

爆炸烧结 TiAlMn 合金的微观分析^①

温金海 黄伯云 吕海波 雷长明

(中南工业大学)

摘 要

采用扫描电镜(SEM)、X-射线衍射、金相等手段分析了爆炸固结的TiAlMn合金,经不同的高温烧结后的微观组织结构、显微硬度分布以及相转变,揭示了爆炸烧结的内在特性。爆炸烧结的TiAlMn合金的相对密度大于99%;在1100℃下真空中长时烧结,晶粒不发生长大;爆炸固结后,合金的局部显微硬度达14000 MPa;高温烧结后硬度下降并趋于均匀。

关键词: 爆炸固结 TiAlMn 合金 高能球磨

金属间化合物 TiAl 合金比强度和比模量高,在高温下仍可维持较高的强度和刚度,并具有良好的抗蠕变和抗氧化性能,是最具应用潜力的新型高温结构材料(如高温发动机部件、航天飞机蒙皮等)^[1,2]。但由于其室温脆性和难加工性,使其应用范围受到限制。添加第三元素是改善 TiAl 合金组织与性能的有效途径,文献[3,4]认为, Mn、Cr、V 等元素对改善 TiAl 合金室温延性的效果较为显著。为了解决 TiAl 合金难加工的问题,人们尝试了许多粉末 TiAl 合金的成形加工技术。爆炸固结作为一种新型的粉末动态成形技术^[5],显示出它不同于传统粉末成形技术的巨大优越性。在爆炸固结过程中,粉末体经受巨大瞬时冲击压力作用(约为 1×10^5 MPa),相互接触的粉末颗粒边缘产生剧烈变形和塑性流动,这种颗粒间的变形和摩擦甚至导致温度升高,产生局部熔化,使颗粒彼此紧密结合起来^[6],成形压坯密度接近理论密度,经烧结处理后,材料的性能达到最佳,因而它是微晶、陶瓷和其它硬质粉末成形有效方法之一。Gonzalez^[7]和

Alvarez^[8]等人研究了铁粉和铜粉的直接爆炸成形,指出爆炸成形受诸多因素(如炸药与粉末重量比、炸药与包套和粉末重量比等)的影响,分析了致密化的微观机理。其它研究者曾进行了不锈钢粉、钨粉、钛粉等粉末的爆炸成形,但是对于硬而难于成形的 TiAl 合金粉末的爆炸成形的研究尚未见有公开报导。因此本研究的目的在于探索 TiAl+Mn 合金粉末的直接爆炸成形,并分析粉末的特性和成形样品的显微组织结构。

1 实验过程及方法

将高纯的 Ti、Al 和 Mn 块按比例配成富钛和富 Al 二成分的 TiAlMn 合金,在非自耗真空电弧炉中熔炼成母合金,破碎后按 1:1 比例配料,再在氩气保护下进行高能球磨,球磨粉装入包套抽真空除气后,进行冷等静压预成形。再将成形坯装入钢管中,抽真空除气后进行爆炸成形。爆炸成形样品经高温烧结后,进行微观分析。采用的分析手段有 X-射线衍

①1992年5月11日收到初稿

射分析仪、SEM、光学显微镜和显微硬度计等。

2 实验结果与讨论

TiAlMn 合金粉末的高能球磨是在氩气保护下进行的,采用不锈钢球,球料比为 10:1。将球磨时间为 2、4 及 6 h 的粉末进行粒度、形貌和 X-射线衍射分析。图 1 是粉末粒度分布图,它表明随球磨时间的延长,粉末平均粒度减小,粉末越细;但球磨时间继续延长,粉末平均粒度反而稍有增加。对应于球磨 2、4 及 6 h,粒度 $< 20 \mu\text{m}$ 的粉末的重量百分比分别为 52.2%、70.8%、69.1%。上述表明在相同条件下,球磨时间影响粉末粒度。高能球磨是一种效率很高的球磨方式,球磨到一定时间后,粉末体之间就会发生冷焊和粘连作用,粉末粒度就会反而增加。在本实验条件下,球磨 4 h 即满足要求。

扫描电镜分析表明,获得的粉末为不规则形状。粉末 X-射线衍射分析表明,富 Ti 的 AlMnMn 合金中含有少量 Ti_3Al ,而富 Al 合金中只有 TiAl 单相,混合粉末中存在 TiAl 和 Ti_3Al 两相。

