

[文章编号] 1004- 0609(2001)05- 0827- 07

# 冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织和耐磨性能的影响<sup>①</sup>

赵爱民<sup>1</sup>, 毛卫民<sup>1</sup>, 甄子胜<sup>1</sup>, 姜春梅<sup>2</sup>, 钟雪友<sup>1</sup>

(1. 北京科技大学 铸造研究所, 北京 100083; 2. 北京联合大学 应用技术学院, 北京 100101)

**[摘要]** 试验研究了在不同的冷却速度下凝固的 Al-20% Si 和 Al-30% Si (质量分数, 下同) 合金的组织 and 耐磨性。实验结果表明, 冷却速度对过共晶铝硅合金的凝固组织和耐磨性能有显著的影响。随着冷却速度的增加, Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金的凝固组织组成、初生硅的形貌和尺寸都发生明显的变化: 冷却速度小于 0.1 K/s 的炉冷试样和冷却速度小于 1 K/s 耐火砖型铸造试样的凝固组织由(α+Si)共晶和初生 Si 相组成, 初生 Si 相呈粗大的片状, 共晶 Si 呈针状; 冷却速度约 10 K/s 的金属型铸造试样的凝固组织由(α+Si)共晶、枝晶状 α 相和初生 Si 相组成, 初生 Si 相为块状或长条状, 共晶 Si 呈细小的针状, 并且凝固组织中出现的枝晶状 α 相; 凝固速度为(10<sup>3</sup>~10<sup>5</sup>) K/s 的过喷粉末的凝固组织也是由(α+Si)共晶、枝晶状 α 相和初生 Si 相组成, 初生 Si 相为块状。而喷射沉积快速凝固 Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金的沉积态组织都是由 Si 相和 α 相组成, 细小的 Si 相均匀分布在 α 基体中。随着冷却速度的增加, Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金的凝固组织中初生硅的尺寸明显减小, 磨损机制发生变化, 合金的耐磨性显著增加。

**[关键词]** 过共晶铝硅合金; 冷却速度; 凝固组织; 耐磨性

**[中图分类号]** TG 164.2

**[文献标识码]** A

过共晶铝硅合金是一种优良的耐磨材料, 它具有密度小、热膨胀系数小、热稳定性好、耐磨性高等优点, 而且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<sup>[1]</sup>。在普通铸造条件下, 由于冷却速度慢, 析出粗大的初生硅, 破坏了基体的连续性, 显著降低合金的强度、韧性<sup>[2]</sup>。变质处理可以改善初生硅的形貌、细化初生硅<sup>[3~5]</sup>, 但当硅相超过 14% 时, 变质处理方法也无法根本消除硅相的不利影响。采用快速凝固技术可以显著细化初生硅相<sup>[6~10]</sup>。作者研究冷却速度对 Al-20% Si 和 Al-30% Si 的凝固组织和耐磨性能的影响情况, 观察不同的冷却速度下凝固的 Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金的微观组织, 测量不同硅相尺寸的过共晶铝硅合金的耐磨性能, 分析其磨损机制。

## 1 实验

采用工业纯铝和结晶硅在坩埚炉熔炼 Al-20% Si 和 Al-30% Si 合金, 以不同冷却速度凝固, 观察不同的冷却条件下的凝固组织: 1) 炉冷条件下凝固, 冷却速度小于 0.1 K/s; 2) 耐火砖型铸造, 合

金凝固时冷却速度在小于 1 K/s; 3) 金属型铸造, 冷却速度约 10 K/s; 4) 喷射沉积的过喷粉末, 冷却速度在(10<sup>4</sup>~10<sup>6</sup>) K/s 范围<sup>[11]</sup>; 5) 喷射沉积的沉积坯的凝固, 冷却速度约 10<sup>3</sup> K/s<sup>[11]</sup>。用 Laborlox 12 ME 型光学显微镜和 SEM-IPS 图像分析系统, 对不同冷却速度凝固的过共晶铝硅合金的微观组织进行观察或定量分析。磨损实验在 ML-10 型销-盘式磨损试验机上进行, 设备如图 1 所示。磨损方式为干磨, 磨损性能衡量标准为失重法。对磨材料采用 45# 钢的金属盘, 其硬度为 HB244, 尺寸为 d126 mm × 8 mm, 金属盘 5 安装底座上, 与底座一起作旋转运动, 磨损试样 4 的尺寸为 d6 mm × 22 mm, 安装在试样夹 2 中, 与金属盘对磨, 实验时试样保持不动, 金属盘作旋转运动, 磨损试样和金属盘之间产生相对摩擦运动, 磨损实验转盘的转速为 60 r/min, 对应的相对摩擦线速度为 0.5 m/s, 载荷为 14.7 N, 每个试样预磨 20 min, 磨损时间为 30 min。用 DT100 型光电天平称重, 测量磨损失重。用 S-570 型扫描电镜观察磨面特征, 分析磨损机理, 为了观察磨损亚表层的形态和组织, 进行磨面斜切面的光学显微观察, 用钨丝线切割方法从磨损试样上截取小块试样, 切割面与磨面成 45°, 并用电木粉

