

[文章编号] 1004- 0609(2001)S1- 0150- 04

VC_p 和 TiC_p 颗粒增强 Fe₃Al 基合金的显微组织和力学性能^①

徐文雷, 孙扬善, 丁绍松

(东南大学 材料系, 南京 210096)

[摘 要] 采用反应铸造法制备了含 VC、TiC 颗粒的 Fe₃Al 基合金, 并研究了颗粒相的加入对 Fe₃Al 合金组织结构和力学性能的影响。研究表明, TiC_p 可以细化 Fe₃Al 合金铸锭组织, 而 VC_p 的作用不明显, 但可以细化热加工后的再结晶组织; 同时发现, 颗粒相的加入提高了 Fe₃Al 合金在室温和 600 ℃下的屈服强度, 而延伸率有稍许下降, 并改变了合金的断裂模式。

[关键词] Fe₃Al; VC; TiC; 力学性能; 显微组织; 断裂模式

[中图分类号] TG 113. 25

[文献标识码] A

Fe₃Al 基金属间化合物具有良好的高温强度、优异的抗氧化耐腐蚀性、较小的密度和低廉的成本等优点, 有望作为一种新型的高温结构材料而受到广泛重视, 然而室温环境脆性和温度超过 600 ℃时强度急剧下降阻碍了它的实际应用^[1, 2]。近年来, 人们采取合金化如添加 Cr, Mo, Nb, W 等合金元素以及用合适的热机械处理工艺使 Fe₃Al 合金的室温塑性和高温强度得到了明显改善^[3~ 8]。此外, 通过合成陶瓷增强颗粒可以弥补合金的高温强度低的不足, 但颗粒加入量的增多又使得室温塑性低的缺陷重新突出^[9]。

原位合成制备颗粒增强复合材料技术因其工艺简单、材料性能优异、产品成本低等优点而成为材料研究中的前沿课题, 原位生成的颗粒尺寸十分细小、分布均匀、颗粒相与基体间的界面无杂质污染、界面结合良好、颗粒相热力学稳定, 被广泛应用于金属基复合材料的制备^[10, 11]。

作者在本文中采用反应原位合成法制备少量的 VC、TiC 颗粒增强 Fe₃Al 基合金, 研究了两种颗粒对 Fe₃Al 合金组织结构和力学性能的影响, 并分析其断裂模式和强化机制。

1 实验方法

实验用合金采用中频真空感应炉熔炼, 合金设计成分如表 1 所示, 铸锭质量为 3.5 kg, 其中, TiC 颗粒的加入方法见文献[12], VC 颗粒通过加入钒

铁和石墨在熔铸过程中形成, 微量 Ce 的加入是为了净化基体。熔炼后的锭子在 1000 ℃均匀化退火 10 h 后热锻成截面为 15 mm × 30 mm 的长条坯, 随后在 1000 ℃左右热轧成厚度为 2 mm 的板材, 并在 700 ℃去应力退火 1 h 并以油淬冷却后, 用线切割工艺加工成板状拉伸试样, 试样的标距尺寸为 15 mm × 3.5 mm × 2 mm。合金的拉伸力学性能在 WD-10 电子拉伸机上测试, 室温和 600 ℃的应变速率分别为 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 和 $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 。

表 1 Fe₃Al 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Fe₃Al alloys

Sample No.	Chemical composition <i>x</i> / %
1	Fe-28Al-5Cr-0.1Ce-1.5V-1.5C
2	Fe-28Al-5Cr-0.1Ce-1.0V-1.0C
3	Fe-28Al-5Cr-0.1Ce-1.0Ti-1.0C
4	Fe-28Al-5Cr-0.1Ce-1.0V-1.0Ti-2.0C

本文用 XRD 分析了经萃取后的铸态颗粒相的结构, 并用 EDAX 分析了颗粒相的组成, 金相试样用王水浸蚀, 用 SEM 观察形变后试样的断口形貌。

2 实验结果与讨论

2.1 XRD 分析

铸态试样经萃取后颗粒的 XRD 图谱如图 1 所示。No. 1 和 No. 2 试样中有 VC 颗粒生成, EDAX 分析表明, 此颗粒相富 V, 还固溶了部分 Cr; No. 3

① [基金项目] 国家“863”高技术资助项目(6412005005)

