

## 颗粒增强 Fe<sub>3</sub>Al 基复合材料的制备和性能

薛 烽 孙扬善 包益红 梅建平

(东南大学)

**摘 要** 用熔铸法制备了 SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 TiB<sub>2</sub> 颗粒增强 Fe-28Al-5Cr 基复合材料, 研究了材料的微观组织和力学性能, 结果表明, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 在 Fe<sub>3</sub>Al 中的化学稳定性很好, TiB<sub>2</sub> 与基体发生了部分反应, SiC 与基体的反应严重. 复合材料在室温和高温下的力学性能的变化说明, 上述颗粒的加入使材料的强度较大幅度的提高, 塑性有所下降.

**关键词** 金属间化合物 复合材料 Fe<sub>3</sub>Al

**分类号** TB331

**文章编号** 1005-3093(2000)04-0344-05

## MELT PROCESSED Fe<sub>3</sub>Al MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH CERAMIC PARTICLES

XUE Feng\* SUN Yangshan BAO Yihong MEI Jianping

(Department of Materials Science and Engineering, Southeast University, Nanjing 210018)

**ABSTRACT** SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and TiB<sub>2</sub> particles reinforced Fe-28Al-5Cr matrix (in atomic fraction) composites have been investigated. The composites were prepared by adding 5% (volume fraction) ceramic particles in molten Fe<sub>3</sub>Al. The thermodynamical stability of these particles in Fe<sub>3</sub>Al is different. The stability of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is very good, and TiB<sub>2</sub> reacted partly, SiC reacted seriously with matrix. Mechanical testing at room and high temperature showed that significant improvements in strength was obtained, the decrease of elongation was not seriously.

**KEY WORDS** intermetallics, composites, Fe<sub>3</sub>Al

Fe<sub>3</sub>Al 基合金由于其低成本及优异的高温抗氧化、抗硫化能力, 一直是新材料领域的一个研究热点, 但是室温脆性和在 550 °C 以上强度的下降影响了它的应用<sup>[1]</sup>. 合金化及适当的热处理和表面处理技术, 使合金的室温塑性有了很大幅度的提高, W、Mo、Nb 等元素的合金化也使合金在 600 °C 下的强度得到显著改善<sup>[2~6]</sup>. 但是强度和抗蠕变性能下降的趋势并未因合金化而减缓. 在材料中加入增强颗粒或纤维是提高其力学性能的一个有效方法. 金属间化合物基复合材料大都是用粉末冶金方法制备的<sup>[7]</sup>, 此法成本高, 且难以制备大块材料. 本文用熔铸法制备了几种陶瓷颗粒增强的 Fe<sub>3</sub>Al 基复合材料, 研究了材料在 600~800 °C 温区的强度和抗蠕变性能.

1999年9月15日收到初稿; 1999年11月6日收到修改稿.

本文联系人: 薛 烽, 南京市 210096, 东南大学材料科学与工程系

\* To whom correspondence should be addressed

## 1 实验方法

用陶瓷颗粒 SiC, TiB<sub>2</sub> 及 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 作为增强体, 颗粒的平均粒度为 10 $\mu$ m 左右. 复合材料的成分列于表 1 中 (材料的基体成分以原子分数表示, 颗粒含量以体积分数表示), 基体合金 Fe-28Al-5Cr 具有较好的综合力学性能和形变工艺性能<sup>[1]</sup>.

实验材料在 25kg 中频真空感应炉中制备, 利用电磁搅拌的作用使得颗粒进入熔体形成复合材料. 铸锭经 1000 $^{\circ}$ C 锻造后在 1000 $^{\circ}$ C 下轧制成厚约 1.5mm 的薄板. 进行力学性能测试的试样在薄板上用线切割方法切取, 试样标距部分尺寸为 15mm $\times$ 3.5mm $\times$ 1.5mm, 室温拉伸应变速率为 5 $\times$ 10<sup>-3</sup>s<sup>-1</sup>, 高温短时拉伸应变速率为 5 $\times$ 10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup>. 试样的显微组织、断口形貌及成分分析分别用光学金相、扫描电镜 (SEM) 方法观察分析. 用电解萃取法将基体溶解并采集颗粒 (萃取液为 95% 甲醇 +5% 盐酸), 萃取温度低于 0 $^{\circ}$ C, 用 X 射线衍射 (XRD) 法分析颗粒的晶体结构.

