

[文章编号] 1004-0609(2000)06-0815-04

喷射沉积高硅铝合金显微组织及形成机理^①

甄子胜, 赵爱民, 毛卫民, 孙 峰, 钟雪友

(北京科技大学 铸造研究所, 北京 100083)

[摘 要] 研究了喷射沉积 Al-20% Si 及 Al-30% Si 合金坯料的显微组织及形成机理。结果表明, 两种合金的喷射沉积态组织为细小的团块状 Si 均匀地分布于基体 α 上, 没有共晶组织出现。形成该组织特征的机理是由于在沉积阶段凝固过程中合金发生了离异共晶, 在雾化阶段大的冷却速度下形成的大量 Si 相核心以及在沉积阶段相对较低的冷却速度为这一过程提供了动力学条件。通过自行设计的沉积阶段凝固的模拟实验, 对这一机理进行了验证; 另外, 还对 Si 相的形态、尺寸进行了一定的研究。

[关键词] 喷射沉积; 高硅铝合金; 离异共晶; 凝固

[中图分类号] TG 146.2

[文献标识码] A

过共晶铝硅合金是一种优良的耐磨材料, 随着合金中硅量的增加, 合金的耐磨性提高, 密度降低, 线膨胀系数减小, 热稳定性增加, 耐蚀性提高, 因而在机械、汽车等行业得到了广泛应用。但应用常规铸造方法来生产这种材料时, 粗大的初生硅一直是制约该合金应用的一大因素。近年来采取变质处理、电磁搅拌和机械搅拌等方法虽然取得了一定的效果, 但还是不能很好地细化初生硅。随着快速凝固技术的发展, 提高合金凝固过程中的冷却速度可以很好地细化初生相。目前国内外已有人利用喷射沉积技术制备出了过共晶 Al-Si 合金^[1~3], 但是对于其微观组织形成机理的研究还未见报道。本文作者在制备出了 Al-20% Si 和 Al-30% Si 喷射沉积坯料的基础上, 对其显微组织及形成机理进行了较详细的研究。

1 实验方法

1.1 原料制备

实验采用的两种 Al-Si 合金成分(质量分数, %)为: Si 20, Si 30。喷射沉积实验采用环孔式喷嘴, 其它实验参数见表 1。

1.2 沉积阶段凝固的模拟试验

本试验的目的是模拟喷射沉积工艺中沉积阶段的凝固过程, 以揭示喷射沉积高硅铝合金组织的形成机理。在与制备喷射沉积坯料相同的工艺条件下制备高硅铝合金过喷粉末, 然后将其置于保温炉内

升温至共晶温度以上, 稍加保温, 然后缓慢冷却至室温, 冷却速度控制在与沉积坯在沉积阶段的冷却速度相当, 观察组织的变化。

为了避免粉末在保温过程中发生氧化, 试验前将粉末在低压下冷压成型, 制成 $d 8 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 试样, 然后再进行上述试验。

1.3 组织分析方法

金相试样均采用 0.5% HF 进行侵蚀, 然后在光学显微镜上观察; 在 SEM-IPS 图像处理系统上分析了 Si 相的尺寸大小(等效面积圆直径, 下同)。

2 结果及分析

2.1 喷射沉积高硅铝合金显微组织特征

图 1 为 Al-20% Si 和 Al-30% Si 的铸态及喷射沉积态组织。从中可以看出: 常规铸态组织由初生硅、 α 相和共晶组织组成, 而且初生硅尺寸较大, 形状多为片状或五花瓣状; 而喷射沉积高硅铝合金的组织中只有硅相和基体 α 相, 没有共晶组织出现, 而且硅相基本上都为团块状, 在基体中分布均匀, 尺寸比常规组织中的要细小得多。图像分析结果表明, 喷射沉积 Al-20% Si 和 Al-30% Si 中初生硅平均尺寸分别为 $5.228 \mu\text{m}$ 和 $9.558 \mu\text{m}$ 。

在相同条件下收集到的过喷粉末, 组织如图 2 (a) 所示, 由初生 Si 相、 α 相及共晶组织组成, 其中 α 相是由于在快速凝固条件下熔液过冷至共晶共生区以下而形成的非平衡组织。

① [收稿日期] 1999-11-10; [修订日期] 2000-03-02

[作者简介] 甄子胜(1974-), 男, 博士研究生。

表 1 喷射沉积实验参数

Table 1 Parameters of spray deposition experiment

Atomizing gas	Atomizing gas pressure / MPa	Atomizing gas flow-rate / (m ³ •h ⁻¹)	Scanning gas pressure / MPa	Scanning gas flow-rate / (m ³ •h ⁻¹)	Superheated temperature / K	Molten stream flow-rate / (kg•h ⁻¹)	Melt feeding-tube diameter / mm	Deposition distance / mm
N ₂	0.65	27.5	0.55	21	100	104.4	3	350