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59771011)

[收稿日期] 2000-07-03; [修订日期] 2001-04-17

[作者简介] 赵爱民(1962-), 男, 副教授, 博士。

镶样制成金相试样进行观察。

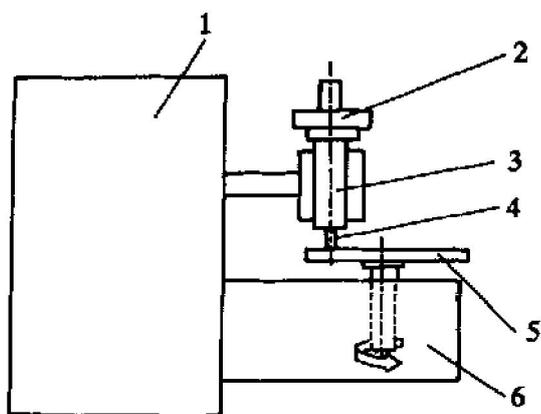


图1 磨损实验机示意图

Fig. 1 Schematic of wear tester

1—Controller; 2—Load; 3—Holder;  
4—Specimen; 5—Disk; 6—Revolver

## 2 实验结果

### 2.1 冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织的影响

实验结果表明冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织有显著的影响,在不同的冷却速度下凝固的试样的微观组织的相组成、初生硅的形貌和尺寸大小都有明显的差别,接近于平衡凝固的炉冷试样,凝固时的冷却速度小于  $0.1 \text{ K/s}$ ,其微观组织由  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体和初生硅  $\text{Si}$  相组成,初生硅大多为长条状且十分粗大,  $\text{Al-20\% Si}$  合金中初生硅的长度约  $1000 \mu\text{m}$ ;  $\text{Al-30\% Si}$  合金中初生硅的长度  $1500 \sim 4000 \mu\text{m}$ ,共晶硅为针状,其长度为  $50 \sim 200 \mu\text{m}$ ,如图 2(a) 所示。凝固时冷却速度小于  $0.1 \text{ K/s}$  的耐火砖型铸造试样与炉冷试样的微观组织的相组成相同,也是由  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体和初生硅  $\text{Si}$  相组成,初生硅仍为长条状,共晶硅亦呈针状,初生硅和共晶硅相的尺寸比炉冷试样都有所减小,  $\text{Al-30\% Si}$  合金中初生硅长度为  $400 \sim 1500 \mu\text{m}$ ,见图 2(b) 所示。当冷却速度约为  $10 \text{ K/s}$  的金属型铸造  $\text{Al-20\% Si}$  合金和  $\text{Al-30\% Si}$  合金试样的凝固组织由  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体、初生硅  $\text{Si}$  相和枝晶状  $\alpha$  相组成,其凝固组织中除初生硅相和  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体外,还出现一定数量的枝晶状  $\alpha$  相,如图 2(c), (d) 所示。分析认为这种枝晶状  $\alpha$  相是一种非平衡凝固的初生相<sup>[12]</sup>,这样在其凝固组织中同时出现初生  $\alpha$  和初生硅相,这是由于  $\text{Al-Si}$  合金的共晶共生区明显偏向硅一侧,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,这也说明在冷却速度较快时,过共晶  $\text{Al-Si}$  合金中易出现非平衡枝晶状初生  $\alpha$  相。金属型铸造

$\text{Al-20\% Si}$  合金凝固组织中初生硅为多角形的块状,见图 2(c)。图像分析结果表明初生硅的平均等面积圆直径  $\bar{d}_a$  为  $111.5 \mu\text{m}$ ;金属型铸造的  $\text{Al-30\% Si}$  合金中初生硅相大多数为长条状,其长度  $200 \sim 500 \mu\text{m}$ ,见图 2(d)。实验还观察了厚度为  $0.3 \text{ mm}$   $\text{Al-30\% Si}$  合金金属型铸造试样的飞边的凝固组织,结果表明其相组成与金属型铸造试样相同,凝固组织中初生硅相呈多角形块状,未观察到长条状的初生硅,枝晶状  $\alpha$  相数量有所增加;图像分析表明,其初生硅的平均等面积圆直径  $\bar{d}_a$  为  $16.185 \mu\text{m}$ 。

