

喷射沉积 Al-27%Si 合金二次加热的组织转变

彭 健, 王日初, 朱学卫, 彭超群, 王小锋, 马如龙

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘要: 采用光学显微镜和扫描电镜等检测手段研究喷射沉积 Al-27%Si 合金二次加热的显微组织及其转变规律。在二次加热过程中, 喷射沉积 Al-27%Si 合金的组织转变经历 3 个阶段: 转变初期, 试样中液相体积分数很少, Si 相在晶界长大; 转变中期, 试样中液相体积分数不断增大, $\alpha(\text{Al})$ 相与 Si 相熔化; 转变后期, $\alpha(\text{Al})$ 相消失, 合金中 Si 相和液相两相平衡, 液相与 Si 相的体积分数不变, Si 相尺寸却随之增大。二次加热温度越高, 每个转变阶段的时间越短, 随着二次加热的进行, 合金中的 Si 相形貌逐渐由近球形转变为板条形。

关键词: Al-27%Si 合金; 二次加热; 半固态成形; 喷射沉积; $\alpha(\text{Al})$ 相; Si 相

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Microstructure evolution of spray-deposited Al-27%Si alloy during re-heating treatment

PENG Jian, WANG Ri-chu, ZHU Xue-wei, PENG Chao-qun, WANG Xiao-feng, MA Ru-long

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures of spray-deposited Al-27%Si alloy and their evolutions at different re-heating temperatures were studied by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). During the re-heating treatment of spray-deposited Al-27%Si alloy, Si phases coarsen at the grain boundaries, then the volume fraction of liquid phase increases with the re-melting of $\alpha(\text{Al})$ phase and Si phase, and finally achieves the equilibrium of Si phase and liquid phase, the volume fractions of Si phase and liquid phase keep constant, but the dimension of Si phase increases with the decrease of Si particle number. With the temperature increase of the re-heating treatment, the transformation time of each transition stage decreases. The shapes of Si phases convert from near-spherical to the lamellae during the re-heating treatment.

Key words: Al-27%Si alloy; re-heating treatment; semi-solid forming; spray depositing; $\alpha(\text{Al})$ phase; Si phase

高硅铝合金是近年来迅速发展起来的新型电子封装材料, 该材料具有密度低、热膨胀系数与半导体材料匹配、热导率高等优点^[1-2]。成分为 Al-27%Si(质量分数)的高硅铝合金具有良好的比刚度, 膨胀系数与印刷电路板相匹配, 能减少射频散射和辐射损耗, 是一种优良的电子封装材料, 广泛用作高频印刷电路的衬板^[3]。

半固态成形(Semi solid processing, SSP)^[4]是一种在液相线以下、固相线以上的半固态温度区间成形的

新方法, 弥补了以往液态成形和固态成形间的空白。金属半固态成形具有以下几个优势^[5]: 一步成形, 对模具的损耗小, 尺寸公差小, 干净, 安全, 环保, 节能。半固态成形主要包括 3 个关键环节: 1) 球状晶半固态坯料制备; 2) 二次加热; 3) 成形。二次加热是指将半固态坯料重新加热到半固态温度, 获得球状固相被液相环绕的液固两相共存组织的过程。二次加热是半固态成形中最重要的一环, 通过控制二次加热的温度和时间能控制坯体的液相体积分数以及组织形

貌,进而决定半固态成形材料的性能。二次加热过程的研究大多针对 Mg 合金和低 Si 含量的 Al 合金进行,曹富荣等^[6]研究采用波浪形倾斜板制备的 AZ31 镁合金在二次加热过程中半固态的组织转变,AZ31 Mg 合金在 590 °C 保温 40~60 min 或在 600 °C 保温 30 min,平均晶粒直径为 58~61 μm ,固相率约 87%,适合半固态加工。BOOSTANI 等^[7]研究 A356 合金的二次加热组织转变,并进行半固态成形,最终得到细小、均匀的 Si 相。

关于喷射沉积高硅铝合金的二次加热的研究报道较少。CHIANG 等^[8]研究喷射沉积高硅铝合金二次加热合金中 Si 相的粗化,讨论了 Si 含量和液相体积分数对 Si 相粗化的影响。HOGG 等^[9]对二次加热 Al-70Si 合金中 Si 相的粗化以及二次加热后不同冷却方式对合金组织的影响进行了研究,但涉及喷射沉积高硅铝合金二次加热过程中组织转变规律的研究很少。本文作者通过观察液相产生和 Si 相长大过程研究喷射沉积 Al-27%Si 合金二次加热的组织演变规律,为 Al-27%Si 合金的实现半固态成形提供理论依据。

