

# 喷射沉积 $\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$ 热暴露过程的显微组织演变

贺毅强<sup>1</sup>, 屠宏<sup>2</sup>, 冯立超<sup>1</sup>, 杨建明<sup>1</sup>, 陈振华<sup>3</sup>

(1. 淮海工学院 机械工程学院, 江苏 连云港 222005; 2. 华北水利水电学院 软件学院, 郑州 450011; 3. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

**摘要:** 采用喷射沉积工艺制备了  $\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$  复合材料, 并通过热压后多道次热轧制备了板材。研究了板材在不同温度下热暴露过程中第二相粒子、 $\text{SiC}/\text{Al}$  界面和位错密度的变化, 并通过 X 射线衍射分析了板材在热暴露过程中的物相变化。结果表明, 复合材料经热加工后第二相粒子保持弥散细小, 为 50 ~ 80nm,  $\text{SiC}/\text{Al}$  界面干净, 没有脆性相生成; 在 500℃ 暴露 200h 后, 第二相粒子几乎没有变化; 在 550℃ 暴露 200h 后, 第二相粒子略有长大, 没有明显的脆性相生成; 600℃ 下暴露 10h 后,  $\text{SiC}/\text{Al}$  界面处生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相, 第二相粒子长大至 400 ~ 500nm, 并生成  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$  相; 在 550℃ 热暴露过程中, 随着暴露时间变长, 位错密度增加。SiC 颗粒分解向基体中析出游离态 Si, 抑制了  $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$  的粗化和分解, 提高了复合材料的耐热性能, 因此该复合材料在 550℃ 以下具有良好的热稳定性, 550℃ 以上耐热性能急剧下降, 热暴露过程中位错增殖。

**关键词:** 喷射沉积, 耐热铝合金, 复合材料, 热暴露, 显微组织

**DOI:** 10.3969/j.issn.1005-5053.2012.5.009

**中图分类号:** TG146.2; TB331

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1005-5053(2012)05-0054-06

1986 年 Skinner 等人<sup>[1]</sup> 利用平流铸造法 (PFC) 研制了 Al-Fe-V-Si 铝合金, 该系列合金在 Al 基体上弥散分布较大体积分数 (可达 40%) 的  $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$  耐热强化相, 强化相细小均匀分布, 具有良好的耐热性能。为了提高该系合金的力学性能, 拓展耐热铝合金性能稳定的温度范围, 人们尝试在该系合金中加入 SiC 颗粒增强 Al-Fe-V-Si<sup>[2-4]</sup>。因 Al-Fe-V-Si 合金及其复合材料主要应用于温度较高的环境中, 材料的力学性能取决于  $\alpha\text{-Al}$  和  $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$  两相组织的粗细和均匀性, 材料的耐热性能和服役寿命取决于这种组织的热稳定性<sup>[5-7]</sup>。因此研究热加工和热暴露过程中显微组织的演变规律, 对于喷射沉积 Al-Fe-V-Si 合金及其复合材料显微组织及性能的控制尤为重要。

有研究发现 Al-Fe-V-Si 合金挤压件呈一层细小的硅化物粒子再加上一层粗大的硅化物粒子的带状组织, 不利于其力学性能<sup>[8]</sup>。有学者研究了

Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 合金在不同温度下的热稳定性, 发现合金在 540℃ 退火 100h 后出现了针状组织<sup>[9]</sup>。HAMBLETON R 对比研究了 Al-Fe-V-Si 合金和  $\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  的热稳定性, 但没有涉及  $\text{SiC}/\text{Al}$  基体界面的研究<sup>[10]</sup>。马宗义研究了  $\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$  复合材料的界面和力学性能<sup>[11]</sup>。前期研究发现采用多层喷射沉积技术能够制备出组织细小均匀、性能优良的  $\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  复合材料, 且在热加工过程中保持组织和性能稳定<sup>[12-15]</sup>。本工作研究了  $\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$  复合材料在不同温度下热暴露过程中显微组织的演变, 特别研究了第二相粒子以及 SiC 颗粒与 Al 基体界面形貌的演变, 以研究该复合材料组织演变的规律, 并分析了 SiC 颗粒对于材料耐热性能的影响, 为在加工过程中避免其力学性能下降以及最大限度地利用材料的高温性能提供指导。