[收稿日期] 2000- 09- 10; [修订日期] 2000- 11- 28

[作者简介] 徐文雷(1971-), 男, 博士研究生。

试样中的颗粒为 TiC, 不含其它合金元素; No. 4 试样含有两种颗粒 VC 和 TiC, 其中 TiC 中固溶部分 V, 而 VC 中固溶部分 Ti 和 Cr。

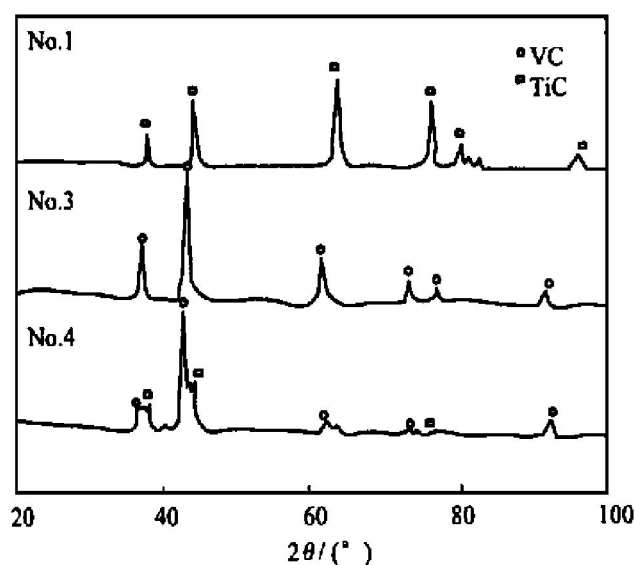


图 1 萃取后铸态颗粒相的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD pattern of particles extracted from as-cast alloys

2.2 铸态组织

熔炼后合金的铸态组织如图 2 所示。其中仅含 VC 颗粒的 No. 1 和 No. 2 合金仍为柱状晶和中心等轴晶, 晶粒比较粗大, 且柱状晶所占比例较高, 见图 2(a); 而含 TiC 颗粒合金铸态组织均为细小的等轴晶, 如图 2(b)。这说明, TiC 颗粒在液态熔体中形成, 在熔体冷却过程中, 这些颗粒可以成为非均匀形核核心, 使熔体在较低的过冷度下具有较高的形核率, 从而达到细化晶粒的作用。TiC 对铸态组织的细化作用, 对后续的热加工性能产生了重要影响。本文的热加工过程表明, 含 TiC 颗粒的 No. 3 和 No. 4 合金具有优良的热加工性能, 在锻造过程中, 铸锭表面始终完好, 未出现任何裂纹, 而只含

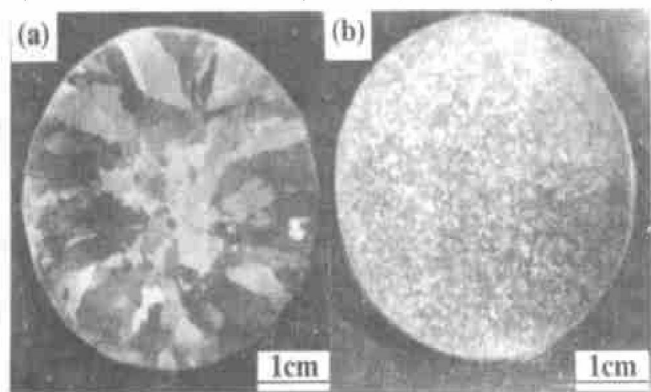


图 2 合金铸态断面组织

Fig. 2 As-cast structures of alloys tested

(a) —Sample No. 1; (b) —Sample No. 3

VC 颗粒的 No. 1 和 No. 2 合金的加工性能就不如含 TiC 的合金, 热锻过程中必须在多道次、小变形量条件下进行, 否则易形成表面裂纹。对于 VC 颗粒, 根据 Fe-Al 二元相图^[13], 当温度在液相线以下, B₂ 有序转变温度以上, 熔体凝固转变为 α -Fe, 根据热力学计算, 借助于 VC 在 α -Fe 中的浓度积公式^[14]:

$$\lg[V][C]^{0.875} = 5.65 - 6340/T \quad (1)$$

在 Fe₃Al 熔点 1540 °C 时, 其饱和浓度积常数为 3.16; 而根据本试验的成分设计, No. 1 和 No. 2 的浓度积分别为 0.85 和 0.32, 低于饱和浓度积, 在液态熔体中没有 VC 颗粒形成, 因而不能成为形核核心, 不能达到细化晶粒的效果, VC 颗粒是在固相 α -Fe 中形核并长大的。

