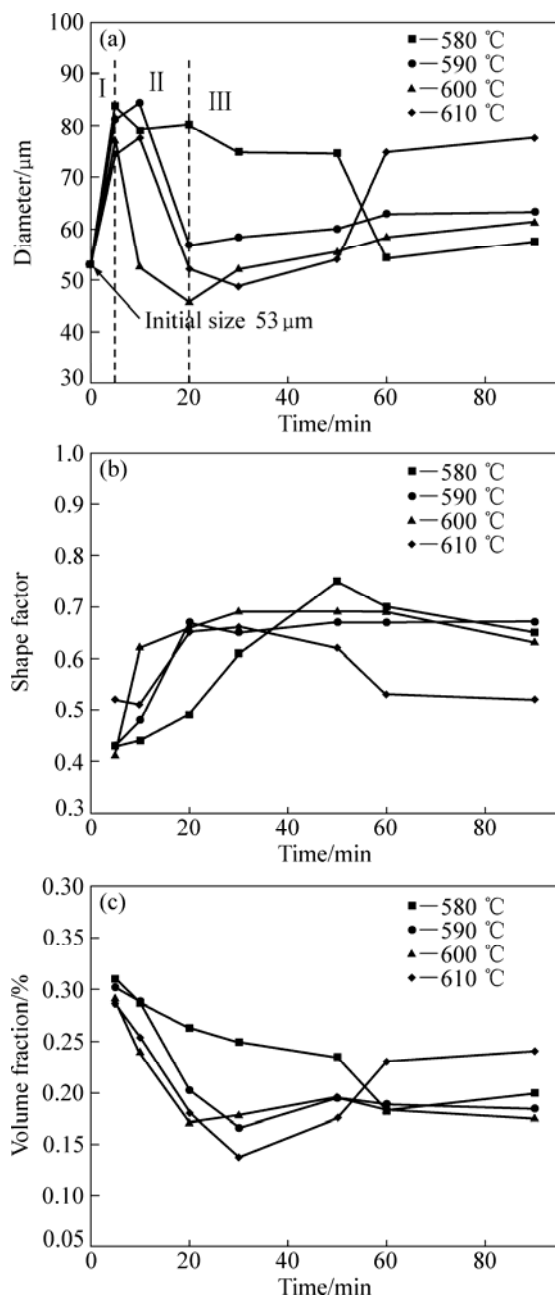


图6 钢模中凝固的 Al-25%Si 合金在不同加热温度下初生硅相直径、形态因子和体积分数随时间的变化

Fig. 6 Diameter (a), shape factor (b) and volume fraction (c) vs holding time for Al-25%Si alloy solidified in steel mold at various temperatures

线仅出现前两个阶段。加热温度在610℃、时间超过50 min时,初生硅相直径再次出现快速增大。图6(b)中,形状因子随保温时间的增加逐渐增大,当加热温度为590和610℃、时间超过20 min时,形状因子维持在0.68~0.7之间,时间延长至60 min,形状因子出现略微减小。当温度为610℃、时间超过30 min时,形状因子出现连续减小。图6(c)显示,当加热温度为590和600℃时,初生硅相体积分数在熔化初期快速减小,时间超过20 min,体积分数基本不随时间变化,有利于半固态合金组织控制。

图7所示为在铜模中凝固的合金初生硅相直径变化。随保温时间增加,初生硅相直径几乎呈线性增加,并且随温度增大,初生硅相直径增加的速率增大。

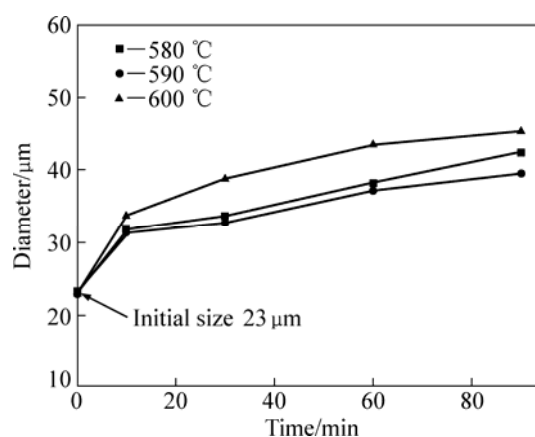


图7 铜模中凝固的 Al-25%Si 合金在不同加热温度下初生硅相直径随时间的变化

Fig. 7 Diameter vs holding time for Al-25%Si alloy solidified in copper mold at various temperatures