## 1 试验

### 1.1 原料及成分设计

本试验以  $\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$  的复合材料 ( $\text{SiC}_p$  体积分数为 15%) 为研究对象, 基体合

收稿日期: 2011-11-21; 修订日期: 2012-08-23

基金项目: 国家自然科学基金 (51004050), 淮海工学院人才引进科研启动基金 (KQ09028)

作者简介: 贺毅强 (1981—), 男, 博士, 讲师, 主要从事金属基复合材料研究, (E-mail) ant210@126.com。

金中 Fe 和 V 以 Al-40Fe 和 Al-40Fe-10V 中间合金的形式加入。首先在中频感应炉中熔配 Al-40Fe, Al-40Fe-10V 中间合金,然后再添加适量的纯铝和纯硅在 1020℃ 熔配 Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 母合金。SiC 颗粒为  $\beta$ -SiC, 平均粒径约为 10 $\mu$ m。将 Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 母合金和 SiC 粉末在多层喷射沉积圆坯制备装置上进行喷射共沉积得到柱形复合材料沉积坯。

## 1.2 塑性加工

将沉积坯车削成直径为 155mm 的圆柱形坯料,然后在 1025T 挤压机上的挤压筒内进行热压,坯料加热温度为 480℃,保温 1h,挤压筒加热温度为 400℃,保温 1h。热压得到的坯料垂直于高向锯成圆片,再将圆片加工成矩形板坯以进行轧制。其轧制温度为 480℃,轧制前保温 1h,道次压下量约为 10%,道次间退火保温时间 20min,采用石墨 + 机油润滑,轧速为 0.43 m/s。

## 1.3 检测方法

试样进行热暴露处理,热暴露工艺如表 1。热暴露后试样在 H800 和 JSM-5600 型透射电镜上观察显微组织变化,通过 X 射线衍射仪对其进行物相分析。

表 1 合金及复合材料的退火工艺

Table 1 Annealing parameters of the alloy and composites

Number	Annealing parameters
1	250℃, 350℃, 450, 500℃, 550℃ for 200h
2	600℃ for 10h

## 2 实验结果

### 2.1 物相分析

480℃ 下轧制的 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 板材在 550℃ 下热暴露 200h,600℃ 下热暴露 10h 后试样的 X 射线衍射物相分析图谱如图 1 所示。从图 1 可以看出,在轧制态复合材料板材中主要存在  $\alpha$ -Al, $\beta$ -SiC 和  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 三种相。当经 550℃ 热暴露 200h 后, $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相量增加,没有出现明显的  $\delta$ -Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 相。经 600℃ 热暴露 10h 后,出现了  $\delta$ -Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 相峰, $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相峰峰强减弱,说明试样中的  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相减少,而  $\delta$ -Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 相的生成是以  $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相的减少为代价。由于 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 生成量少,也没有出现明显的 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 峰。

### 2.2 显微组织

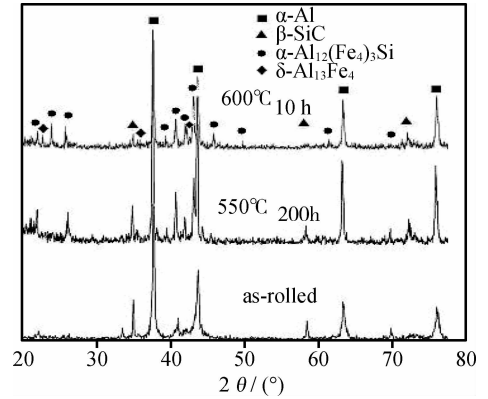


图 1 热暴露过程中材料的 X 射线物相分析图谱

Fig. 1 XRD patterns of the composite during hot exposure

### 2.2.1 第二相粒子

图 2 为 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 在热暴露过程中第二相粒子的演变过程。可以看出,喷射沉积态 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料经 480℃ 下热压和多道次轧制后, $\alpha$ -Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相保持弥散细小,为近球形,尺寸为 50~80 nm(图 2a);第二相粒子在 500℃ 下热暴露 200h 后几乎没有长大,仍保持在 100nm 左右(图 2b);经 550℃ 下热暴露 200h 后,第二相粒子长大至 200~300nm,但仍保持近球状图 2c。经 600℃ 热暴露 10h 后,SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 中的第二相粒子已经聚集长大(400~500nm)(图 2d)。