过喷粉末的凝固组织与金属型铸造试样的飞边的微观组织相近,由  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体、初生硅和枝晶状  $\alpha$  相组成,初生硅为的块状,如图 2(e),初生硅平均尺寸与过喷粉末的粒径有关,图像分析表明粒径约  $20 \mu\text{m}$  和  $100 \mu\text{m}$  的  $\text{Al-30\% Si}$  合金的过喷粉末中初生硅的平均尺寸分别为  $2.294 \mu\text{m}$  和  $4.770 \mu\text{m}$ <sup>[13]</sup>。

喷射沉积作为一种新型的快速凝固工艺,熔体的冷却有两个明显不同的阶段:飞行阶段快冷,冷却速度可以达到  $(10^4 \sim 10^6) \text{ K/s}$ ,沉积固结阶段慢冷,冷却速度小于  $10 \text{ K/s}$ <sup>[13, 14]</sup>,这必然给熔体的凝固过程产生重要的影响,从而影响喷射沉积合金快速凝固组织。实验观察表明过共晶铝硅合金沉积态凝固组织由硅相和  $\alpha$  相组成,没有常规组织中  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体,如图 2(f) 所示,硅相比较均匀地分布在  $\alpha(\text{Al})$  基体中,硅相的形状基本是块状或颗粒状,并没有观察到铸态组织中长条状初生硅相,硅相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  $\text{Al-20\%}$  合金的凝固组织中硅相的尺寸在  $1 \sim 6 \mu\text{m}$ ,而  $\text{Al-30\%}$  合金的硅相的尺寸为  $4 \sim 10 \mu\text{m}$ ,比金属型铸造成分相同的过共晶铝硅合金的初生硅尺寸低 2 个数量级。这是由于在喷射沉积雾滴飞行阶段的快速冷却条件下,合金液滴发生部分凝固,形成大量的初生硅核心,沉积体表面半固态层的剩余液相在沉积阶段慢速冷却条件下,发生了离异共晶,从而形成这样的凝固组织<sup>[15, 16]</sup>。

由此可见冷却速度对过共晶铝硅合金凝固组织的相组成、尺寸大小和形貌都有影响。当冷却速度小于  $1 \text{ K/s}$  时,过共晶铝硅合金的凝固组织由初生硅相和  $(\alpha + \text{Si})$  共晶体组成,与平衡态组织的相组成相同;当冷却速度增大到  $10 \text{ K/s}$ ,其凝固组织由初生硅相、 $(\alpha + \text{Si})$  共晶体和枝晶状  $\alpha$  相组成,凝固组织中出现枝晶状  $\alpha$  相,这种枝晶状  $\alpha$  相是冷却速度较快的条件下出现的一种非平衡凝固组织。随着冷却速度的增加,过共晶铝硅合金凝固组织中

