

均匀化处理对 Ti-34Al-2Mn 合金 的组织与性能的影响^①

雷长明 曲选辉 黄伯云 熊翔

(中南工业大学)

摘 要

采用自耗电弧熔炼技术制得了成分为 Ti-34Al-2Mn(wt.-%)的 γ -TiAl 基合金,研究了后续均匀化处理工艺对合金微观组织和机械性能的影响,发现经 900 °C, 20 h 处理的试样比经其他工艺条件处理的试样具有更好的延性,其微观组织由等轴 γ -TiAl 单相晶粒和一些原始层片状晶粒混合而成,片层之间存在 α_2/γ , γ/γ_s 和 γ/γ_T 三种界面,且保持一定的位向关系。作者认为:900 °C 处理后合金延性的提高,与获得的一定数量的 α_2 -TiAl 相和细小晶粒有关。

关键词: 热处理 微观组织 力学性能 金属间化合物/TiAl

几十年来,金属间化合物 TiAl 因其优异性能一直被认为是一种最具有潜力的新型高温结构材料^[1]。它具有低密度、高熔点,高弹性模量、高强度和抗腐蚀等特性。室温脆性是限制其应用的主要原因。TiAl 合金的力学性能与其化学组成和微观结构有着十分密切的关系^[2,3]。单相富 Al 的 TiAl 在室温下呈脆性,而富 Ti 的 TiAl 基 $\gamma + \alpha_2$ 两相合金比单相 TiAl 合金具有较好的强度和延性^[2,5]。第三元素,如: Mn、V、Cr 的加入,由于促使变形孪晶的生成而使 TiAl 延性明显提高^[2,8]。本文研究了均匀化处理工艺对自耗电弧熔炼 TiAl+Mn 合金的微观组织和抗弯性能的影响,其目的在于探讨 TiAl 基合金的微观组织与力学性能的关系。

1 实验过程

在 Ar 气保护下,采用自耗电弧熔炼制得成分为 Ti-34Al-2Mn(wt.-%)的合金,用电火花切割机床从铸锭中切取三点弯曲实验试样,随后

在 800~1 100 °C 范围内进行 20 h 的均匀化处理,并随炉冷却。热处理后的试样经机械抛光成 2 mm×4 mm×30 mm 大小,每种处理条件取 3~5 个试样在室温下进行抗弯测试,支点跨距为 25 mm,十字头的位移速度控制在 0.2 mm/min。金相试样按标准方法制得,采用 Kroll 腐蚀剂。将机械破碎的-200 目合金粉末,进行 X 射线衍射分析。从断裂的抗弯试样中用电火花法切出 $\phi 3$ mm×0.3 mm 试样,机械减薄到 0.1 mm 后进行双喷电解减薄,制得 TEM 样品。

2 实验结果

2.1 抗弯性能

图 1 为典型的室温抗弯实验载荷(p)—挠度(D)曲线。在研究中,用抗弯强度(TRS)和挠度的塑性变形部分(D_p)分别代表合金的强度和延性。

图 2 为强度和延性与处理温度的关系曲线。从图中可以看出,合金的强度随着温度的

① 本课题属国家“86·3”计划资助项目;本文于 1992 年 11 月 21 日收到

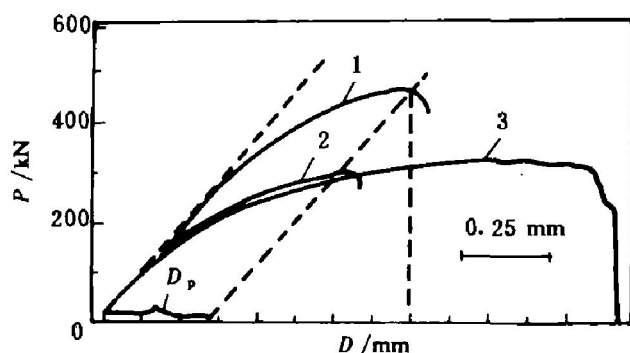


图1 Ti-34Al-2Mn 合金在不同温度处理后的室温载荷(P)—挠度(D)曲线

1—铸造态; 2—900 °C, 20 h 时效;