2.3 轧态组织

本试验的所有合金的热加工均在 1000 °C 左右完成, 这一温度大大超过了 Fe₃Al 合金的再结晶温度, 所以形变态组织由完全再结晶组织构成, 合金经热轧后的金相组织如图 3 所示。合金经热轧后, 组织发生细化, 其中加入 1.5% VC(摩尔分数, %) 的 No. 1 合金的晶粒尺寸下降最为明显, 如图 3(a), 其对再结晶细化作用较加入 TiC 颗粒的合金(图 3(b))更为显著, 说明在热加工过程中, 大量细

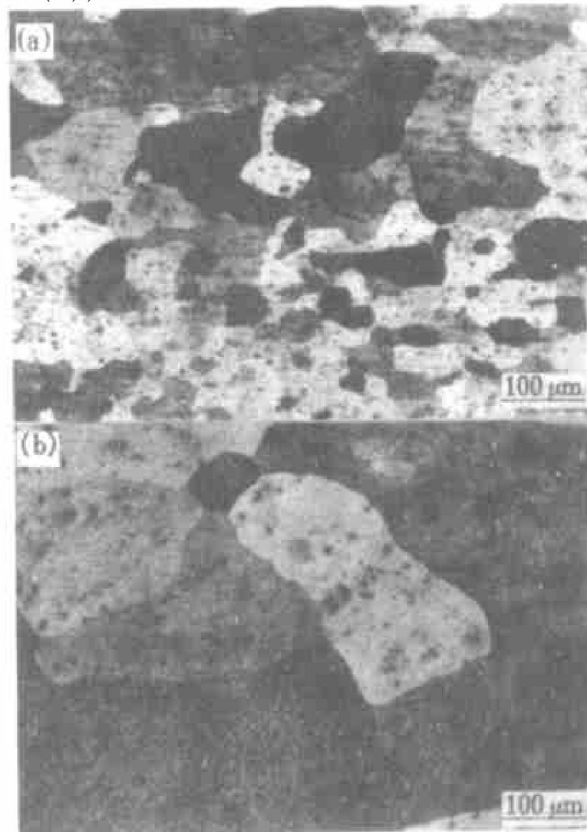


图 3 合金轧态金相组织

Fig. 3 As-rolled microstructures of alloys tested

(a) —Sample No. 1; (b) —Sample No. 2

小的 VC 颗粒将对热加工后的再结晶组织的晶界的迁移产生拖曳作用, 从而阻碍再结晶晶粒的长大, 使再结晶后试样晶粒尺寸大大细化。

2.4 力学性能

各种合金轧态试样经 700 °C 保温 1 h 油淬后的力学性能见表 2。由表可见, 在室温条件下, 合金的屈服强度得到了提高, 其中加入 1.0% VC (摩尔分数, %) 的 No. 2 试样和加入 1.0% TiC (摩尔分数, %) 的屈服强度相近, 说明 VC 和 TiC 颗粒对屈服强度的影响相当, 且屈服强度随颗粒相的增加而增加。同时发现, 随颗粒相的增多也会导致合金的延伸率下降。

表 2 合金试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of alloys tested

Sample number	RT tensile properties		
	UTS σ_b /MPa	YS $\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%
1	525	382	6.0
2	516	367	6.0
3	489	367	6.0
4	571	388	5.1
Fe-28Al-5Cr ^[15]	528	335	6.7
Sample number	600 °C tensile properties		
	UTS σ_b /MPa	YS $\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%
1	429	315	24.0
2	423	313	35.5
3	340	274	43.3
4	431	318	31.6
Fe-28Al-5Cr ^[15]	328	222	38.0

在 600 °C 高温条件下, 与基体相比, 加入颗粒相后合金的屈服强度得到明显提高, 且 VC 颗粒的强化效果优于 TiC 颗粒的强化效果, 但 VC 颗粒对合金塑性的损害也高于 TiC 颗粒。