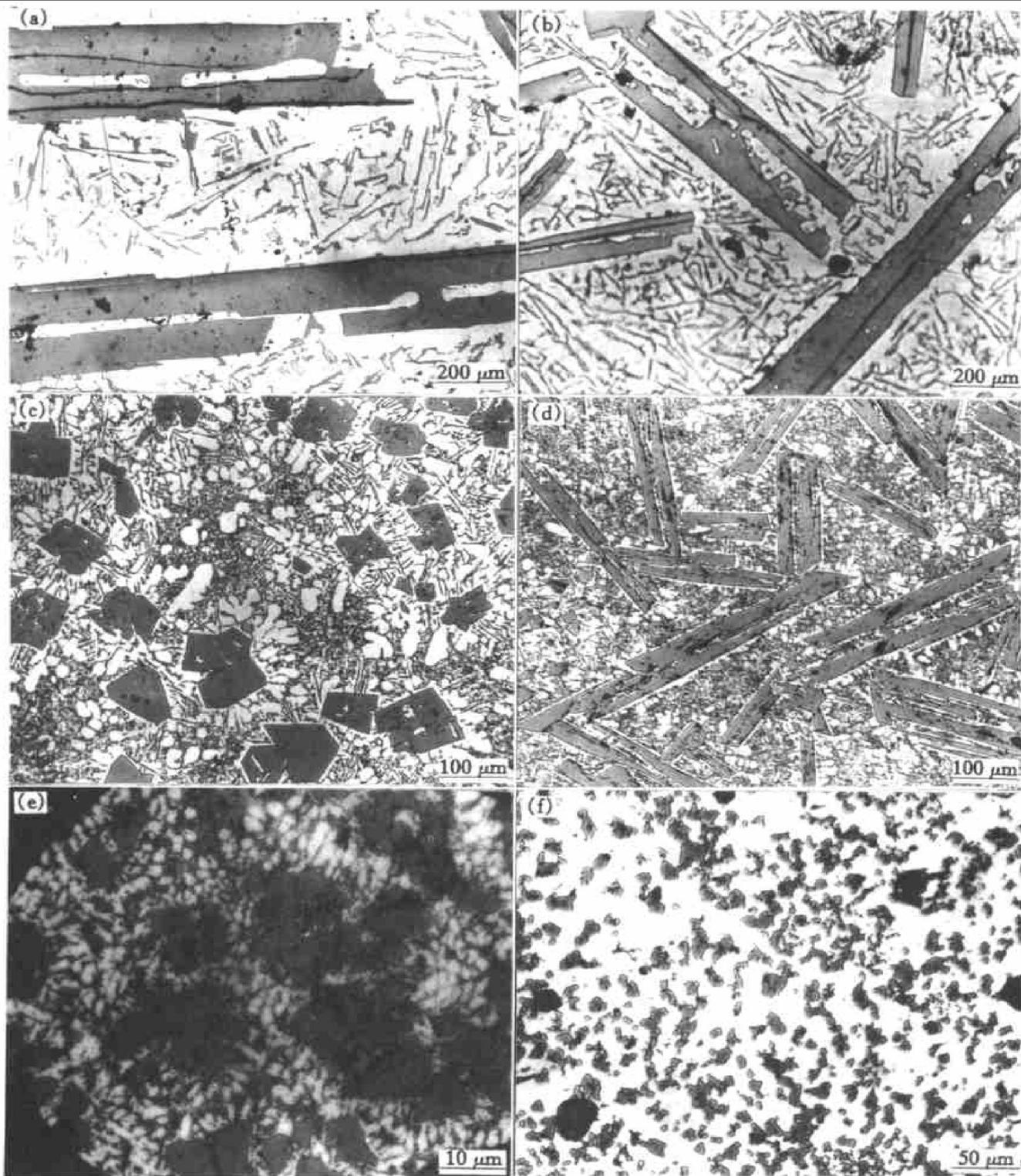


图 2 过共晶铝硅合金凝固组织

**Fig. 2** Solidification microstructures of hypereutectic Al-Si alloys

- (a) —Al-30% Si alloy solidified in the furnace; (b) —Al-30% Si solidified in refractory mould;  
 (c) —Al-20% Si alloy solidified in metal mould; (d) —Al-30% Si alloy solidified in metal mould;  
 (e) —Al-30% Si over-spray powder; (f) —Al-30% Si spray formed billet

初生硅和共晶硅的尺寸减小, 在慢速冷却条件下凝固, 初生硅呈长条状, 共晶硅呈针状, 在快速冷却条件下, 初生硅的形状有由长条状转变为多角状变化的趋势。

## 2.2 磨损实验结果及分析

磨损实验结果见表 1, 实验测量不同试样的磨损损失重  $W$ , 按  $\varepsilon = 1/W$  式计算出试样的耐磨性  $\varepsilon$ , 并且分别计算出相对于 Al-30% Si 合金炉冷试样 F30 试样和金属型铸造试样 M30 的相对耐磨性。从表 1 的实验结果可以看出: 1) 对于同种成分的合金, 随着凝固时冷却速度加快, 凝固组织中初生硅

表 1 过共晶铝硅合金磨损实验测量结果

Table 1 Test results of wear resistance of hypereutectic Al-Si alloys

No.	Kind of alloy	Mass and mass loss of specimen/g			Wear resistance /g <sup>-1</sup>	Relative wear resistance to F30	Relative wear resistance to M30
		Before test	After test	Mass loss			
F30	Al-30% Si, cooled in furnace	1.269 94	1.219 75	0.050 19	19.924 29	1.00	0.18
R30	Al-30% Si, refractory mould	1.385 28	1.351 71	0.033 57	29.788 5	1.50	0.27
M20	Al-20% Si, metal mould	1.671 10	1.663 38	0.007 72	129.533 6	6.73	1.20
M30	Al-30% Si, metal mould	1.456 31	1.447 34	0.008 97	111.482 7	5.60	1.00
S30	Al-30% Si, spray formed	1.209 62	1.208 43	0.001 19	840.336 1	42.18	7.54
S20	Al-20% Si, spray formed	1.147 26	1.145 18	0.002 08	480.769 2	24.13	4.31

或硅相尺寸减小,合金的耐磨性显著增加,喷射沉积 Al-30% Si 合金的耐磨性是金属型铸造试样的 7 倍多,是耐火砖型铸造试样的 28 倍多,是近平衡凝固试样的 42 倍多; 2) 金属型铸造 Al-20% Si 合金的耐磨性是金属型 Al-30% Si 合金的 1.2 倍,说明在本实验条件下随硅含量的增加,金属型铸造高硅铝合金耐磨性下降; 3) 喷射沉积 Al-30% Si 合金的耐磨性是喷射沉积 Al-20% Si 合金的 1.75 倍,这说