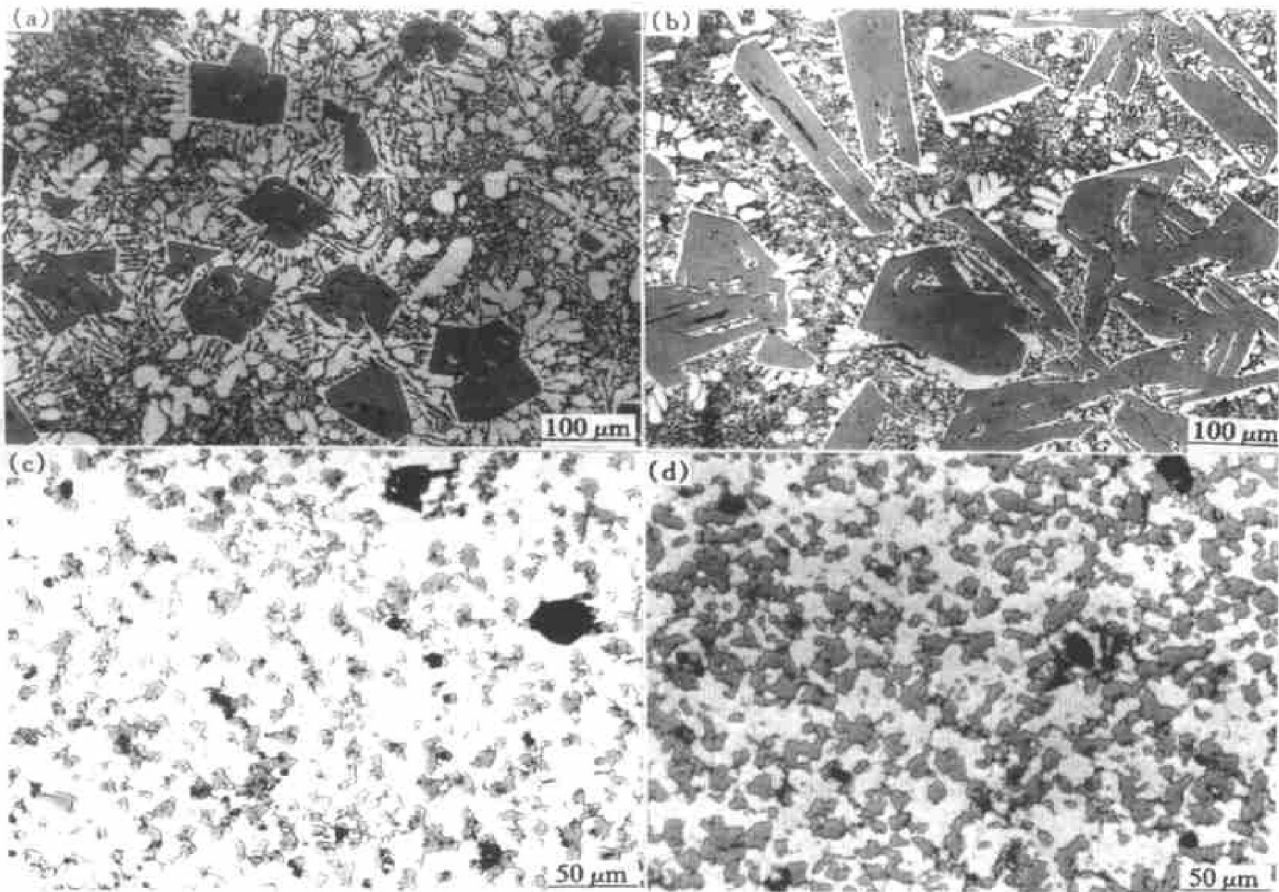


图 1 过共晶高硅铝合金显微组织

Fig. 1 Microstructures of hypereutectic Al-Si alloy

(a) —Al-20% Si(Metal mould casting); (b) —Al-30% Si(Metal mould casting);
(c) —Al-20% Si(Spray deposited); (d) —Al-30% Si(Spray deposited)

2.2 喷射沉积高硅铝合金显微组织形成机理

由前面的实验结果可以看出，喷射沉积态高硅铝合金组织中没有共晶组织，而常规铸态及在喷射沉积过程中收集的过喷粉末中都有共晶组织。对于雾化液滴来讲，形成过喷粉末与形成沉积坯所经历的凝固过程仅仅是在凝固的后半部分不同，也就是说，沉积阶段的凝固过程对于沉积坯最终组织的形成是至关重要的。