1 实验

采用喷射沉积 Al-27%Si 作为实验材料。二次加热实验在箱式电阻炉中进行,电阻炉的仪表精度为 $\pm 1^\circ\text{C}$ 。从喷射沉积锭坯上取 10 mm \times 10 mm \times 10 mm 的试样进行实验,选取 590、600 和 610 °C 3 个不同的半固态温度进行试验,在每个温度保温 4、8、10、12、14、16、20、30 和 60 min。加热工艺为 570 °C 保温 3 min,再以 10 °C/min 的升温速率升温至所需保温温度。试样在特定温度达到相应保温时间后,立即进行水淬。

实验试样经磨样、抛光后,采用 XJP-6A 金相显微镜观察试样的微观组织形貌。采用 Image Pro-Plus 图像分析系统对金相组织进行定量分析,并采用等效面积圆直径表征 Si 相尺寸^[10]。随后,试样经 20%NaOH (质量分数)水溶液腐蚀 100 s 后,采用 FEI QUANTA-200 扫描电子显微镜观察 Si 相形貌。

2 结果与分析

2.1 喷射沉积 Al-27%Si 合金的组织形貌

Al-27%Si 合金的铸造组织与喷射沉积组织形貌如图 1 所示。图 1(a)所示为铸态 Al-27%Si 合金组织,为粗大的初晶 Si 相和针状共晶。图 1(b)所示为喷射沉

积 Al-27%Si 合金的组织,其中细小的 Si 颗粒均匀分布在 $\alpha(\text{Al})$ 相中。凝固速率的差异是造成喷射沉积 Al-27%Si 合金组织与铸态 Al-27%Si 合金组织明显差异的主要原因。喷射沉积的冷却速度达到 $10^3\sim 10^4$ K/s,而普通铸造合金的冷却速度不超过 1K/s^[11]。CUI 等^[12]的研究表明,高硅铝合金喷射沉积过程中冷却速度很快,共晶组织会变得不明显甚至消失,组织组成为过饱和的 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体和均匀分布的细小的 Si 相。图 1 中黑色区域为孔隙,由于喷射沉积的工艺特点,合金中总存在一定数目的孔隙,不能完全致密。喷射沉积 Al-27%Si 合金的孔隙来源主要是凝固颗粒空隙、气体卷入、溶解气体的析出以及凝固收缩等。为了满足电子封装的使用性能要求,采用喷射沉积技术制备的 Al-27%Si 合金要求进行后续半固态成形致密化处理。

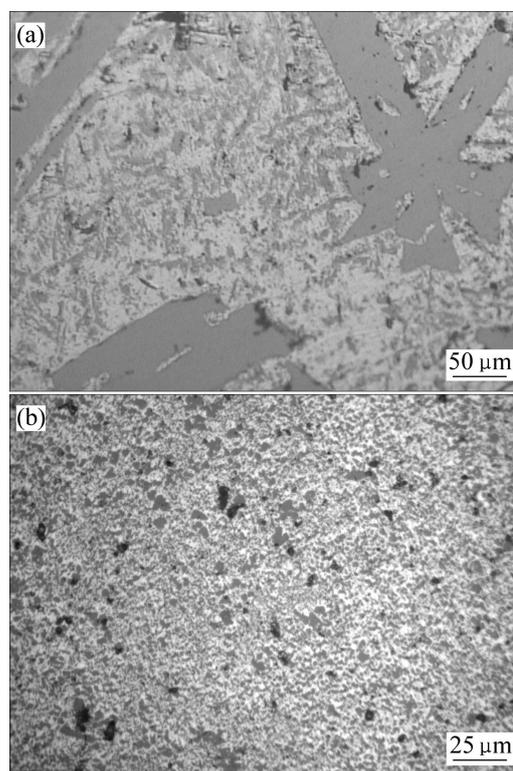


图 1 铸造与喷射沉积 Al-27%Si 合金的显微组织
Fig. 1 Microstructures of casting(a) and spray-deposited(b) Al-27%Si alloys

2.2 二次加热中 Al-27%Si 合金的组织转变

喷射沉积 Al-27%Si 合金在 600 °C 进行二次加热处理后,其微观组织随着加热时间的延长发生明显变化。在 600 °C 保温不同时间后 Al-27%Si 合金的显微组织形貌如图 2 所示。从图 2(a)中可以看到,当二次加热保温时间为 4 min 时,试样中组织组成为 Si 相(灰色相)和 $\alpha(\text{Al})$ 相(白色相),而且 Si 相尺寸细小、分布