明在相同喷射沉积条件下,随着硅含量的提高,高硅铝合金的耐磨性提高。

用扫描电镜对磨损试样的磨面形貌进行观察表明不同条件下制备的高硅铝合金的磨损表面的形貌存在很大差别: 炉冷试样 F30 和耐火砖铸造试样 R30 的磨面出现较多的尺寸较大的剥落坑,大部分剥落坑呈长条状,如图 3(a) 耐火砖型铸造试样 R30 磨面 SEM 的 A 处,且炉冷试样 F30 的剥落坑尺寸

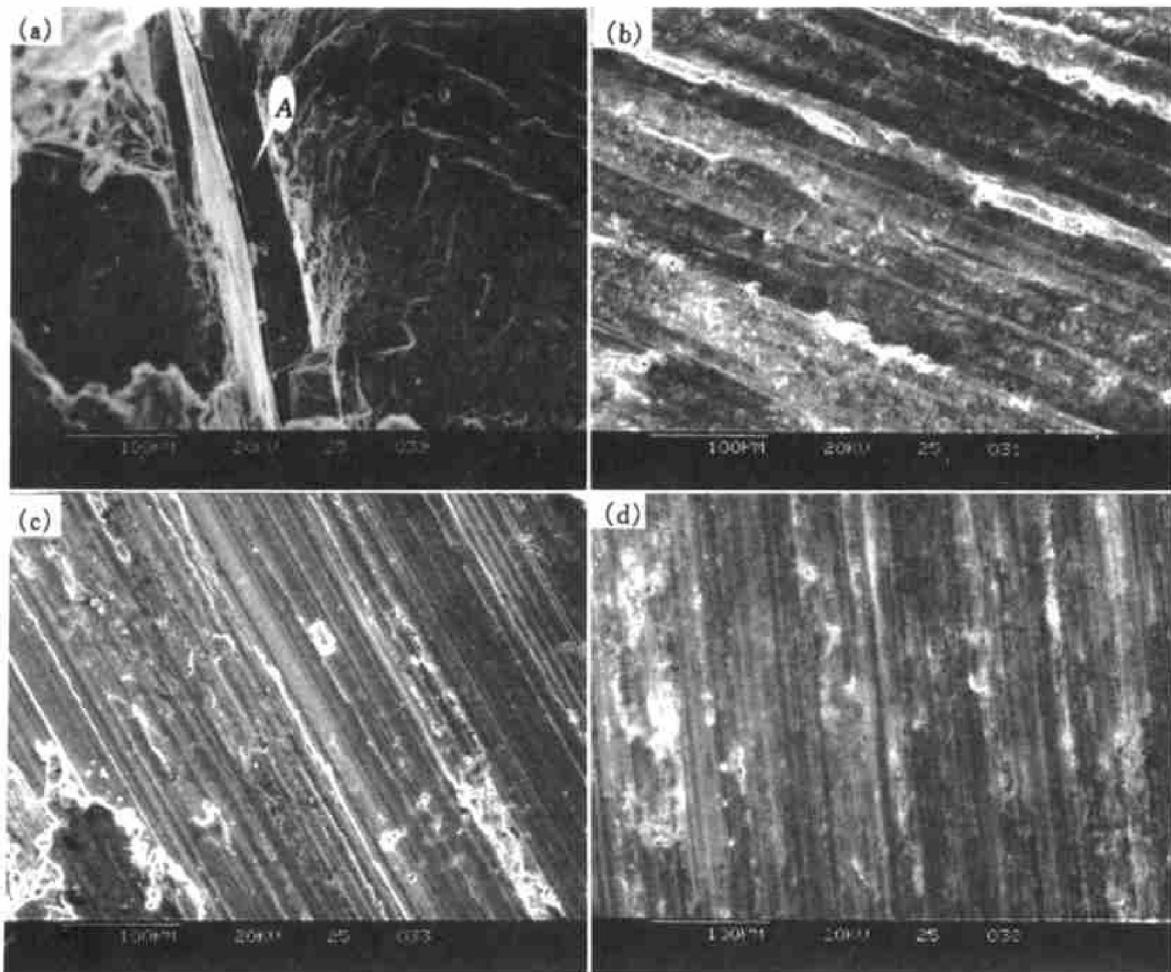


图 3 过共晶铝硅合金磨损表面 SEM 照片

Fig. 3 SEM photographs of wear surface of hypereutectic Al-Si alloys

- (a) Al-30% Si alloy solidified in refractory mould; (b) Al-20% Si alloy solidified in metal mould;
- (c) Al-20% Si alloy spray formed; (d) Al-30% Si alloy spray formed