从图 2 可以看出,SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料在 550℃ 以下长时间热暴露时显微组织稳定,粗化率小。轧制态复合材料试样中的 Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相体积分数较少,约为 25%,而在 550℃ 热暴露 200h 后,Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相体积分数提高,约为 35%。在 600℃ 热暴露 10h 后,SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 中由于 Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 相的生成,Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 相体积分数减少,约为 20%,这说明高温热暴露过程中的 Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> 相的形成是以消耗周围 Al<sub>12</sub>(Fe,V)<sub>3</sub>Si 粒子为代价,与图 1 一致。

### 2.2.2 SiC/Al 界面

在高温制备和热暴露过程中,Al 基体和 SiC 颗粒增强体之间存在着发生界面反应的可能性和多样性,这些界面反应影响着界面结合状态,最终对复合材料的性能产生重大影响。图 3 为 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 材料在热暴露前后 SiC-Al 界面形貌。从图 3a 可以看出轧制板材中 SiC-Al 界面干净,看不到明显的界面反应物。而当 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 经 600℃ 下热暴露 10h 后,界面上生成了粒度约为 0.2 $\mu$ m 块状 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 相(图 3b)。

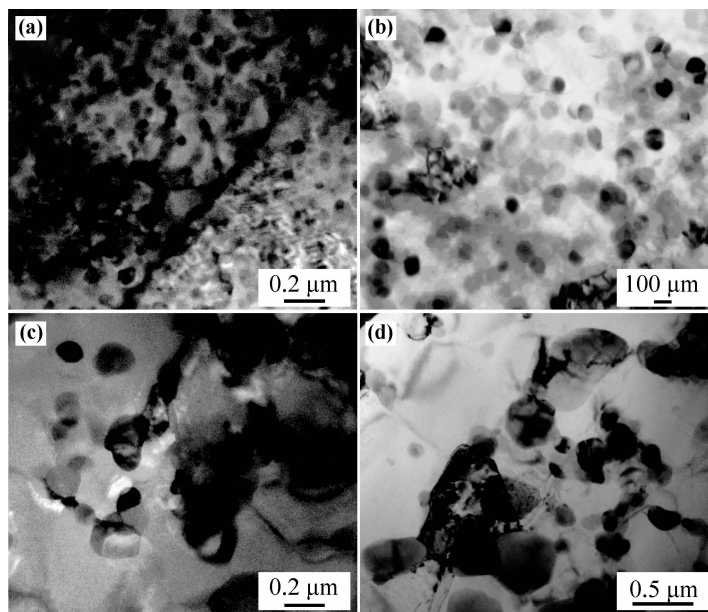


图 2 热暴露过程中第二相粒子的演变 (a) 轧制态; (b) 500°C/200h; (c) 550°C/200h; (d) 600°C/10h

Fig. 2 Diseripoids during hot exposure (a) as-rolled; (b) 500°C/200h; (c) 550°C/200h; (d) 600°C/10h