均匀。相对喷射沉积态试样中的 Si 相, 此时的 Si 相尺寸略微长大, 但数目减少。Gibbs-Thomas 定理^[13]表明, 在过饱和固溶体中, 沉淀相颗粒越小, 界面能量越高, 颗粒尺寸越不稳定, 有变小甚至消失的趋势; 颗粒越大, 相对界面能越低, 越易于长大。Al-27%Si

合金中界面处存在较多的孔隙、空位与杂质元素, 使得界面处于低能状态, Si 相更容易在能量较低的界面处析出^[14-15]。二次加热中保温 0~4 min 后, 在 Gibbs-Thomas 效应的作用下, 尺寸小的 Si 相溶化消失, 尺寸较大的 Si 相长大, Si 相数目减少。

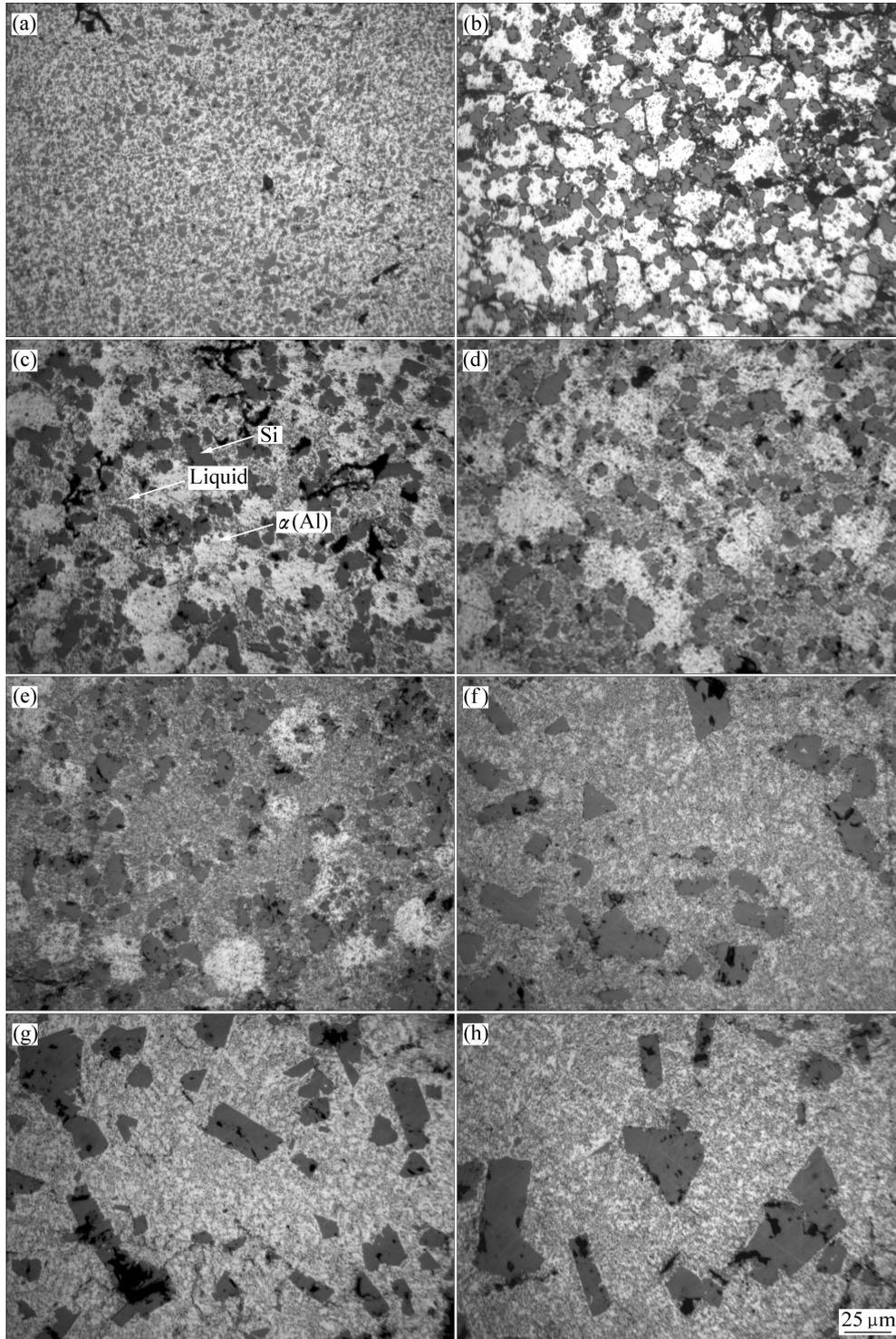


图2 喷射沉积 Al-27%Si 合金在 600 °C 保温下不同时间后的显微组织

Fig. 2 Microstructures of spray deposited Al-27%Si alloy at 600 °C for different holding times: (a) 4 min; (b) 8 min; (c) 10 min; (d) 12 min; (e) 14 min; (f) 16 min; (g) 30 min; (h) 60 min