大于耐火砖铸造试样 R30, 很显然这是粗大的初生硅相在反复摩擦过程中断裂而发生剥落所致。从图 3(a) 还可以看出剥落坑底部硅相解理断裂的痕迹。金属型铸造试样磨面上也能观察到这样的剥落坑, 但数量很少、尺寸较小, M20 和 M30 试样的磨面上主要是犁沟磨痕, 如图 4(b) 所示。而喷射沉积 S20 和 S30 试样的磨面只观察到犁沟磨痕, 未观察到剥落坑, 如图 4(c), (d) 所示。与图 4(b) 金属型铸造 Al20% 试样磨面相比较, 其磨面更为平整, 犁沟磨痕深度浅、宽度小, 而金属型铸造试样的磨面上既有犁沟, 又有硅相的剥落坑。

图 4 所示是磨损亚表层的金相照片, 在炉冷试样 F30 和耐火砖型铸造试样 R30 的磨面上存在初生硅相的剥落坑。图 4(a) 的 A 处是初生硅相的剥落坑, 并且剥落坑底部的裂纹沿图示的箭头方向向亚表层和纵深处继续扩展。当扩展到初生硅板条时, 裂纹扩展方向发生改变, 沿初生硅长度方向扩展, 多条裂纹扩展连结, 形成包围圈后将会产生大块剥落。图 4(b) 是喷射沉积试样 S30 的磨损亚表层的金相照片, 可以看出其磨面比较平整, 磨面上没有观察到剥落坑。这与 SEM 观察结果相同, 在磨面的局部区域发现有细小硅相的密集区, 图 4(b) 中 B 处。这可能与摩擦热作用和局部绝热应变有关, 由于喷射沉积过共晶铝硅合金的  $\alpha + \text{Si}$  快速凝固组织中  $\alpha$  固溶 Si 量高于平衡状态固溶量, SEM 能谱分析表明这种  $\alpha$  固溶 Si 量为 6.26%<sup>[13]</sup>, 在摩擦过程中这种过饱和的  $\alpha$  相脱溶大量的硅相, 这有利于提高合金的耐磨性。金属型铸造试样的磨损亚表层的观察表明其磨面也比较平整, 亚表层中有部分枝晶状  $\alpha$  发生了塑性流变, 如图 4(c) 的 C 处, 并能观察到初生硅相的剥落坑。从磨面和磨损亚表层的微观观察与分析表明喷射沉积过共晶铝硅合金的磨损机制主要是犁沟显微切削, 炉冷和耐火砖型铸造试样的磨损机制主要是剥落, 而金属型铸造试样的磨损过程中存在犁沟显微切削和剥落两种机制。

过共晶铝硅合金的微观组织中硅相尺寸和形状对合金的耐磨性和磨损机制产生很大的影响。炉冷和耐火砖型铸造的试样中长条状初生硅相导致试样以大块剥落的机制而产生磨损, 其磨量大, 耐磨性差。喷射沉积试样的凝固组织为细小的硅相分布于基体  $\alpha$  中, 在摩擦磨损过程中磨面上过饱和  $\alpha$  脱溶出硅相, 使喷射沉积过共晶铝硅合金具有优良的耐磨性。