表 1 实验材料的成分

Table 1 Content (in volume fraction) of particles in Fe-28Al-5Cr matrix (in atomic fraction)

	Content /%		
	SiC	TiB <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
Matrix	0	0	0
A	5	0	0
B	5	5	0
C	0	0	5

## 2 结果与讨论

### 2.1 显微组织

2.1.1 金相分析 由图 1 可见, 基体为单相组织, 复合材料 A 中的颗粒大部分分布于晶界, 少量分布于晶内, 颗粒呈针状或粒状, 粒度为微米量级. 而复合材料 B 的颗粒几乎全部分布于晶界. 对比图 1a、b 和 c 可知, 颗粒的加入明显细化了基体的组织. 复合材料 C 铸态组织中出现很多均匀分布的细小颗粒相, 但其组织并没有明显细化. 经过形变加工后, 材料的组织都显著细化, 颗粒分布也趋向均匀, 特别是 A 和 B 中的颗粒不再择优分布于晶界 (图 2).

2.1.2 颗粒相的鉴别 对材料中的颗粒的能谱分析表明, 材料 A 中的颗粒相多数富 Cr, 部分富 Si, 都含有一定量的 Fe; B 中的颗粒相一类富 Ti, 另一类富 Cr, 比例相当; 材料 C 中颗粒的成分为 100%Al.

图 3 表明, A 中的颗粒相没有出现 SiC 的峰, 却有 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, FeSi 等的衍射峰出现; 复合材料 B 中颗粒为 TiB<sub>2</sub>、Cr<sub>2</sub>B 及 M<sub>3</sub>B<sub>2</sub> (M 代表 Cr, Fe, Ti) 等; 复合材料 C 中的颗粒为单一的  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 相.

在复合材料 A 熔炼过程中 SiC 颗粒非常容易加入, 但对铸锭的金相观察表明, 颗粒相已不是加入时的等轴状, 很多以针状、棒状形式存在. SEM 能谱分析表明材料中颗粒相已不是 SiC, 由 XRD 分析可知颗粒相为 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 或 FeSi. 这些结果说明 SiC 在 Fe-28Al-5Cr 合金中非常不稳定, 在高温的液态 Fe<sub>3</sub>Al 中分解并溶入基体中, 而在凝固过程中以 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和 FeSi 的形式从基体中析出. 由此可见, 用熔铸法不能制备出 SiC 增强 Fe<sub>3</sub>Al 基 (Fe-28Al-5Cr) 复合材料. TiB<sub>2</sub> 颗粒在熔炼过程中也很容易加入, 经过形变加工后颗粒在基体中分布很均匀. 由 SEM 分析结果可