图 2(b)所示为在 600 °C 保温 8min 后的金相组织。从图 2(b)中可以看到, $\alpha(\text{Al})$ 界面处开始出现少量合金相, 表明在 600 °C 保温 8 min 的 Al-27%Si 合金中产生了少量的液相。相对于保温 4 min 试样中的 Si 相, 保温 8 min 试样中的 Si 相显著粗化, 保温 4 min 时, Si 相平均颗粒直径为 3.3 μm ; 而保温 8 min 时, 平均颗粒直径为 17.7 μm 。试样中 Si 相长大的速率受 Si 在 Al 中扩散系数的影响, 扩散系数越大, Si 相长大速率越快。Si 元素在 Al 中的扩散系数 D 可以用式(1)表示^[16]:

$$D = D_0 \exp[-Q/(RT)] \quad (1)$$

式中: D_0 为扩散常数, Q 为扩散激活能, T 为温度。

根据 DU 等^[17]的研究, 600 °C 时 Si 在 FCC-Al 中的扩散系数为 $1.38 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$, 扩散激活能为 117.6 kJ/mol, 在液态 Al 中的扩散系数为 $1.34 \times 10^{-7} \text{ m}^2/\text{s}$, 扩散激活能为 30.0 kJ/mol。根据式(1)可得出, 600 °C 时 Si 在液态 Al 中的扩散系数为 $2.15 \times 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$, 在固态 Al 中的扩散系数为 $1.27 \times 10^{-12} \text{ m}^2/\text{s}$ 。Si 在液态 Al 中的扩散系数比在固态 Al 中大 3 个数量级, 因此, 当保温时间较短时, 试样中未出现液相, 扩散速率小, Si 相长大速率慢, 当试样中从晶界开始出现液相后, Si 的扩散速率显著增大, Si 相在界面处的聚集现象更为明显。当试样保温 8 min 时, 大部分晶粒内部的 Si 相消失, 而在晶界处 Si 相聚集长大。

图 2(c)、(d)和(e)所示为 Al-27%Si 合金在 600 °C 分别保温 10、12 和 14 min 后的金相组织。金相组织定量分析表明, 保温 10 min 试样中的液相体积分数为 42.6%, Si 相尺寸为 18.4 μm ; 保温 12 min 试样中的液相体积分数为 56.6%, Si 相尺寸为 18.7 μm ; 保温 14 min 试样中的液相体积分数为 75.1%, Si 相尺寸为 19.6 μm 。试样中出现液相后, 随着保温时间延长, 液相体积分数不断增大, $\alpha(\text{Al})$ 相逐渐消失, Si 相体积分数减少。由 Al-Si 平衡二元相图可知, 600 °C 时, 过共

晶 Al-Si 合金的液相成分约为 Al-15%Si, 而喷射沉积 Al-27%Si 合金的组织组成为 Si 相和 $\alpha(\text{Al})$ 相, 并没有共晶组织。因此, 在半固态区间内保温, 液相是 Si 相与 $\alpha(\text{Al})$ 相共同熔化产生的, Si 相与 $\alpha(\text{Al})$ 相的体积分数不断减少, 液相的体积分数不断增大。

当试样中的 $\alpha(\text{Al})$ 全部熔化后, 体系中 Si 相和液相两相平衡, 经 600 °C 保温 16、30 和 60 min 的水淬金相组织如图 2(f)、(g)和(h)所示。随着保温时间的延长, 液相和 Si 相体积分数保持稳定, 但 Si 相的尺寸不断增大。根据 Al-Si 平衡相图, Al-27%Si 合金在 600 °C 时平衡态的液相体积分数约为 85%, 而金相组织定量分析得出试样中的液相体积分数约为 83%, 由于试样中存在孔隙, 因此分析得出的液相体积分数与理论值略有偏差。当试样中达到 Si 相和液相两相平衡后, 由于 Gibbs-Thomas 效应, 尺寸相对较小的 Si 相尺寸变小甚至消失, 尺寸较大的 Si 相尺寸增大, 但液相和 Si 相体积分数保持不变。