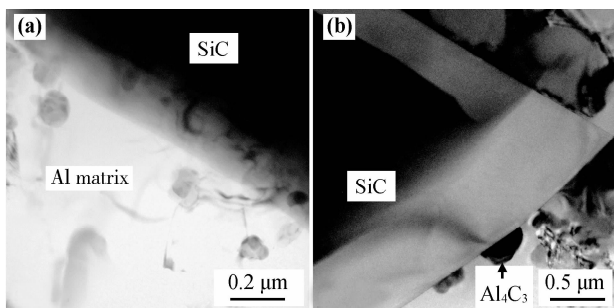


图 3 SiC-Al 界面在热暴露前后的形貌 (a) 轧制态; (b) 600°C 下 10h

Fig. 3 SiC-Al interface during hot exposure (a) as-rolled; (b) 600°C for 10h

R. Hambleton 等人<sup>[10]</sup>将  $\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  材料在 600°C 下暴露 100h 后观察到了  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相, 而没有看到  $\text{Al}_{14}\text{Fe}_3$  相。施忠良等人<sup>[16]</sup>将  $\text{SiC}_p/2014\text{Al}$  在 620°C 暴露 2h 后观察到了  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相, 并且认为  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相结构为六方形的片状结构, 然后通过六方形片状结构堆垛。 $\text{SiC}_p/\text{Al}$  基复合材料的界面反应过程, 分为以下几个步骤: (1)  $\text{SiC}$  在  $\text{Al}$  液的作用下溶解; (2)  $\text{Si}$  和  $\text{C}$  的原子自  $\text{SiC}$  表面向  $\text{Al}$  基体中扩散, 这一点在前期的研究中已经证实<sup>[17]</sup>; (3)  $\text{Si}$  和  $\text{C}$  在浓度及温度合适的条件下会在  $\text{SiC}/\text{Al}$  界面发生界面反应, 形成界面反应产物。在热暴露过程中,  $\text{SiC}$  发

生溶解和扩散, 且  $\text{SiC}$  在  $\text{Al}$  中的溶解速度与  $\text{Si}$  和  $\text{C}$  在  $\text{Al}$  液中的扩散速率有关, 温度越高, 扩散速率越高, 溶解也越快。

### 2.2.3 位错增殖

图 4 为  $\text{SiC}_p/\text{Al-Fe-V-Si}$  在 550°C 热暴露过程中位错密度的变化情况。轧制态复合材料由于由于  $\alpha\text{-Al}$  基体晶粒细小, 所以  $\alpha\text{-Al}$  基体内几乎看不到位错, 晶粒大小为 300 ~ 500nm (图 4a); 当复合材料在 550°C 暴露 100h 后, 随着晶粒的长大, 在颗粒周围形成无第二相粒子的  $\text{Al}$  基体区域, 出现了位错 (图 4b)。随着热暴露时间的加长, 第二相粒子和晶粒进一步长大, 位错继续增殖, 增殖的新位错相互交割, 形成位错缠结或位错网胞结构 (图 4c)。

## 3 分析讨论

$\text{SiC}_p/\text{Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si}$  复合材料在热暴露过程中显微组织的变化主要是第二相粒子的演变和  $\text{SiC-Al}$  界面的演变以及位错的增殖。

### 3.1 第二相粒子

由于多层喷射沉积工艺的高冷却速率 ( $10^3 \sim 10^4 \text{K/s}$ ), 细化了显微组织, 析出  $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe}, \text{V})_3\text{Si}$  亚稳相。而  $\text{SiC}$  颗粒的共沉积进一步提高了基体合

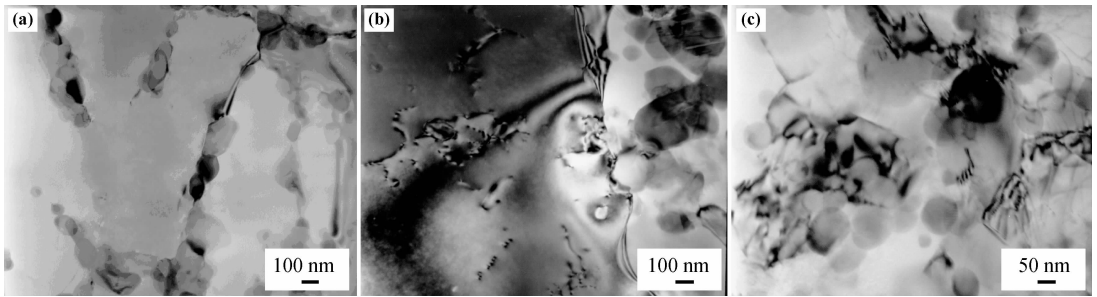


图4 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 板材在热暴露过程的位错增殖 (a) 轧制态, (b) 550℃下 100h, (c) 550℃下 200h

Fig. 4 Dislocation multiplication of SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si sheet during hot exposure