3 分析与讨论

半固态加热过程中的组织粗化通常包括小颗粒的团聚长大和单个颗粒的Oswald熟化长大。其中,颗粒发生团聚长大,其相邻晶粒间的界面能需满足 $\gamma_{S-S} < 2\gamma_{S-L}$ (γ_{S-S} 为晶粒间界面能, γ_{S-L} 为固液界面能),此时晶粒间界面不能被液相润湿,相邻晶粒相互聚合形成大的颗粒^[11]。界面能与晶粒间的位向差有关,当位向差小于20°时,界面能较低,液相不能润湿界面,晶粒易发生团聚长大,导致粗化产生。对于常规凝固方法制备的铝合金,其内部出现小角度晶界的几率很小^[12-13],因此,通过团聚方式长大的可能性很小。

Oswald粗化是指具有自由表面的颗粒由于界面能较高而处于热力学的不稳定状态。为了降低总界面

能, 颗粒将以大颗粒长大、小颗粒溶解的方式竞争性长大^[14]。Al-25%Si 合金在半固态保温过程的尺寸粗化主要以 Ostwald 熟化方式进行。其中在加热初期, 基体中的共晶硅高温受热不稳定, 首先发生溶解产生大量的硅原子。根据 Al-Si 二元相图, 室温时硅在铝中几乎不固溶, 随着温度的增加, 固溶度逐渐增加, 共晶温度下达到最大固溶度, 为 1.56%^[10]。因此, 溶解的硅原子除少量能固溶在铝基体中外, 其余大部分将通过扩散向近邻的硅颗粒表面聚集, 最终吸附在初生硅表面, 导致尺寸粗化并且形状规则度降低。这种共晶硅溶解引起的初生硅尺寸增加可看作是不同的尺寸级别的硅颗粒相互竞争性长大导致的 Ostwald 粗化, 粗化速度较大。继续延长保温时间, 块状初生硅颗粒的界面凹陷、棱角等位置界面曲率小、平衡熔点低, 受热时将优先溶解、断开, 形成小尺寸的硅颗粒, 因此, 硅颗粒尺寸出现了快速减小, 而形状因子随着初生硅相的棱角等不规则位置的溶解逐渐增大。当共晶组织完全熔化后, 处于液相包围中的初生硅相尖角部位曲率较大, 将继续溶解、钝化以降低界面能。溶解产生的原子在液相中扩散并最终在颗粒曲率大的凹陷位置沉积, 这一过程称为“Ostwald 自熟化”, 结果将导致颗粒形状圆整化, 同时尺寸增加。这种由界面曲率减小引起的熟化、长大过程很缓慢, 这与溶质原子在液相中的扩散距离增大有关^[15]。

当合金在铜模中凝固时, 非平衡凝固冷却速度的增大, 共晶组织呈细小纤维状并且数量显著增加, 同时组织中空位、位错和层错等结构缺陷的数量也会相应增加。根据熔化理论^[16], 这些非平衡凝固组织将成为熔化形核位置, 使熔化激活能降低, 从而使共晶组织在较低的温度下快速熔化。此时, 具有高熔点的初生硅相在液相包围下主要发生“Ostwald 自熟化”粗化, 其直径随保温时间的增加呈线性增大。但由于液相中原子扩散速度的减慢, 其“自熟化”的粗化进程会受到一定抑制, 因此, 从形态上看, 初生硅相的尖

角钝化减弱(见图 5)。

尽管半固态合金中初生硅颗粒通过团聚方式长大的可能性很小, 但是当固相颗粒经溶解、尖角钝化后, 界面曲率减小。此时, 在同一尺寸数量级的相邻固相颗粒间会发生聚合, 形成大的颗粒。大量实验及半固态加热组织的三维观察和重构已证实了这一点^[17-18]。除此之外, 当加热温度过高使半固态体系中液相体积分数增大至一定值时, 硅颗粒密度和铝基体密度的差异(前者为 2.33 g/cm³, 后者为 2.62 g/cm³)将引起硅颗粒的对流流动, 导致颗粒间的聚合。聚合的结果使个别硅颗粒的尺寸快速增加, 与大部分颗粒的自熟化粗化叠加, 导致硅相尺寸的快速增大。这是半固态合金经 610 °C 保温 50 min 后尺寸快速粗化的主要原因, 同时伴随形状因子的降低。

LIFSHITZ, SLYOZOV 和 WAGNER 根据 Ostwald 熟化理论, 提出等温过程中第二相颗粒尺寸 R 随时间变化可用下式表示:

$$R^3 - R_0^3 = K_{\text{LSW}} t = \frac{8}{9} \frac{D \sigma \Omega C_{\infty}}{k_{\beta} T (C_{\beta} - C_{\infty})} t \quad (3)$$