喷射沉积 Al-27%Si 合金在 600 °C 下二次加热, 合金组织的转变规律如图 3 所示。转变初期, 在 Gibbs-Thomas 效应作用下, 尺寸较小的 Si 相消失, Si 相在晶界处长大; 转变中期, 合金中液相体积分数不断增大, $\alpha(\text{Al})$ 相不断熔化, Si 相体积分数减小, 尺寸增大; 转变后期, $\alpha(\text{Al})$ 相消失, 合金中 Si 相和液相两相共存, Si 相的体积分数不变, 尺寸增大。

喷射沉积 Al-27%Si 合金在不同温度下二次加热, 合金组织转变速率有明显的差异。在 590 °C 与 610 °C 保温 10 min 试样的金相组织如图 4 所示。由图 4 可看出, 在 590 °C 保温 10 min 的试样并没有出现明显液相, Si 相细小(见图 4(a)); 在 600 °C 保温 10 min 试样的液相体积分数达到 46.2%, Si 相尺寸为 18.4 μm 。当二次加热温度升高到 610 °C, 保温 10 min(见图 4(b))的试样中的 $\alpha(\text{Al})$ 已经全部熔化, Si 相尺寸为 18.5 μm , 试样中达到液相与 Si 相两相平衡, 液相体积分数为 81.5%。

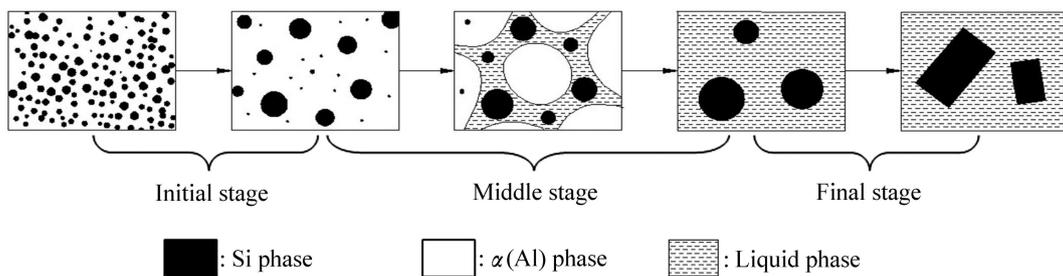


图 3 喷射沉积 Al-27%Si 合金组织转变示意图

Fig. 3 Schematic diagram of microstructure evolution of spray deposited Al-27%Si alloy

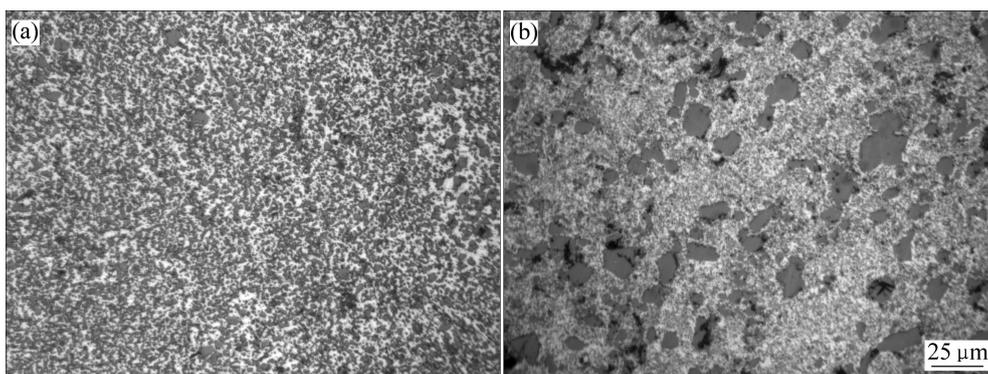


图 4 喷射沉积 Al-27%Si 合金二次加热的显微组织

Fig. 4 Microstructures of spray deposited Al-27 %Si alloy after re-heating treatment: (a) 590 °C, 10 min; (b) 610 °C, 10 min

在不同的二次加热温度下, 试样中液相体积分数与保温时间的关系曲线如图 5 所示。由图 5 可看出, 在不同温度下, 合金组织的转变基本都经历如图 3 所示的 3 个阶段: 无明显液相, 液相体积分数迅速增大, 液相体积分数保持稳定。但随着二次加热温度升高, 试样经历每个转变阶段的时间缩短。在 590 °C 时进行二次加热, 试样保温 30 min 后达到 Si 相与液相两相平衡; 但当温度提高到 610 °C 时, 保温 10 min 后试样中的 Si 相与液相两相平衡。