2.2 显微组织分析

图 2 是 TiAlMn 合金粉末爆炸成形后及

在 1100、1200、1300℃ 下高温烧结合的金相照片,烧结时间分别为 48、3、3 h。爆炸成形后,粉末颗粒紧密固结,在颗粒边界可以看到明显变形迹象,但是没有发现局部熔融现象,这不同于 Raybould^[6]和 Gourdin^[9]的研究结果。样品相对密度已达 99.70%,接近致密。经 1100℃ 真空烧结后,合金发生了再结晶,形成细而均匀的组织。在高能球磨和爆炸冲击作用下,粉体发生了严重畸变,局部产生微缺陷,在烧结过程中在这些区域优先生成大量的再结晶晶核,形成这种细而均匀的组织。

爆炸成形 TiAlMn 合金在 1200℃ 烧结后,细小的组织趋于均匀,组织变化不同(图 2(c))。但 1300℃ 高温烧结后,晶粒发生了显著长大,形成层状结构,图 3 是其高倍下的 SEM 照片,可以明显看到晶粒的分布和大小。根据 Ti-Al 二元合金的相图(图 4),在 1300℃ 下富 Ti 合金处于 α_2 相区。即在此温度下发生了如下相的转变:



并且在高温下,扩散很容易进行,晶粒长大,形成片层状组织。

2.3 显微硬度分析

爆炸烧结 TiAlMn 合金在成形后和高温烧结后的显微硬度分布如图 5 所示。测定显微硬度时所选择的砝码重量为 100 g。从图中可

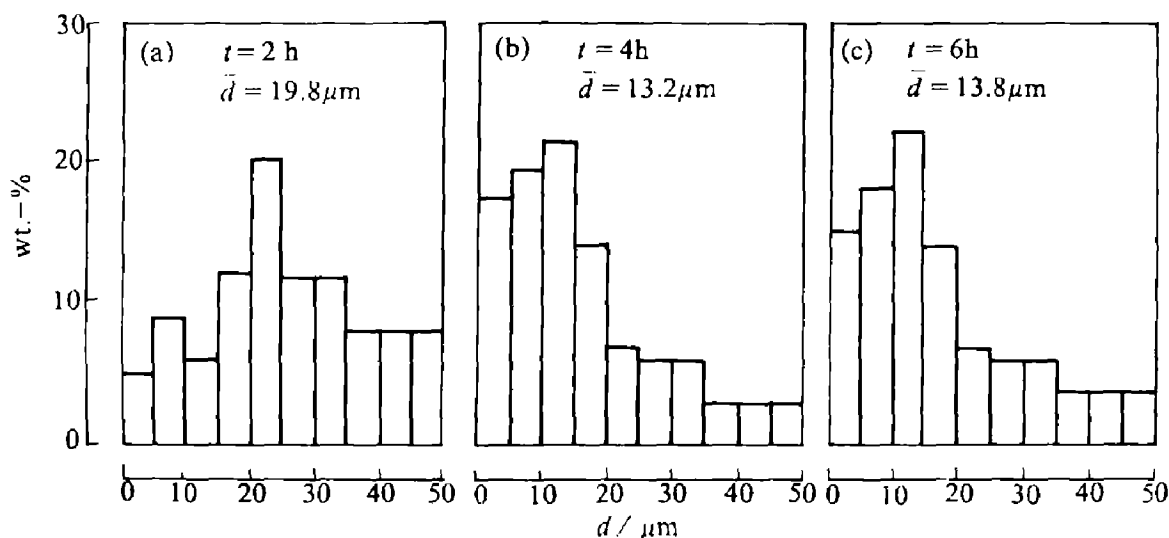


图 1 球磨不同时间后的粉末粒度分布图

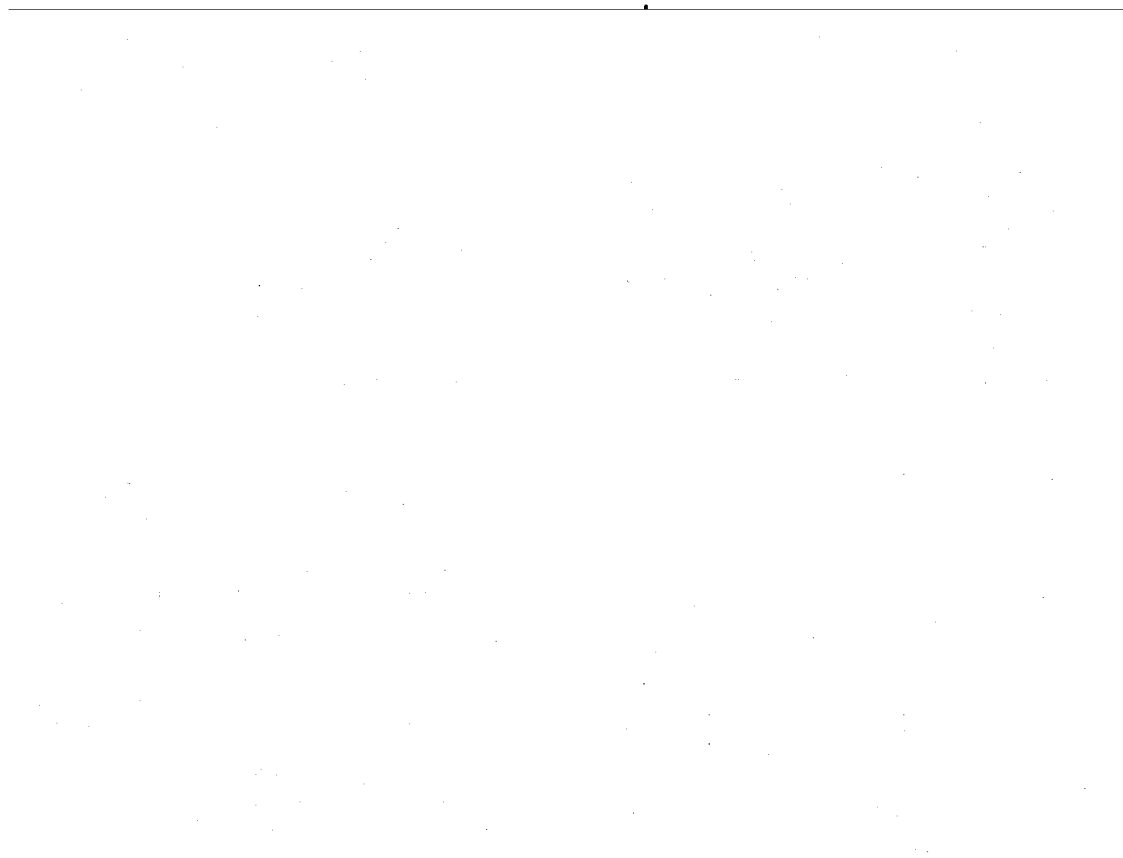


图 2 爆炸烧结 TiAlMn 合金的金相组织($\times 200$)