(a) as-rolled, (b) 550℃ for 100h, (c) 550℃ for 200h

金的冷却速率,在共沉积过程中,SiC 颗粒插入雾化液滴内或粘附在液滴表面,提高了基体合金的形核率和冷却速率,细化了晶粒与第二相粒子,晶粒尺寸约为 300 ~ 500nm, Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 尺寸为 50 - 80nm。Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 在高温下的粗化率很低(425℃时, Fe/V = 10 时,  $8.4 \times 10^{-27} \text{ m}^3/\text{h}$ ; Fe/V = 5 时,  $2.9 \times 10^{-26} \text{ m}^3/\text{h}$ )<sup>[10]</sup>。

SiC 颗粒的共沉积进一步提高了 Al-Fe-V-Si 合金的组织性能的热稳定性。在高温下 SiC 颗粒溶解,向基体中注入 Si 原子,使基体中 Si 浓度提高,从而有效地延缓了 Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 粒子的分解与长大以及向 Al<sub>14</sub>Fe<sub>3</sub> 相的转变,使之在高温热暴露过程(550℃以下)中保持细小弥散状态,这一点从热暴露过程显微组织观察与物相分析可以看出,与文献[10]的研究一致。

因此,第二相粒子在高温下热暴露过程中的稳定取决于第二相粒子本身以及 SiC 颗粒对第二相粒子粗化和转变的抑制。

### 3.2 SiC-Al 界面

在复合材料的制备过程中,界面反应一方面能有效地改善界面润湿性能,提高界面强度;另一方面,过度的界面反应使界面脆弱,反而降低材料的性能。在高温下由于基体和增强体的化学活性迅速提高,温度越高反应越激烈,在高温下停留时间越长,反应越严重,因此在制备方法和工艺参数的选择上首先考虑制备温度、高温停留时间,以防过度的界面反应。对于 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料来说,在 600℃ 以上高温下长时间的热暴露,过度的界面反应在 SiC-Al 生成粗大的 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 脆性相降低界面结合强度,从而降低 SiC<sub>p</sub>/Al-Fe-V-Si 的力学性能。

### 3.3 位错增殖

SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 的基体可看作是

Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 颗粒弥散分布在 α-Al 基体上的两相合金。由于 Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 颗粒与 Al 基体具有不同的热膨胀系数,在高温下忽略 Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 颗粒的粗化而可以近似看做刚性硬脆相不变形,而 Al 基体受热膨胀,由于膨胀系数不同,第二相粒子颗粒成为高度应力集中的场所,在热作用下,萌生和发射位错。产生位错后,可动位错可以构成 Frank-Read 源,在剪切应力的作用下 Frank-Read 源开启。另外在高温热暴露过程中,以相界或晶界为结点的单边 Frank-Read 源也可能被激活,向晶内的 Al 基体发射位错,导致位错增殖。

基于以上分析可知, SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 由于多层喷射沉积工艺和 SiC 颗粒的添加可制备第二相粒子弥散细小的复合材料,第二相粒子本身的耐热性以及由于 SiC 颗粒的分解向基体中释放游离态 Si,抑制第二相粒子的粗化和转化,提高了基体的耐热性。第二相粒子在 550℃ 下长时间热暴露保持弥散细小,因此力学性能也保持稳定。在 600℃ 下热暴露时,第二相粒子急剧粗化, SiC-Al 界面处生成 Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub>。且在热暴露过程中,由于弥散粒子和基体的热膨胀系数差,位错增殖。

## 4 结论

(1) 喷射沉积 SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料经热压再多道次热轧后 Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si 粒子保持弥散细小,为 50 ~ 80nm, SiC-Al 界面干净,没有脆性相生成;

(2) 在 500℃ 暴露 200 h 后,弥散粒子几乎没有长大;在 550℃ 暴露 200 h 后,弥散粒子轻微长大至 100nm,没有明显的脆性相生成,复合材料在 550℃ 以下具有良好的热稳定性能。550℃ 热暴露过程中,随着热暴露时间变长,位错密度增加;