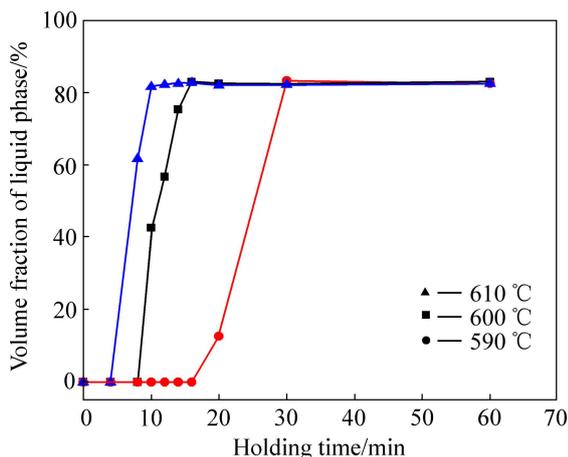


图 5 不同温度下二次加热合金中液相体积分数的转变曲线

Fig. 5 Volume fraction evolution curves of liquid phase of re-heating alloy at different temperatures

2.3 Si 相形貌转变

图 6 所示为在 600 °C 保温不同时间后 Al-27%Si 合金的 SEM 像。由图 6 可看出, 喷射沉积 Al-27%Si 合金经过二次加热处理后, Si 相颗粒形貌明显变化。水淬后经 20%NaOH 水溶液腐蚀, 试样中的 Si 相保留淬火前的形貌, 液相水淬凝固, 经腐蚀后保留针状或

絮状的 Si 相。保温 4 min 试样中的 Si 相细小, 表面圆滑, 形状为近球形(见图 6(a))。保温 8 min 试样中 Si 相尺寸增大, 表面出现棱角(见图 6(b)); 保温 12 min 时, Si 相表面出现一些不连续的小平面(见图 6(c)); 而当保温时间延长到 60 min 时, Si 相尺寸粗大, 形貌转变为板条形(见图 6(d))。

当 Si 相在液相中长大时, 固-液界面的原子排列比较规则, 液体与固体在界面处截然分开, 从微观来看界面是光滑的, 但在宏观上它往往由若干小平面对组成。DUFFAR 等^[18]的研究表明, 当 Si 相在液相中长大时, 只有在某些满足一定的晶体学关系的表面上才能形成小平面对。图 7 所示为(100)晶粒取向的 Si 颗粒可能形成的小平面对位置^[18]。小平面的晶面族为{111}, 与(100)晶面的夹角为 54.7°。

由于这种界面结构上空位数目少, 不利于液相中扩散来的原子的牢固结合, 只有当液态原子扩散至相邻原子较多的台阶处时, 结合才比较稳定, 因此, 平滑界面主要依靠小台阶接纳液体原子以横向生长方式向前推移, 直到覆盖整个界面。由于在小平面对表面上形核能高, 形核困难, 垂直生长较为缓慢, 而在侧面生长比较容易, 因此, 在小平面对侧向生长速率较快。根据晶面淘汰规律^[19], 在生长过程中, 生长速率快的晶面将被生长速率慢的晶面吞噬, 最后显露的是生长速率慢的晶面。

对喷射沉积 Al-27%Si 合金二次加热, 在出现液相之前, Si 相为近球形, 表面圆整; 当出现液相后, 在 Si 相表面某些满足一定晶体学位关系的位置上出现小平面对。在长大过程中, 各个晶面生长速率不同, 生长速率快的晶面将被生长速率慢的晶面吞噬, 固-液界面上平滑晶面的数量不断减少, 最后显露的是生长速度最慢的某几个晶面, Si 相形貌也由二次加热开始时的近球形转变成二次加热后期的板条形。