### 3 结论

1) 随着冷却速度的增加, 过共晶铝硅合金微

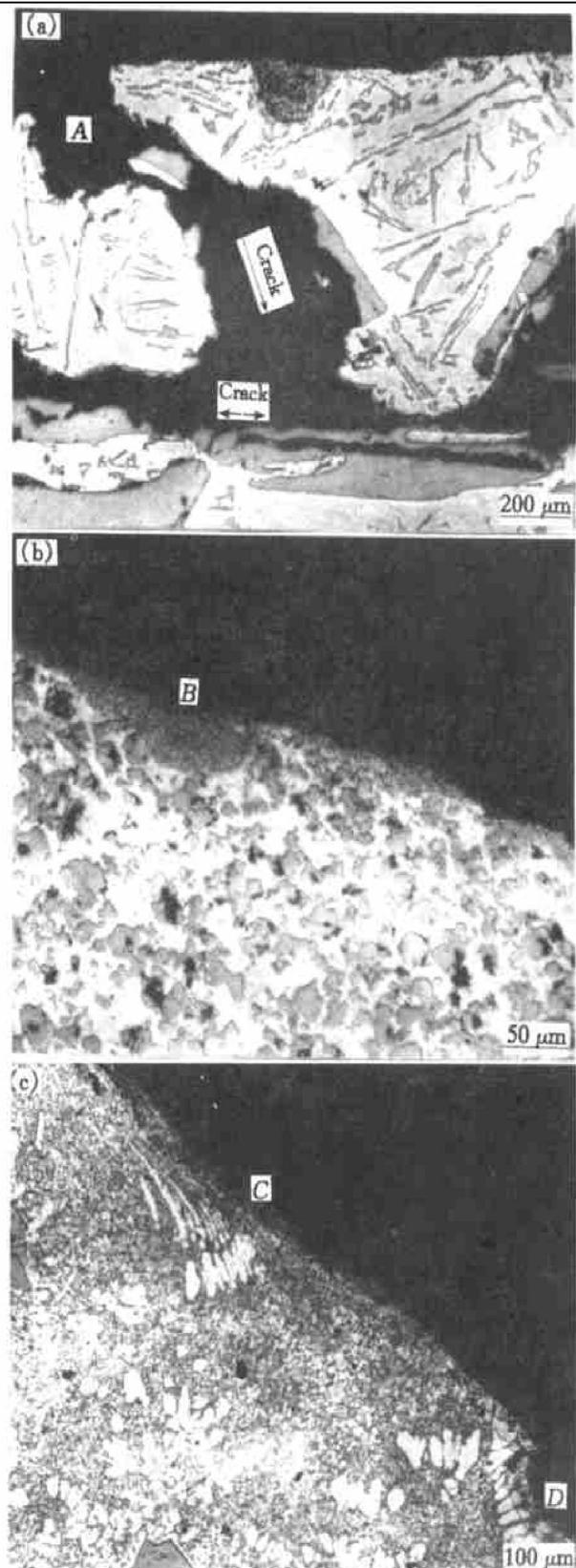


图 4 过共晶铝硅合金磨损亚表层的金相照片  
**Fig. 4** Microstructure photographs of wear cross-section of hypereutectic Al-Si alloys  
 (a) —Al30% Si alloy solidified in refractory mould;  
 (b) —Al30% Si alloy spray formed;  
 (c) —Al20% Si alloy solidified in metal mould

观组织中初生硅相的尺寸减小, 其形状由长条状向多角状或碎块状转变的趋势。

2) 喷射沉积 Al20% Si 和 Al30% Si 合金的组

织由 Si 相和  $\alpha$  相组成, 细小的 Si 相均匀分布在  $\alpha$  基体中。

3) 喷射沉积过共晶铝硅合金具有优良的耐磨性。在本实验条件下喷射沉积 Al-30% 合金的耐磨性是金属型铸造试样的 7 倍多, 是平衡凝固试样的 42 倍, 是耐火砖型铸造试样的 28 倍; 在同种工艺条件下, 随着硅含量的提高合金的耐磨性提高。