式中: R_0 为颗粒原始尺寸; K_{LSW} 为粗化速率常数(以下均用 K 表示); D 为溶质原子在基体中的扩散系数; σ 为表面能; Ω 为原子体积; k_{β} 波尔兹曼常数; C_{β} 和 C_{∞} 溶质在粗化相和基体中的平衡浓度; T 为热力学温度; t 为时间。

式(3)称为 LSW 理论^[2], 利用它计算不同温度下硅颗粒的粗化速率常数 K 。其中, 钢模中凝固合金的等温温度选择 590 和 600 °C, 将保温 20 min 作为起始时间。 K 值的确定采用两种方法: 一是将一定时间下实测的颗粒尺寸代入式(3)中第一个等式, 由第二相颗粒尺寸 R 与时间 t 之间的关系计算获得 K , 用 K_c 表示, 其中取钢模中凝固合金的初始颗粒尺寸 $R_0=51 \mu\text{m}$, 铜模中凝固合金 $R_0=23 \mu\text{m}$, 计算结果如表 1 所列。可见, K_c 除与温度有关外, 还与保温时间相关。

表 1 Al-25%Si 半固态合金在不同温度下保温时初生硅相尺寸粗化速率常数

Table 1 Coarsening rate of primary Si phase in Al-25%Si semi-solid alloy holding at different temperatures

Solidification mold	Temperature/°C	$K_c/(\mu\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1})$						$K_c/(\mu\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1})$	$K_t/(\mu\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1})$
		10 min	30 min	40 min	60 min	70 min	90 min		
Steel	590	100.31	42.78	46.27	—	27.58	—	38.88	3.304
	600	13.26	20.77	27.72	—	22.99	—	23.83	3.546
Copper	580	31.32	12.67	—	10.92	—	9.16	10.91	3.21
	590	33.40	14.23	—	12.05	—	11.76	12.68	3.304
	600	42.94	25.44	—	19.33	—	14.85	19.87	3.546

其中,当 $t=10\text{ min}$ 时, K_c 偏离较大;而当 $t>10\text{ min}$ 时, K_c 变化幅度较低,且有逐渐减小的趋势。在温度一定下,取 $t>10\text{ min}$ 后不同时间下 K_c 值的平均值,获得 $K_{c,n}$,如表1所列。另外一种 K 值确定方法是将相关参数代入公式 $K_{LSW} = \frac{8}{9} \frac{D\sigma\Omega C_\infty}{k_\beta T(C_\beta - C_\infty)}$,经理论计算获得 K_t ,参数的取值见文献[2]及铝硅二元合金相图^[10],计算结果同样如表1所列。

在初始颗粒尺寸 R_0 已知的情况下,分别将常数 $K_{c,n}$ 和 K_t 代入式(3)来计算初生硅相在等温过程中颗粒尺寸 R ,并与实际测定的不同温度下硅颗粒直径随保温时间的变化进行对比,结果如图8所示。图8中实线代表利用常数 $K_{c,n}$ 的计算结果,虚线代表利用常数 K_t 的计算结果。可见,在一定温度下,利用常数 K_t 获得的硅颗粒尺寸远低于实测结果,而采用不同时间下粗化常数的平均值 $K_{c,n}$ 计算的结果基本反映了颗粒尺寸的变化规律。差异产生的原因来自于理论计算

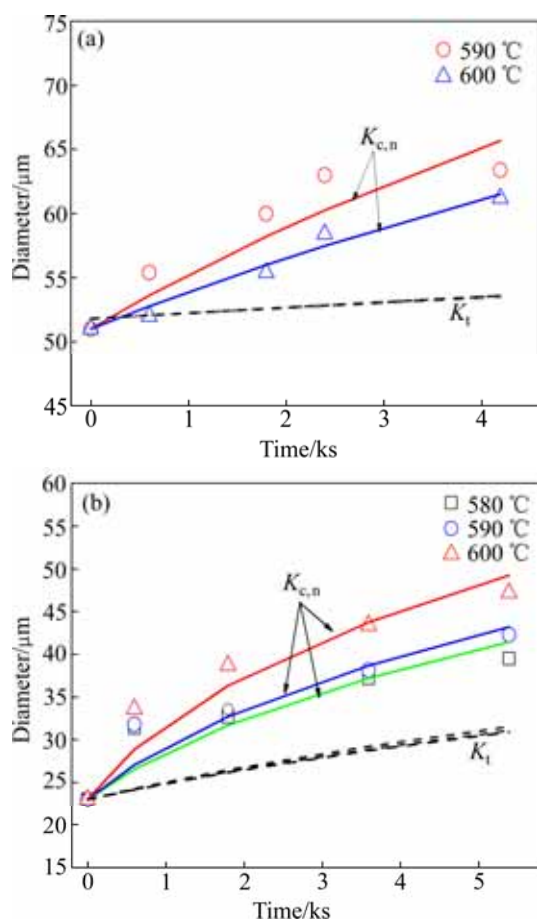


图8 Al-25%Si 半固态合金在不同温度下保温时初生硅相尺寸粗化曲线

Fig. 8 Size coarsening curves of primary Si phase in Al-25%Si semi-solid alloy holding at different temperatures: (a) In steel mold; (b) In copper mold