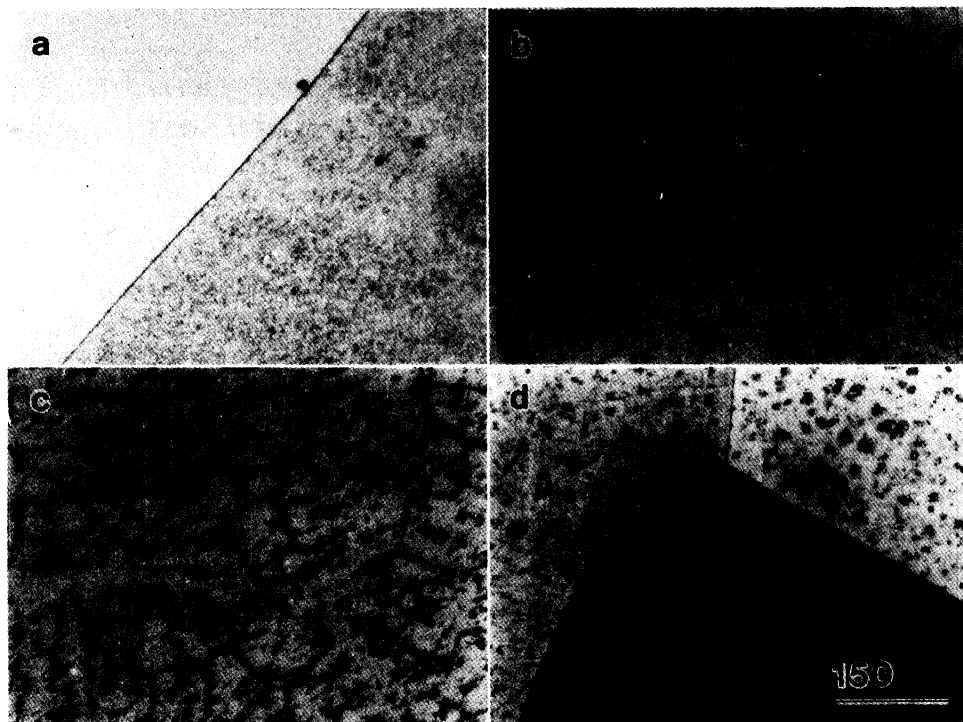


图 1 材料的铸态金相组织

Fig.1 As-cast microstructure of materials studied. (a) matrix; (b) composite A; (c) composite B; (d) composite C

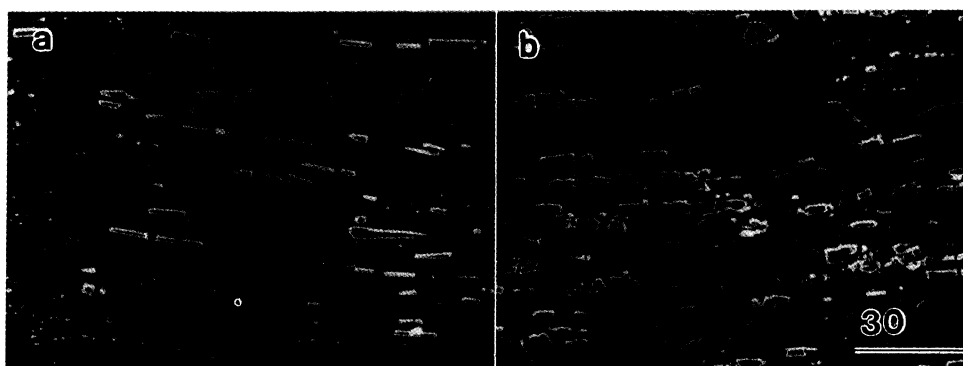


图 2 复合材料 A(a) 和 B(b) 形变后的 SEM 金相组织

Fig.2 As-rolled SEM microstructure of composite A (a) and B (b)