4) 随着硅相尺寸的减小, 过共晶铝硅合金的磨损由剥落为主的机制转变为犁沟变形机制。

## [ REFERENCES ]

- [ 1 ] Amano N, Odani Y, Takeda Y, et al. Development of a wear-resistant rapidly solidified PM aluminum alloy [ J ]. MPR, 1989, 186- 190.
- [ 2 ] Foundry handbook. Vol. 6( 铸造手册. 第 6 卷 ). Casting Nonferrous Alloys( 铸造非铁合金 ) [ M ]. Beijing: Machinery Industry Press, 1994.
- [ 3 ] ZHANG Wei-wen( 张卫文 ), YIN Zhi-min( 尹志民 ), ZHAO Yang( 赵 阳 ), et al. 过共晶高硅铸造铝合金磷-稀土双重变质处理 [ J ]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals( 中国有色金属学报 ), 1995, 5( 1 ): 59- 62.
- [ 4 ] ZHANG Wei-wen( 张卫文 ), YIN Zhi-min( 尹志民 ), CHEN Xiao-qun( 陈小群 ). 磷在过共晶铝硅合金中的存在形式及其变质机理 [ J ]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals( 中国有色金属学报 ), 1994, 4( suppl ): 229- 232.
- [ 5 ] LU Shu-zu, Hellawell A. The mechanism of silicon modification in aluminum-silicon alloys: impurity induced twinning [ J ]. Metallurgical Transaction A, 1987, 18A: 1721- 1733.
- [ 6 ] Estrada J L, Duszcyk J. Characteristic of rapidly solidified Al-Si-X produced by the Osprey process [ J ]. Journal of Materials Science, 1990, 25: 1381- 1391.
- [ 7 ] Zhou J, Duszcyk J, Korevaar B M. As-spray-deposited structure of an Al-20Si-5Fe [ J ]. Journal of Materials Science, 1991, 26: 5275- 5291.
- [ 8 ] Srivatsan T S, Anand S, Wu Y, et al. The fatigue response and fracture behavior of a spray atomized and deposited aluminum-silicon alloy [ J ]. Journal of Materials Engineering Performance, 1997, 6( 5 ): 654- 663.
- [ 9 ] Tokinane N, Ohkubo Y, Shibue K, et al. Proceeding of the third international Conference on Spray Forming [ M ]. Cardiff, UK, 1996. 37.
- [ 10 ] Stivastava A K, Ojha S N, Ranganathan. Microstructural features and heat flow analysis of atomized and spray-formed Al-Fe-Si alloy [ J ]. Metallurgical and Materials Transaction, 1998, 29A: 2205- 2219.
- [ 11 ] Grant P S. Spray forming [ J ]. Progress in Materials Science, 1995, 39: 497- 545.
- [ 12 ] LI Shu-suo( 李树索 ), ZHAO Ai-min( 赵爱民 ), MAO Wei-min( 毛卫民 ), et al. 半固态过共晶 Al-Si 合金显微组织中近球状  $\alpha$  相的形成机理的研究 [ J ]. Acta Metallurgica Sinica( 金属学报 ), 2000, 36( 5 ): 545- 549.
- [ 13 ] ZHAO Ai-min( 赵爱民 ). 喷射沉积高硅铝合金凝固及半固态组织转变规律的研究 [ D ]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2000.
- [ 14 ] Annavarapu S, Doherty R D. Evolution of microstructure in spray casting [ J ]. The Journal of Power Metallurgy, 1993, 29: 331- 343.
- [ 15 ] ZHEN Zi-sheng( 甄子胜 ), ZHAO Ai-min( 赵爱民 ), MAO Wei-min( 毛卫民 ), et al. 喷射沉积高硅铝合金显微组织及形成机理 [ J ]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals( 中国有色金属学报 ), 2000, 10( 6 ): 815- 818.
- [ 16 ] ZHAO Ai-min( 赵爱民 ), ZHEN Zi-sheng( 甄子胜 ), MAO Wei-min( 毛卫民 ), et al. 喷射沉积高硅铝合金的半固态触变成形 [ J ]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals( 中国有色金属学报 ), 2000, 10( suppl ): 126- 131.

## Effects of cooling rate on solidification microstructures and wear resistance of hypereutectic Al-Si alloy

ZHAO Aimin<sup>1</sup>, MAO Weimin<sup>1</sup>, ZHEN Zhenheng<sup>1</sup>, JIANG Chunmei<sup>2</sup>, ZHONG Xueyou<sup>1</sup>

(1. Foundry Institute of University, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China;

2. College of Applied Technique, Beijing Union University, Beijing 100101, P. R. China)

**[Abstract]** The microstructures and wear resistance of Al-20% Si and Al-30% (Mass fraction) Si alloys solidified under different cooling rate have been researched. Results of experiments indicates that effects of the cooling rate on solidification microstructures and wear resistance of alloy are significant. When cooling rate increases, the phase constitution of solidification microstructure and the shape and sizes of primary silicon crystal in the microstructure of Al-20% Si and Al-30% Si alloys change obviously. The solidification microstructures both of the specimen solidified in furnace of which the cooling rate is less than 0.1 K/s and the specimen solidified in refractory mold of which the cooling rate is less than 1 K/s are composed of ( $\alpha$ + Si) eutectic and primary Si crystal, and the coarse plate-shaped primary Si crystal and needle-shaped eutectic Si crystal are inspected in the solidification microstructure. The solidification microstructures of the specimen solidified in metal mold of which the cooling rate is about 10 K/s is composed of ( $\alpha$ + Si) eutectic and primary Si crystal and the dendritic  $\alpha$  phase, and the shape of primary Si crystal is plate or block, the eutectic Si crystal is also needle-shaped, the dendritic  $\alpha$  phase emerged in the metal mold casting specimen. The solidification microstructures of the over-spray powder cooled by ( $10^4 \sim 10^6$ ) K/s is also composed of ( $\alpha$ + Si) eutectic and primary Si crystal and the dendritic  $\alpha$  phase, and the shape of most of primary Si crystals are fine block. The solidification microstructures both of spray formed Al-20% Si alloy and Al-30% Si alloy are composed of Si crystal and  $\alpha$  phase, the fine Si crystals are well-distributed in the  $\alpha$  phase matrix. With increasing cooling rate, the size of silicon crystal diminished, the wear resistance of Al-20% Si alloy and Al-30% Si alloy increases significantly due to the wear mechanism of alloy changed.

**[Key words]** hypereutectic Al-Si alloy; cooling rate; solidification microstructure; wear resistance

(编辑 朱忠国)