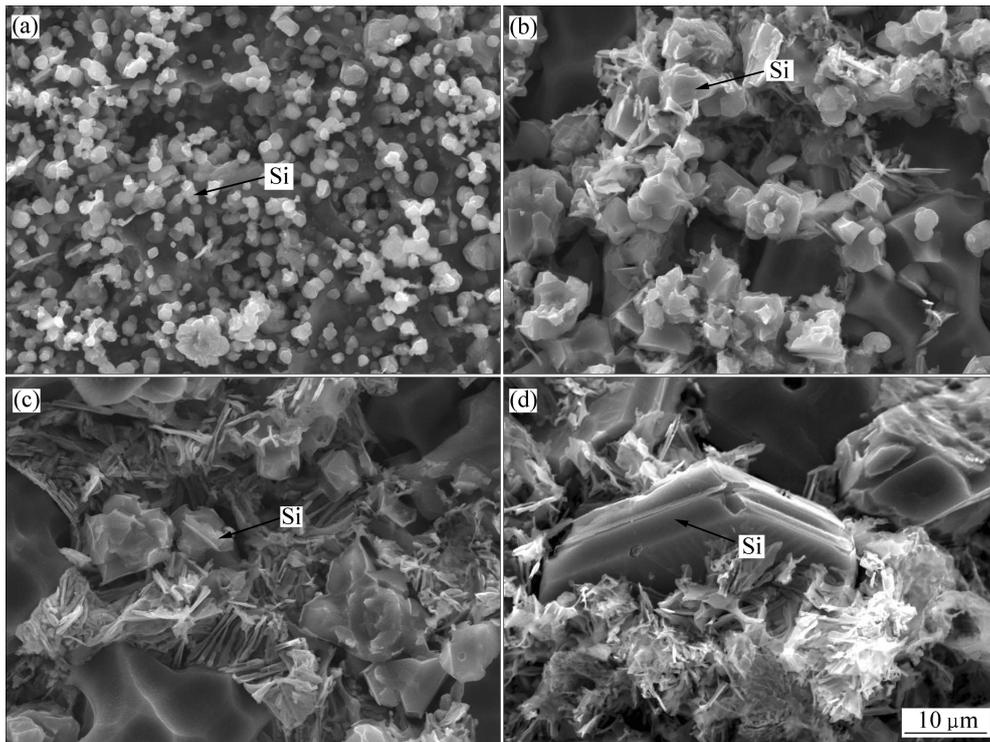


图6 在600 °C保温不同时间后 Al-27%Si合金的SEM像

Fig. 6 SEM images of spray-deposited Al-27%Si alloy at 600 °C for different holding times: (a) 4 min; (b) 8 min; (c) 12 min; (d) 60 min

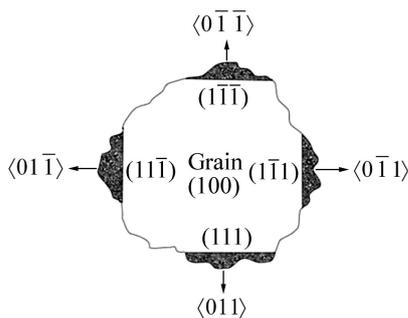


图7 (100)晶粒中可能形成的小平面^[18]

Fig. 7 Possible position of facets in (100) grain^[18]

对比喷射沉积 Al-27%Si合金二次加热后3个不同转变阶段的组织形貌可知,组织的转变初期,合金中未出现明显液相;转变中期,合金中有一定的液相率且 Si 相尺寸相对细小, Si 相形貌为近球形;转变后期,合金中液相率高,不利于夹持,且 Si 相为粗大板条状,不利于材料的综合力学性能和热物理性能。因此,最适合于喷射沉积 Al-27%Si合金半固态成形的转变阶段是转变中期。但温度越高,合金组织转变中期阶段越短,难于实际控制;温度越低,二次加热耗时越长,不适于工业化生产。因此,600 °C左右的温度是比较理想的二次加热温度,如在600 °C保温12~14 min,

合金液相率适中, Si 相尺寸相对细小,形貌为近球形,适合于半固态成形。

3 结论

1) 在二次加热过程中,喷射沉积 Al-27%Si合金组织转变存在3个阶段:转变初期,试样中液相体积分数低, Si 相在晶界聚集长大;转变中期,试样中液相体积分数不断增大, $\alpha(\text{Al})$ 相熔化, Si 相数目迅速减少, Si 相尺寸增大;转变后期, $\alpha(\text{Al})$ 相消失,合金中 Si 相和液相两相共存,液相与 Si 相的体积分数不变,但 Si 相尺寸增大。

2) 二次加热温度越高,合金组织的转变速率越快,每个转变阶段的时间减少。由于 Si 相在液相中长大固-液界面为平滑界面,随着二次加热的进行, Si 形貌逐渐由近球形转变为板条形。

REFERENCES

- [1] YU Kun, LI Shao-jun, CHEN Li-san, ZHAO Wei-shang, LI Peng-fei. Microstructure characterization and thermal properties