2.5 断口形貌分析

室温条件下, 几种合金试样拉伸断口为沿晶加穿晶的混合型断口, 并有粗大的二次裂纹, 如图 4 所示, 这与 Fe₃Al 合金的室温断口为穿晶型不同^[4], 究其原因, 可能是颗粒在晶界的偏聚削弱了晶界的结合力, 导致晶界弱化, 在拉伸过程中成为裂纹的扩展源。合金试样在 600 °C 条件下拉伸断口形貌如图 5 所示, 由韧窝、河流花样及撕裂棱构成。加入 VC 的颗粒韧窝较小, 解理台阶和河流花样较多; 而加入 TiC 的 No. 4 试样韧窝深大、且韧窝中有颗粒, 这与 No. 3 试样的塑性较好相一致。

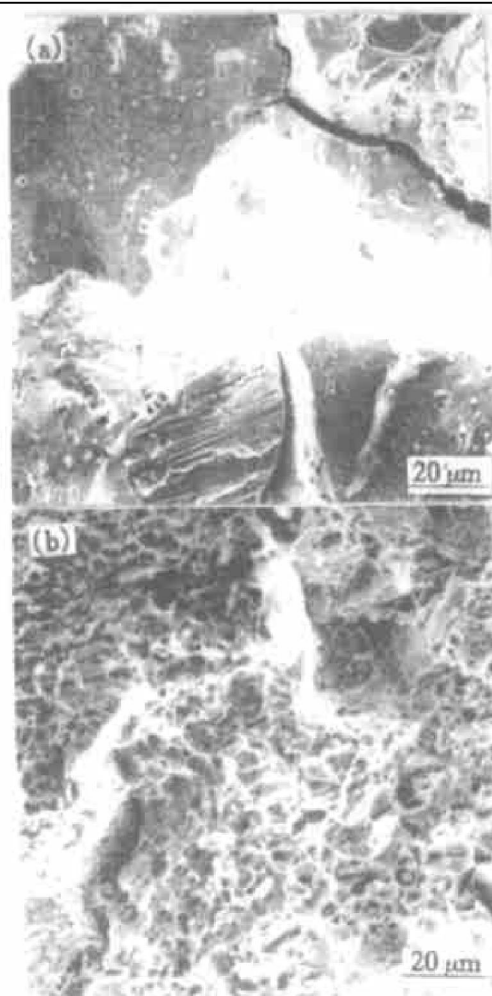


图 4 室温拉伸断口形貌

Fig. 4 RT tensile fractograph of Sample No. 1

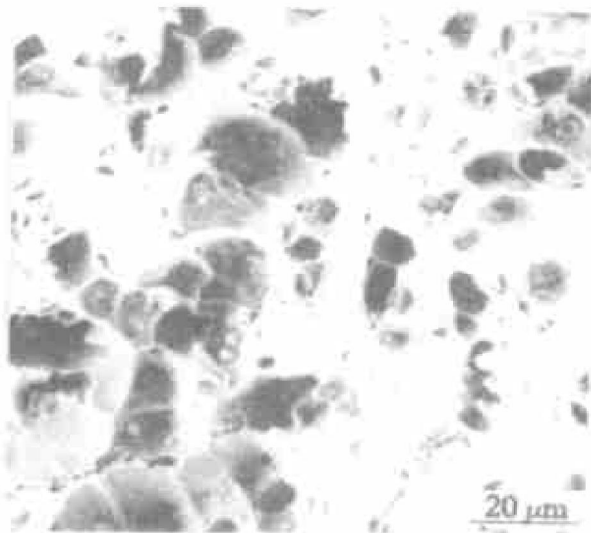


图 5 600 °C 拉伸断口形貌

Fig. 5 600 °C tensile fractographs of Sample No. 1 (a) and Sample No. 3 (b)

3 结论

1) 通过熔铸法成功制备了 VC、TiC 颗粒增强 Fe₃Al 基合金, 且加入 TiC 颗粒, 可以明显细化铸态组织, 改善热加工性能, 而 VC 却不能细化铸态