在喷射沉积工艺中，雾化和沉积两个阶段的冷却速度不同，前者可达 10³ K/s，而后者只有 1~ 10 K/s^[4, 5]。雾化阶段高的冷却速度使得液滴中形成了大量的初生硅相颗粒，而且在适宜的喷射沉积工艺下，为保证沉积坯的致密度，大部分液滴在到达

基板时都应是半固态，即使那些已完全凝固的小液滴也会在周围结晶潜热的作用下发生部分重熔，其中初生 Si 相则由于熔点高而保留下来，从而在沉积坯表面形成了一个含有大量初生 Si 相的半固态层。在随后的凝固过程中，不仅 Si 原子向这些颗粒表面进行扩散的距离得以缩短，且由于沉积阶段的冷却速度相对较慢，Si 原子有足够多的时间进行扩散，这就使得剩余液中的 Si 在原有的初生 Si 颗粒上长大要比重新形核容易得多，为离异共晶提供了充分的动力学条件，最终导致发生了完全的离异共晶，形成了初生 Si 分布于基体 α 中的组织特征。

为了验证上述分析的正确性，将喷射沉积过程

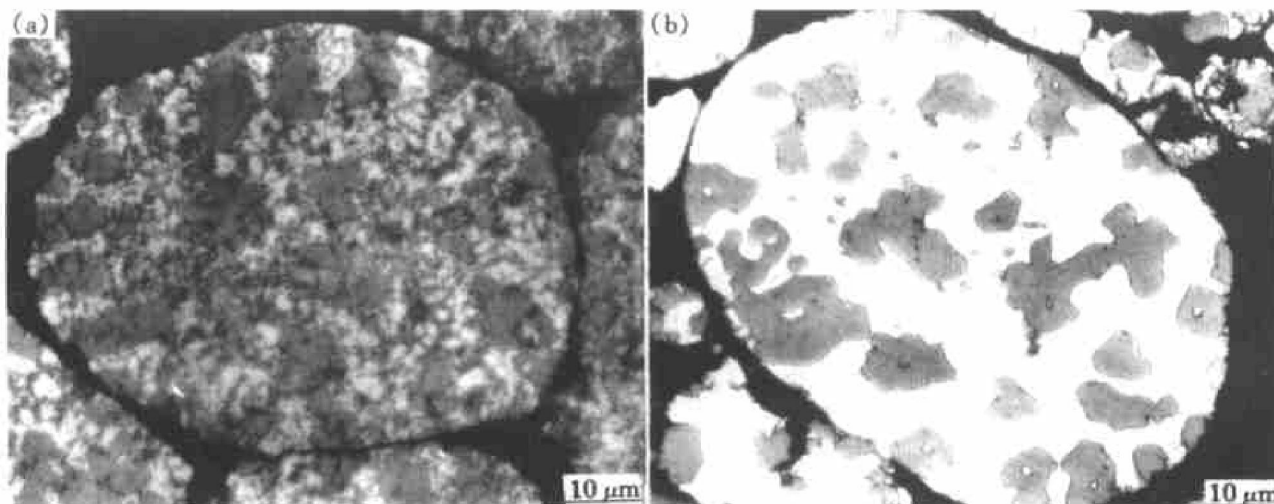


图 2 过喷粉末保温前后的组织变化

Fig. 2 Microstructure change of oversprayed powder during isothermal treatment

(a) —Sprayed; (b) —581 °C holding 60 s

中收集到的过喷粉末, 升温至共晶温度以上, 此时共晶组织及非平衡 α 相首先发生熔化, 从而形成了在液相中分布着大量 Si 颗粒的半固态形态。这种组织特征与雾化液滴沉积到沉积坯表面初期形成半固态层时的组织特征很相似。然后以近似于沉积阶段的冷却速度(本实验控制在 5~10 K/s)进行凝固, 这样的凝固条件又类似于在沉积阶段沉积坯表面的凝固条件。过喷粉末在经历了上述过程后的组织如图 2(b) 所示, 原来存在于粉末中的共晶组织及非平衡 α 相均消失, 形成了 Si 相分布于基体 α 相上的组织特征, 与所得的喷射沉积态组织相同。而且还可以看出, 过喷粉末组织中的 Si 相在实验前后数量基本没有变化, 但尺寸有所增加。验证模拟实验结果证明, 金属液经雾化阶段达到沉积坯表面后, 在随后相对较慢的凝固过程中发生了离异共晶。

关于喷射沉积合金组织的细化机制, 国内外已有许多报道^[6~10]。喷射沉积高硅铝合金中初生硅的细化, 主要是由于在雾化阶段较高的冷却速度, 大大增加了熔体的形核率, 产生了大量的初生 Si 核心, 同时液滴在沉积时大的冲击又会造成初生 Si 相的破碎, 从而共同细化了硅相。