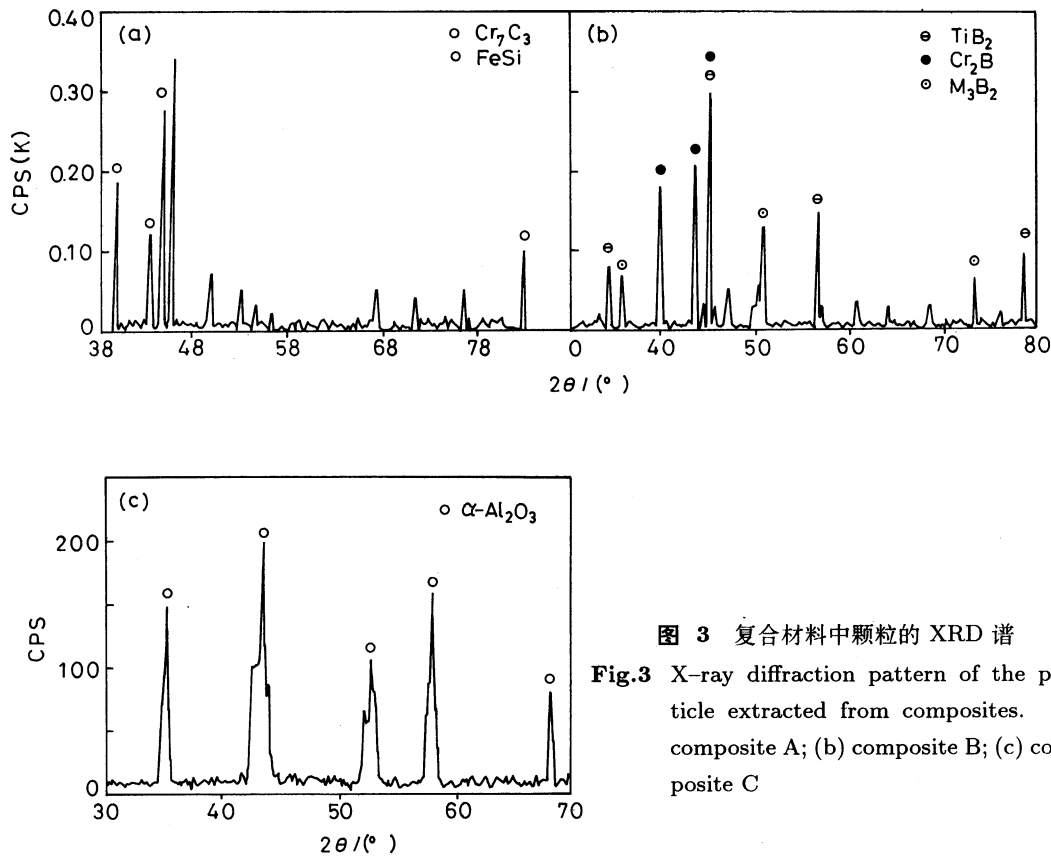


图 3 复合材料中颗粒的 XRD 谱  
 Fig.3 X-ray diffraction pattern of the particle extracted from composites. (a) composite A; (b) composite B; (c) composite C

知, 部分颗粒中富 Cr. XRD 分析表明, 颗粒相中部分 TiB<sub>2</sub> 已与基体中的 Cr 等元素反应生成了 Cr<sub>2</sub>B、M<sub>3</sub>B<sub>2</sub> 等颗粒, 说明 TiB<sub>2</sub> 在这种 Fe<sub>3</sub>Al 基合金中的稳定性不高. 从金相、SEM 和 XRD 分析结果可知, 材料 C 中均匀分布的大量颗粒均为单一的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒, 说明 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 在 Fe<sub>3</sub>Al 基合金中的化学稳定性很高. 在熔炼时, 在高温下加入颗粒后, 发生溶蚀上浮结壳现象, 从而增加了熔炼的难度; 对材料 C 试样的金相分析表明, 其 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量为 4% 左右, 其中的颗粒相几乎均为圆球形, 粒度小于 10 μm, 说明颗粒发生了溶蚀现象. 这些结果说明不易制备高 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒含量的复合材料.

## 2.2 力学性能

由表 2 可见, 基体合金中加入颗粒后, 材料的室温强度都有较大幅度的提高. 加 SiC、TiB<sub>2</sub> 的材料 A、B 的屈服强度比基体合金增加了近 60%, 塑性比基体略有下降. 加 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的材料 C 的屈服强度比基体合金提高约 15%, 塑性也比基体有所提高. 各材料的高温短时拉伸性能比基体材料都有较大幅度的提高, 600 °C 时屈服强度提高 30%~60% 左右, 700 °C 时屈服强度提高 20%~40% 左右.

表 2 材料的拉伸力学性能  
Table 2 Tensile properties of materials tested

	R.T. tensile			600 °C tensile			700 °C tensile		
	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%
matrix	528	335	6.7	328	222	68	170	140	120
composite A	730	530	4.3	472	358	70	213	168	108
composite B	728	520	4.6	368	290	49	209	193	119
composite C	540	380	4.5	350	300	57	197	177	160

### 3 结 语

采用熔铸法制备颗粒增强 Fe<sub>3</sub>Al 基复合材料, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在 Fe<sub>3</sub>Al 中的化学稳定性很好, TiB<sub>2</sub> 颗粒与基体发生了部分反应, SiC 颗粒与基体的反应严重. 与基体材料相比, 复合材料的室温及高温强度均有较大幅度的提高.

### 参 考 文 献

- 1 C.G.Mckamey, J.Mater.Res., **8**(6), 1779(1991)
- 2 C.G.Mckamey, P.J.Maziassz, J.W.Jones, J.Mater.Res., **9**(8), 2089(1992)
- 3 Zhonghua, Sun Yangshan, Guo Jun, Scr.Metall.Mater., **6**(33), 2013(1995)
- 4 C.G Mckamey, J.A.Horton, Metall.Trans., **4**(20A), 751(1989)
- 5 Sun Yangshan, Xue Feng, Mei Jianping, Sci.Metall.Mater., **8**(32), 1181(1995)
- 6 Sun Yangshan, Xue Feng, Guo Jun, J.Mater.Sci.Letters, **2**(17), 181(1998)
- 7 K.S.Kumar, G.Bao, Composites Science and Technology, **2**(52), 127(1994)