(3) 600℃下暴露 10h 后, SiC-Al 界面处生成  $Al_4C_3$  相, 第二相粒子长大至 400 ~ 500nm, 并生成  $Al_{13}Fe_4$  相; 温度高于 550℃ 时, 复合材料的热稳定性能下降;

(4) SiC 颗粒的分解向基体中释放游离态 Si 抑制  $Al_{12}(Fe, V)_3Si$  的粗化和转化, 提高了材料的耐热性能。

#### 参考文献:

- [1] SKINNER D J, BYE R L, RAYBOULD D, *et al.* Dispersion Strengthened Al-Fe-V-Si Alloys [J]. *Scripta Metal Mater*, 1986, 20(6): 867 - 872.
- [2] KIM I S, KIM N J, NAM S W. Temperature dependence of the optimum particle size for the dislocation detachment controlled creep of Al-Fe-V-Si/SiC<sub>p</sub> composite [J]. *Scripta Metallurgical et Materials*, 1995, 32(11): 813 - 1814.
- [3] ČADEK J, KUCHARORA' K, ZHU S J. High temperature creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy reinforced with silicon carbide particulates [J]. *Materials Science and Engineering*, 2000, A283: 172 - 180.
- [4] ČADEK J, KUCHARORA', ZHU S J. Creep behaviour of an Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si-15SiC<sub>p</sub> composite at temperatures ranging from 873 to 948K [J]. *Materials Science and Engineering*. 2002, A328: 283 - 290.
- [5] 肖于德, 谭敦强, 黎文献, 等. 喷射沉积 AlFeVSi 合金模压致密化工艺与模锻制品组织性能研究 [J]. *材料与冶金学报*, 2004, 3(3): 213 - 218.  
(XIAO Y D, TAN D Q, LI W X, *et al.* Investigation on die-compacting processing of spray deposited AlFeVSi heat-resistant aluminum alloy and microstructures and tensile properties of its die-forged pieces [J]. *Journal of Materials and Metallurgy*, 2004, 3(3): 213 - 218.)
- [6] 朱宝宏, 熊柏青, 张永安, 等. 喷射成形工艺参数及热挤压制度对 8009 耐热铝合金的组织及性能的影响 [J]. *稀有金属*, 2003, 27(6): 692 - 695.  
(ZHU B H, XIONG B Q, ZHANG Y A, *et al.* Effect of Spray Forming and Hot Extrusion Process Parameters upon Microstructure and Mechanical Properties of 8009 Alloy [J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2003, 27(6): 692 - 695.)
- [7] 谭敦强, 唐建成, 黎文献, 等. 冷却速度对 Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 合金主要相组成的影响 [J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(8): 1226 - 1230.  
(TAN D Q, TANG J C, LI W X, *et al.* Effect of cooling rate on primary phase constitutes of Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(8): 1226 - 1230.)
- [8] LEE J C, LEE S, LEE D Y. On the embrittle of a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy after high-temperature exposure [J]. *Metall Trans A*, 1991, 22: 853 - 858.
- [9] 詹美燕, 陈振华, 夏伟军. 喷射沉积-轧制工艺制备的 FVS0812 薄板的高温组织和力学性能 [J]. *中国有色金属学报*, 2004, 14(8): 1348 - 1352.  
(ZHAN M Y, CHEN Z H, XIA W J, *et al.* Microstructure and properties of spray-deposited heat-resistant FVS0812 aluminum alloy at high temperature [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2004, 14(8): 1348-1352.)
- [10] HAMBLETON R, JONES H, RIANFORTH W M. Effect of alloy composition and reinforcedment with silicon carbide on the microstructure and mechanical or the three silicide dispersion strengthened aluminium alloys [J]. *Materials Science and Engineering*, 2001, A304-306: 524 - 528.
- [11] 马宗义, 宁小光, 潘进, 等. 晶须增强 Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料及晶须增强效果的评价 [J]. *金属学报*, 1994; 30(9): 420 - 426.  
(MA Z Y, NING X G, PAN J, *et al.* Preparation of whisker reinforced Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si composites and appraisal of reinforcing behaviour for various whiskers [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1994; 30(9): 420 - 426.)
- [12] 肖于德, 钟掘, 黎文献, 等. 快速凝固 Al-Fe-V-Si 合金喷射沉积坯的显微组织与力学性能 [J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(11): 1869 - 1875.  
(XIAO Y D, ZHONG J, LI W X, *et al.* Microstructural features and mechanical properties of spray deposited billets of rapidly solidified Al-Fe-V-Si aluminum alloy [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(11): 1869 - 1875.)
- [13] 熊柏青, 孙玉峰, 张永安, 等. 喷射成形 Al-F-V-Si 系耐热铝合金的制备工艺和性能 [J]. *中国有色金属学报*, 2002, 12(2): 250 - 254.  
(XIONG B Q, SUN Y F, ZHANG Y A, *et al.* Technique and property of heat resisting Al-Fe-V-Si alloys prepared by spray forming process [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2002, 12(2): 250 - 254.)
- [14] 陈振华, 贺毅强, 陈志钢, 等. SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si 复合材料的显微组织及室温力学性能研究 [J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(6): 858 - 863.  
(CHEN Z H. HE Y Q, CHEN Z G, *et al.* Microstructure and ambient temperature mechanical properties of SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si composite [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(6): 858 - 863.)
- [15] 贺毅强, 乔斌, 王娜, 等. 不同拉伸温度下 SiC 颗粒增强 Al-Fe-V-Si 复合材料的断裂行为 [J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(3): 469 - 475.  
(HE Y Q, QIAO B, WANG N, *et al.* Fracture behavior of Al-Fe-V-Si composite reinforced with SiC particles at dif-