K_t 时仅考虑了温度对 K 值的影响,实际上, K 值还与保温时间密切相关。这是由于半固态合金中固相体积分数是时间敏感参数,而 Oswald 熟化公式中粗化常数 K 又是固相体积分数的函数^[2],并且修正 LSW 公式为

$$R^3 - R_0^3 = K(\varphi)t = f(\varphi)kt \quad (4)$$

式中: $f(\varphi)$ 为固相体积分数函数,其大小随体积分数增加而增大,恒大于1。

由式(4)可知,等温过程中固相尺寸粗化速率常数 $K(\varphi)$ 是由 k 和 $f(\varphi)$ 决定的变量,此处 k 设定是一个仅与温度有关的常数,其值随温度的升高而增大。在不考虑保温时间的影响时,处于半固态温度的 Al-Si 二元合金中固相体积分数随温度的升高而减小,因此, $f(\varphi)$ 随温度升高而减小。显然,在铜模中凝固的合金,初生硅颗粒尺寸细小, $K(\varphi)$ 值主要由 k 项贡献,温度升高, k 增大, $K(\varphi)$ 相应增大,因此,出现了表1中 $K_{c,n}$ 随温度升高而增大的现象。而在钢模中凝固的合金,硅颗粒尺寸较大, $f(\varphi)$ 项对 $K(\varphi)$ 起到了主要作用,温度升高, $f(\varphi)$ 减小并带动 $K(\varphi)$ 减小,对应的表1中 $K_{c,n}$ 值随温度增加而减小。Al-25%Si 合金中初始硅颗粒尺寸大小对粗化常数的影响与液态金属中原子的扩散规律有关。当 Al-25%Si 加热至半固态温度、共晶组织完全熔化成液相时,初生硅颗粒的长大主要依靠硅原子在液相中的扩散实现。此时,其长大速度除与扩散系数有关外,还有扩散距离有关。研究表明,长大速度与扩散系数成正比,而与液相厚度即扩散距离成反比^[17]。在钢模中凝固的合金中硅颗粒尺寸较大,硅原子的扩散距离增大,此时长大速率主要受液相层厚度的影响。温度升高,液相体积分数增加,导致液相层厚度增大,长大速度减慢,因此,粗化速率常数减小。相反,在铜模中快速凝固的合金中初生硅颗粒尺寸细小,硅原子在液相中的扩散距离较短,因此,液相层厚度对生长速度的影响可以忽略,长大速度主要受扩散系数影响。温度升高,扩散系数增大,颗粒的长大速度较快,对应的粗化常数增加。

4 结论

1) 在采用熔铸法制备的 Al-25%Si 合金在半固态加热保温过程中,组织经历了共晶硅的粒状化和溶解、初生硅相熔断和尖角钝化以及形态圆整化3个阶段。

2) 初生硅相在重熔过程中发生“Oswald”熟化粗

化, 尺寸增加且形状因子增大、体积分数减小。合金在 590~600 °C 保温 30~50 min 时, 初生硅相尺寸粗化速率缓慢, 形态圆整且体积分数可控, 可以满足半固态加工要求。

3) Al-25%Si 合金在半固态加热时初生硅相的尺寸粗化速率常数与初始凝固冷却速度和加热温度有关。其中, 在钢模中凝固的合金粗化速率常数较大, K 为 23.83~38.88 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, 并且随温度升高, K 值减小。在铜模中凝固的合金粗化常数较小, K 为 10.91~19.87 $\mu\text{m}^3/\text{s}$, 温度升高, K 值增大。