组织, 但可以细化经热加工后的再结晶组织。

2) 颗粒相的加入可以提高 Fe₃Al 合金的屈服强度, 且在高温条件下, VC 颗粒的强化效果优于 TiC 颗粒。

3) 颗粒的加入改变了 Fe₃Al 合金的断裂模式, 使得其室温拉伸断口为穿晶加沿晶状, 高温拉伸断口为韧窝加解理状。

[REFERENCES]

- [1] Stoloff C G. Iron aluminides: present status and future prospects [J]. Mater Sci & Eng, 1998, A258: 1– 14.
- [2] McKamey C G, Devan J H. A review of recent developments in Fe₃Al-based alloys [J]. J Mater Res, 1991, 6(8): 1779– 1805.
- [3] XUE Feng(薛 烽), SUN Yang-shan(孙扬善). Effect of tungsten addition on mechanical properties of Fe₃Al-based alloys [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1999, 9(2): 292– 296.
- [4] YIN Wei-min(殷为民), GUO Jian-ting(郭建亭). 长程有序金属间化合物 Fe₃Al 合金的研究现状与发展[J]. Mater Sci Prog (材料科学进展), 1992, 6(4): 277– 283.
- [5] LIU Yan-xiong, XIA Yuan-ming. Dynamic mechanical behavior of Fe₃Al under tensile impact [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1999, 9(Suppl): 138– 141.
- [6] Liu C T, McKamey C G. Environmental effects on room-temperature ductility and fracture in Fe₃Al [J]. Scripta Metall Mater, 1990, 24(2): 385– 392.
- [7] ZHANG Zhong-hua, SUN Yang-shan. Improvements of tensile strength and creep resistance of Fe-28Al alloy with tungsten addition [J]. Scripta Mater, 1998, 28(1): 21– 25.
- [8] McKamey C G, Horton J A. Effect of chromium on properties of Fe₃Al [J]. J Mater Res, 1989, 4(5): 1156– 1163.
- [9] XUE Feng(薛 烽), SUN Yang-shan(孙扬善). 颗粒增强 Fe₃Al 基复合材料的制备和性能[J]. Chinese Journal of Materials Research (材料研究学报), 2000, 14(4): 344– 348.
- [10] FAN Qun-cheng, CHAI Hui-fen. Microstructural evolution during combustion synthesis of TiC-Fe cermet [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 1999, 9(2): 286– 291.
- [11] OUYANG Liu-zhang(欧阳柳章), LUO Cheng-ping(罗承萍). 原位生成制备 Al₂O₃ 增强铝基复合材料 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals (中国有色金属学报), 2000, 10(2): 159– 162.
- [12] SUN Jian-rong(孙建荣), SUN Yang-shan(孙扬善). TiC_p/3Cr13 复合材料的显微组织和力学性能研究 [J]. Foundry (铸造), 2000, 49: 392– 395.
- [13] Baker I and Munroe P R. Mechanical properties of FeAl [J]. International Materials Reviews, 1997, 42(5): 181– 205.
- [14] YONG Qi-long(雍岐龙), YAN Sheng-gong(阎生贡). 钒在钢中的物理冶金学基础数据[J]. J Iron and Steel Res (钢铁研究学报), 1998, 10: 63– 66.
- [15] XUE Feng(薛 烽). 熔铸法制备陶瓷颗粒增强 Fe₃Al 基复合材料及性能研究[D]. Nanjing: Southeast University, 1999. 58– 60.

Effects of VC and TiC particles on mechanical properties and microstructure of Fe₃Al-based alloys

XU Wen-lei, SUN Yang-shan, DING Shao-song

(Department of Materials Science and Engineering, Southeast University,
Nanjing 210096, P. R. China)

[Abstract] Fe₃Al-based alloys containing 1.0% ~ 1.5% VC (mole fraction) and TiC particles were fabricated by melting and casting processes, and the effects of VC and TiC particles on microstructure and mechanical properties of the alloys were investigated. It was indicated that the formation of TiC particles results in the refinement of the microstructure of the ingots while the formation of VC particles has no this effect, however, can refine the microstructure after recrystallization. Meanwhile, addition of VC and TiC particles improves the yield strength at room temperature and decrease the ductility of the alloys slightly. The SEM observations showed that the formation of the particles affects the fracture mode of the alloys.

[Key words] Fe₃Al; VC; TiC; microstructure; mechanical properties; fracture mode

(编辑 朱忠国)