ferent tensile temperatures [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 469 - 475.)

[16] SHI Z L, YANG J M, LEE J C, *et al.* The interfacial characterization of oxidized SiC<sub>p</sub>/2014 Al composites [J].

Materials Science and Engineering 2001, A303: 46 - 53.

[17] 贺毅强, 王娜, 乔斌, 等. SiC 颗粒增强 Al-Fe-V-Si 复

合材料的 SiC/Al 界面形貌 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(7): 1302 - 1308.

(HE Y Q, WANG N, QIAO B, *et al.* SiC/Al interface feature of Al-Fe-V-Si alloy reinforced with SiC particles

[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(7): 1302 - 1308.)

## Microstructure Evolution of Spray Deposited SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si during Exposure at Elevated Temperatures

HE Yi-qiang<sup>1</sup>, TU Hong<sup>2</sup>, FENG Li-chao<sup>1</sup>, YANG Jian-ming<sup>1</sup>, CHEN Zhen-hua<sup>3</sup>

(1. College of Mechanical Engineering, Huaihai Institute of Technology, Lianyungang 222005, Jiangsu China; 2. College of Software, North China University of Water Resources and Electric Power, Zhengzhou 450011, China; 3. College of Materials Science and Engineering, Hunan Univ, Changsha 410082, China)

**Abstract:** SiC<sub>p</sub>/Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si composite prepared by spray deposition was densified by hot pressing, and then was rolled into the sheets. Evolution of second-phase dispersions, SiC/Al interface and dislocation density of the composite sheet during hot exposure were investigated, and phase transformation during hot exposure were analyzed by X-Ray Diffraction. The results showed that the dispersions kept fine without brittle phase formation and the SiC/Al interface kept clean. The second-phase grew hardly during the exposure at 500°C for 200h. This phase grew slightly without obvious brittle phase formation during the exposure at 550°C for 200h, while the phase coarsened rapidly when exposure temperature was above 550°C. Al<sub>4</sub>C<sub>3</sub> phase formed near the SiC/Al interface, and dispersions grew to 400 ~ 500nm with Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub> phase formation after the exposing at 600°C for 10 hours. Dislocation density increased along with the increase of exposure time at 550°C. Decomposition of SiC particles results in elevated Si concentration, and restrains Al<sub>12</sub>(Fe, V)<sub>3</sub>Si from coarsening and transforming into Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>. The composite is characterized with good thermal stability when exposed below 550°C, heat resistance of the composite worsens when exposed above 550°C, dislocation is propagated during the exposure at 550°C.

**Key words:** spray deposition; heat resistant alloy; composite; hot exposure; microstructure