REFERENCES

- [1] TZIMAS E, ZAVALIANGOS A. Materials selection for semi-solid processing[J]. Materials and Manufacturing Processes, 1999, 14(2): 217-230.
- [2] CHIANG C H, TSAO CHI Y A. Si coarsening of spray-formed high loading hypereutectic Al-Si alloys in the semi-solid state[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 396(1): 263-270.
- [3] 甄子胜, 赵爱民, 毛卫民, 姚书芳, 钟雪友, 冯立军, 封素芹. 喷射沉积 Al-30%Si 组织及其半固态保温转变规律[J]. 材料科学与工艺, 2001, 9(2): 162-165.
ZHEN Zi-sheng, ZHAO Ai-min, MAO Wei-min, YAO Shu-fang, ZHONG Xue-you, FENG Li-jun, FENG Su-qin. Microstructure of spray deposited Al-30%Si alloy and its evolution during semi-solid holding[J]. Materials Science & Technology, 2001, 9(2): 162-165.
- [4] 李树索, 王德仁, 毛卫民, 钟雪友. Al-37%Si 磷变质及电磁搅拌显微组织的研究[J]. 机械工程材料, 1998, 22(5): 14-16.
LI Shu-suo, WANG De-ren, MAO Wei-min, ZHONG Xue-you. Study on microstructure of Al-37%Si alloy with phosphorus modification and electromagnetic stirring[J]. Materials for Mechanical Engineering, 1998, 22(5): 14-16.
- [5] 胥建平, 刘俊友, 王 华. 机械搅拌对高硅铝合金初生 Si 形态的影响[J]. 热加工工艺, 2009, 38(9): 33-36.
XU Jian-ping, LIU Jun-you, WANG Hua. Effect of mechanical stirring on primary silicon crystals in high-silicon aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(9): 33-36.
- [6] LEE J I, LEE H I, KIM M I. Formation of spherical primary silicon crystals during semi-solid processing of hypereutectic Al-15.5wt. %Si alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32(12): 1945-1949.
- [7] JIANG Q C, XU C L, LU M, WANG H Y. Effect of new Al-P-Ti-TiC-Y modifier on primary silicon in hypereutectic Al-Si alloys[J]. Materials Letters, 2005, 59(6): 624-628.
- [8] 孙 虎. 二次加热控制高硅铝合金中初生硅形态的研究[J]. 铝加工, 2012(5): 17-20.
SUN Hu. Morphologies of primary silicon in high silicon aluminum alloy controlled by reheating[J]. Aluminium Fabrication, 2012(5): 17-20.
- [9] 余永宁, 刘国权. 体视学: 组织定量分析的原理和应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1989: 67.
YU Yong-ning, LIU Guo-quan. Stereology: Principle and application of microstructure quantitative analysis[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989: 67.
- [10] NAGASAKI S, 平林真. 二元合金状态图集[M]. 刘安生, 译. 北京: 冶金工业出版社, 2004: 43.
NAGASAKI S, PING Lin-zhen. Collective drawings of binary alloys[M]. LIU An-sheng, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004: 43.
- [11] DOHERTY R D, LEE H, FEEST E A. Microstructure of stir-cast metals[J]. Material Science and Engineering A, 1984, 65(1): 181-189.
- [12] WARRINGTON D H, BOON M. Ordered structure in random grain boundaries: Some geometrical probabilities[J]. Acta Metallurgica, 1975, 23(5): 599-607.
- [13] AMBERG L, BARDAL A, SUND H. Agglomeration in two semisolid type 6082 aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 1999, 262(1/2): 300-303.
- [14] 王小锋, 武高辉, 修子扬, 彭超群. Si_p/Al 复合材料中的界面和硅相形貌的演变[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(3): 477-483.
WANG Xiao-feng, WU Gao-hui, XIU Zi-yang, PENG Chao-qun. Evolution of silicon phase configuration and Si-Al interface of Si_p/Al composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(3): 477-483.
- [15] KIRKWOOD D H, SUERY M, KAPRANOS P. Semi-solid processing of alloys: Evolution of microstructure in semi-solid alloys during isothermal holding (soaking)[J]. Materials Science, 2010, 124: 23-34.
- [16] 卢 柯, 生红卫, 金朝晖. 晶体的熔化和过热[J]. 材料研究学报, 1997, 11(6): 658-665.
LU Ke, SHENG Hong-wei, JIN Zhao-hui. Melting and superheating of crystals[J]. Chinese Journal of Materials Research, 1997, 11(6): 658-665.
- [17] NIROUMAND B, XIA K. 3D study of the structure of primary crystals in a rheocast Al-Cu alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 283(1): 70-75.
- [18] LAWRYNOWICZ D E, WOLFENSTINE J, LAVERNIA E J. Grain growth mechanisms in a spray-formed $\text{Ni}_3\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ composite in the presence of a liquid phase[J]. Materials Science and Engineering A, 1997, 230(1): 1-13.

(编辑 陈卫萍)