- of hypereutectic Si-Al alloy for electronic packaging applications[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6): 1412-1417.
- [2] 张济山. 新型喷射成形轻质、高导热、低膨胀 Si-Al 电子封装材料[J]. 材料导报, 2002, 16(9): 1-4.
ZHANG Ji-shan. New spray formed light weighted Si-Al electronic packaging materials with low thermal expansion and high heat conducting[J]. Materials Review, 2002, 16(9): 1-4.
- [3] JACOBSON D M, OGILVY A J W, LEATHAM A. A new light-weight electronic packaging technology based on spray-formed silicon-aluminum[C]// 2000 International Symposium on Advantage Packaging Materials. Georgia Braselton: IEEE Service Center, 2000: 295-299.
- [4] 管仁国, 马伟民. 金属半固态成形理论与技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005: 1-6.
GUAN Ren-guo, MA Wei-ming. Theory and technology of semi-solid metal forming[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 1-6.
- [5] WARD P J, ATKINSON H V, ANDERSON P R G, ELLAS L G, GARCIA B, KAHLEN L, RODRIGUEZ J M. Semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic aluminum-silicon alloys[J]. Acta Mater, 1996, 44(5): 1717-1727.
- [6] 曹富荣, 管仁国, 陈礼清, 赵占勇, 任勇. 二次加热过程中过半固态 AZ31 镁合金显微组织的演变[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(1): 7-14.
CAO Fu-rong, GUAN Ren-guo, CHEN Li-qing, ZHAO Zhan-yong, REN Yong. Microstructure evolution of semisolid AZ31 magnesium alloy during reheating process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(1): 7-14.
- [7] BOOSTANI A F, TAHAMTAN S. Effect of a novel thixoforming process on the microstructure and fracture behavior of A356 aluminum alloy[J]. Materials and Design, 2010, 31(3): 3769-3776.
- [8] CHIANG C H, CHI Y A, TSAO. Si coarsening of spray-formed high loading hypereutectic Al-Si alloys in the semisolid state[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 396(1): 263-270.
- [9] HOGG S C, LAMBOURNE A, OGILVY A, GRANT P S. Microstructural characterisation of spray formed Si-30Al for thermal management applications[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(4): 111-114.
- [10] 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-30Si 组织及其半固态保温转变规律[J]. 材料科学与工艺, 2001, 9(2): 162-166.
ZHEN Zi-sheng, ZHAO Ai-ming, MAO Wei-ming, YAO Shu-fang, ZHONG Xue-you, FENG Li-jun, FENG Su-qin. Microstructure of spray deposited Al-30Si alloy and its evolution during semi-solid holding[M]. Materials Science and Technology, 2001, 9(2): 162-166.
- [11] 彭超群. 喷射成形技术[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2004: 8-16.
PENG Chao-qun. Spray forming technology[M]. Changsha: Central South University Press, 2004: 8-16.
- [12] CUI C, SCHULZ A, SCHIMANSKI K, ZOCH H W. Spray forming of hypereutectic Al-Si alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(3): 5220-5228.
- [13] 冯端. 金属物理学(第二卷)[M]. 北京: 科学出版社, 1990: 150-157.
FENG Duan. Metal physics (volume 2)[M]. Beijing: Science Press, 1990: 150-157.
- [14] 西泽泰二. 微观组织热力学[M]. 郝世明, 译. 北京: 化学工业出版社, 2006: 150-187.
NISHIZAWA Y. Microstructure thermodynamics[M]. HAO Shi-ming, transl. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 150-187.
- [15] BRECHET Y J M. The role of the triple line in solid-state microstructural evolutions: Interplay with interfaces and consequences on instabilities and pattern selection[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(3): 910-913.
- [16] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 302-303.
ZHEN Zi-qiao. The basis of material science[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 302-303.
- [17] DU Yong, CHANG Y A, HUANG Bai-yun, GONG Wei-ping, JIN Zhan-peng, XU Hong-hui, YUAN Zhao-hui, LIU Yong, HE Yue-hui, XIE F Y. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: Critical evaluation and correlation[J]. Materials Science and Engineering, 2003, 363(7): 140-151.
- [18] DUFFAR T, NADRI A. On the twinning occurrence in bulk semiconductor crystal growth[J]. Scripta Materialia, 2010, 62(2): 955-960.
- [19] 胡慧芳. Al-25%Si 合金 Si 相形态、变质及性能研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2010: 59-61.
HU Hui-fang. Study on the Si phase, modification and properties of Al-25%Si alloy[D]. Chongqing: Chongqing University, 2010: 59-61.

(编辑 李艳红)