(a)—爆炸成形后; (b)—1 100 $^{\circ}\text{C}$ 、48 h 烧结; (c)—1 200 $^{\circ}\text{C}$ 、3 h 烧结; (d)—1 300 $^{\circ}\text{C}$ 、3 h 烧结

严重加工硬化,特别是在颗粒交界处,最高显微硬度值达 14 000 MPa,说明此处颗粒发生更大畸变。在 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 下高温烧结 48 h 后,显微硬度值显著降低,硬度分布趋于均匀,平均值为 3 800 MPa。而在 1 300 $^{\circ}\text{C}$ 烧结后,显微硬度平均值则进一步降低到 3 000 MPa。

3 结论

- (1) 高能球磨能有效地细化硬质粉末;
- (2) 高能球磨 4 h, 即可获得平均粒度为 3.2 μm 的 TiAl 合金粉末; 时间延长, 粒度反而增大;
- (3) 爆炸烧结的高能球磨粉末 TiAlMn 合金, 经 1 100 $^{\circ}\text{C}$ 长时间烧结后, 仍可获得细晶组织;
- (4) 烧结温度高于 1 300 $^{\circ}\text{C}$ 后, 合金发生晶粒长大;
- (5) 爆炸固结后粉末颗粒发生严重变形,

图 3 TiAlMn 合金在 1300 $^{\circ}\text{C}$
下烧结后的 SEM 照片($\times 800$)

以看出,从样品中心至它的表面,显微硬度值呈类似于下凹的抛物线变化规律,样品中心区和表面区硬度比它们之间区域高 1 000~2 000 MPa,这种变化规律类似于爆炸焊接时的硬度分布^[10]。爆炸成形后,样品显微硬度值平均为 5 800 MPa,表明在成形过程中的确发生