对于喷射沉积高硅铝合金中 Si 相不是常规凝固组织中的片状或五花瓣状, 而是团块状, 其原因主要是喷射沉积雾化阶段高的凝固速度改变了硅晶体的生长条件。按照固-液界面的多原子模型^[11], 在较小的过冷度下, 硅晶体固-液界面的原子层数较少, 界面属于光滑界面, 长大将按原子簇中每层台阶的侧面扩展方式进行, 从而形成多角形或板条状的特定晶体形态(如图 1)。但是在本工艺条件下, 由于冷却速度极大, 熔液的过冷度很大, 从而

使固-液界面的原子层增厚, 界面的粗糙度也随之增加, 生长方式也将按照粗糙界面的连续生长方式进行, 从而形成了最终的团块状晶体形态。

3 结论

1) 喷射沉积 Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金的显微组织为细小的团块状 Si 相均匀分布于 α (Al) 基体上, 不出现共晶组织, Si 相的平均尺寸分别为 5.228 μm 和 9.558 μm 。

2) 喷射沉积 Al-20% Si 及 Al-30% Si 合金的显微组织中不出现共晶组织是由于在沉积阶段凝固过程中发生了离异共晶; Si 相呈团块状主要是由于雾化阶段快的冷却速度改变了 Si 相的生长方式。

[REFERENCES]

- [1] Ward P J, Atkinson H V, Anderson P R G, et al. Processing parameters in spray-forming and subsequent semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic aluminum-silicon alloys [A]. Proc the Second International Conference on Spray Forming [C]. Neath, UK, 1993. 363.
- [2] Ward P J, Atkinson H V, Anderson P R G, et al. Semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic aluminum-silicon alloys [J]. Acta Materialia, 1996, 44 (5): 1717.
- [3] WANG Feng(王 峰), GU Ying-li(顾英利), DUAN Xian-jin(段先进), et al. 喷射沉积过共晶 Al-Si 合金的研究 [J]. Acta Metall Sinica(金属学报), 1999, 35 (2): 121.
- [4] ZHANG Jrshan(张济山), CUI Hua(崔 华), DUAN

- Xiarr jin(段先进), et al. 雾化喷射沉积中沉积体内的凝固过程(II) —Al-Cu 合金的计算 [J]. J Uni Sci Tech Beijing(北京科技大学学报), 1997, 19(1): 28.
- [5] SHEN Jun(沈 军), JIANG Zu ling(蒋祖龄), ZENG Song yan(曾松岩), et al. 喷射沉积快速凝固过程的计算机模拟 [J]. Acta Metall Sinica(金属学报), 1994, 30(8): B337.
- [6] Singer A G E. The principles of spray rolling in metals [J]. Metals Mat, 1970, 4(4): 246.
- [7] Doherty R, Cai C and Kohler L K W. Modeling and microstructure development in spray forming [J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1997, 33(3): 50.
- [8] Lavernia E J and Grant N J. Spray deposition of metal: a review [J]. Mater Sci Engi, 1988, 98: 381.
- [9] ZHANG Guo qing(张国庆), MI Guo fa(米国发), LI Zhou(李 周), et al. 氩气雾化喷射成形的镍基高温合金 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1999, 9(Suppl. 1): 90.
- [10] ZHANG Yong an(张永安), XIONG Ba qing(熊柏青), WEI Qing(韦 强), et al. 喷射成形制备的 Al-23Si-5Fe 合金圆锭的凝固组织 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1999, 9(Suppl. 1): 73.
- [11] HU Han qi(胡汉起). The Metal Solidification Theory (金属凝固原理) [M]. Beijing: Mechanical Industry Press, 1991. 56.

Microstructures and formation mechanism of spray deposited hypereutectic Al-Si alloys

ZHEN Zi sheng, ZHAO Ai min, MAO Wei min, SUN Feng, ZHONG Xue you
(Foundry Institute, University of Science and Technology Beijing,
Beijing 100083, P. R. China)

[Abstracts] The microstructures of spray deposited Al-20% Si and Al-30% Si alloys were investigated. The results show that the microstructures in these two alloys are featured by that fine block Si uniformly distributes on the α matrix and no conventional eutectic structure exists. The evolution mechanism of this structure peculiarity was presented. It is believed that the final microstructures of spray deposited hypereutectic alloys are the result of the divorce eutectic, which appears in the depositing solidification process. The large number of Si nuclei formed at high cooling rate in atomizing process and the low solidification rate in the depositing process are the dynamic factors for the evolution. In addition, a self-designed simulant solidification experiment verified this view. The morphology and the size of Si were also studied.

[Key words] spray deposition; hypereutectic Al-Si alloy; divorce eutectic; solidification

(编辑 袁赛前)