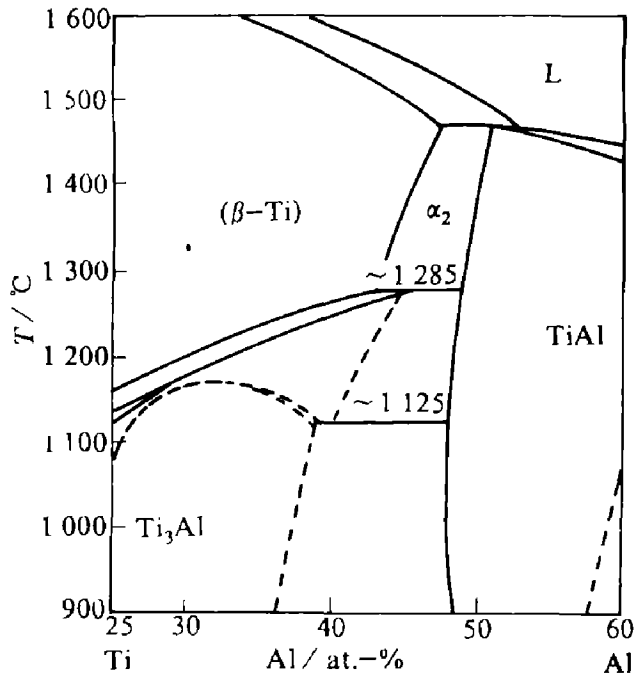
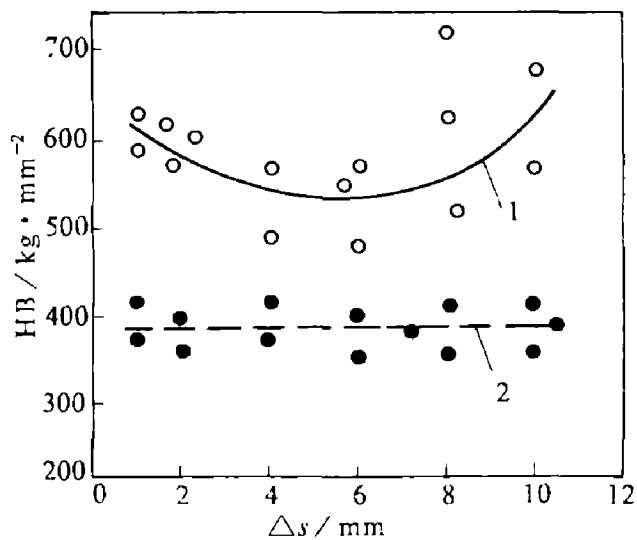


图4 Ti-Al 二元合金相图

图5 爆炸烧结 TiAlMn 合金的显微
硬度沿径向 (Δs) 分布图

1—爆炸成形后; 2—高温烧结后

局部显微硬度高达 14 000 MPa;

(6) 爆炸固结后, 从样品中心到外表面, 显微硬度的分布呈下凹抛物线规律变化; 高温烧结后, 显微硬度下降, 并趋于均匀。

参考文献

- 1 Lipsitt H A, Shechtman D, Schafrik R E. Metall Trans, 1975, 6A(11): 1991.
- 2 Hunt M. Material Eng, 1990, (3): 35.
- 3 Feng C R, Michel D J, Crowe C R. Scripta Metall, 1989, 23(10): 1707-1712.
- 4 Tsujimoto T, Hashimoto K, Nobuki M, Suga H. Trans JIM, 1986, 27(5): 341-350.
- 5 Schwarz R B, Ksiraj P, Vreeland T, JR, Ahrens T J. Acta Metall, 1984, 32(8): 1243-1252.
- 6 Raybould D J. Mater Sci, 1981, 16: 589-598.
- 7 Gonzalez A C *et al.* Powder Metall, 1984, 27(4): 212-216.
- 8 Alvarez G, Gouzalez A C, Cuyas J C. Powder Metall, 1989, 32(1): 53-57.
- 9 Gourdin W H. Mater Sci Eng, 1984, 67(11): 179-184.
- 10 宋秀娟, 浩 谦. 金属爆炸加工理论和应用. 北京: 中国建筑工业出版社, 1983. 300.