3—1100 °C, 20 h 时效

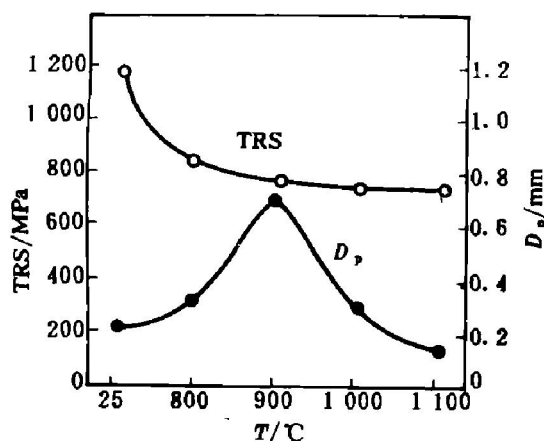


图2 强度(TRS)—温度(T)、
延性(D_p)—温度(T)曲线

升高单调下降,而延性随着温度升高而升高,在900 °C时其延性达到最大值。

2.2 相组成

图3是不同温度下处理的试样的X射线衍射图谱。分析结果表明,不同处理条件的试样由 L_{10} 结构的有序 γ -TiAl相和 DO_{19} 结构的有序 α_2 -Ti₃Al相组成,但随着均匀化处理温度的提高, α_2 -TiAl相含量减少。

2.3 显微组织

图4为不同热处理条件下Ti-34Al-2Mn合金的金相照片。铸态合金为全片层状组织,TEM分析表明:此片层状组织由 γ 相和 α_2 相相间排列组成,片层间具有一定的晶体学位向关系,即 $\{111\}_\gamma // \{0001\}_{\alpha_2}$, $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ [6]。

由图4还可以看出试样在800 °C均匀处理

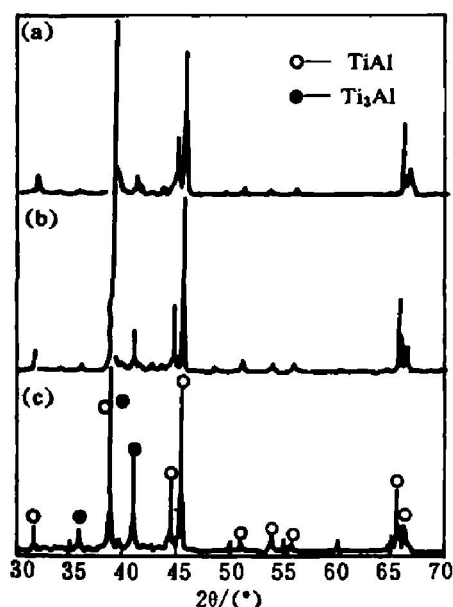


图3 不同温度下处理20 h合金的X射线衍射谱

(a)—铸态; (b)—900 °C; (c)—1100 °C

20 h后,在原始晶粒的边界有新生的细小单相等轴晶粒生成。随着温度升高,这些新生等轴晶粒通过吞噬原始片状晶粒,数量不断增多,尺寸增大。并且在原始片层状晶粒中,有一些 γ 片层彼此直接接触。在 γ/γ 界面上的选区电子衍射分析表明,一些邻近的 γ 片层具有相同的衍射图谱,只是菊池线发生了一定距离的位移[7],这就表明界面两侧晶粒只存在微小的位向差异,就象柱状晶一样。但在其它一些相近的 γ 片层间则具有类似孪晶的位向关系(图5)。

3 讨论

3.1 组织的变化

Ti-34Al-2Mn合金平衡凝固时,首先将形成无序的 $bcc \beta$ -Ti相,如图6所示。当达到包晶反应($\beta + L \rightarrow \alpha$)温度时, β -Ti转变为具有无序 hcp 结构的 α -Ti,但仍保留原始的 β -Ti晶粒形貌。继续冷却时, α -Ti相可转变为具有 L_{10} 结构的 γ -TiAl。在相转变的过程中, γ 层片在 α 相的(0001)基面上形核,而且通过消耗过饱和的 α 相而变厚,因而不问其形核位置如何,所有的层片状组织都会以位向 $\{111\}_\gamma // \{0001\}_{\alpha_2}$ 和

$\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ 排列。当进一步冷却至 1 250℃ 时, 残存的无序 α -Ti 分解为有序的 α_2 -Ti₃Al 相和有序的 γ -TiAl 相。为了降低界面能,

γ 相的密排面和密排方向分别与 α_2 相的密排面和密排方向平行, 因此, γ 相和 α_2 基体相保持严格的 $\{111\}_\gamma // \{0001\}_{\alpha_2}$ 和 $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 关

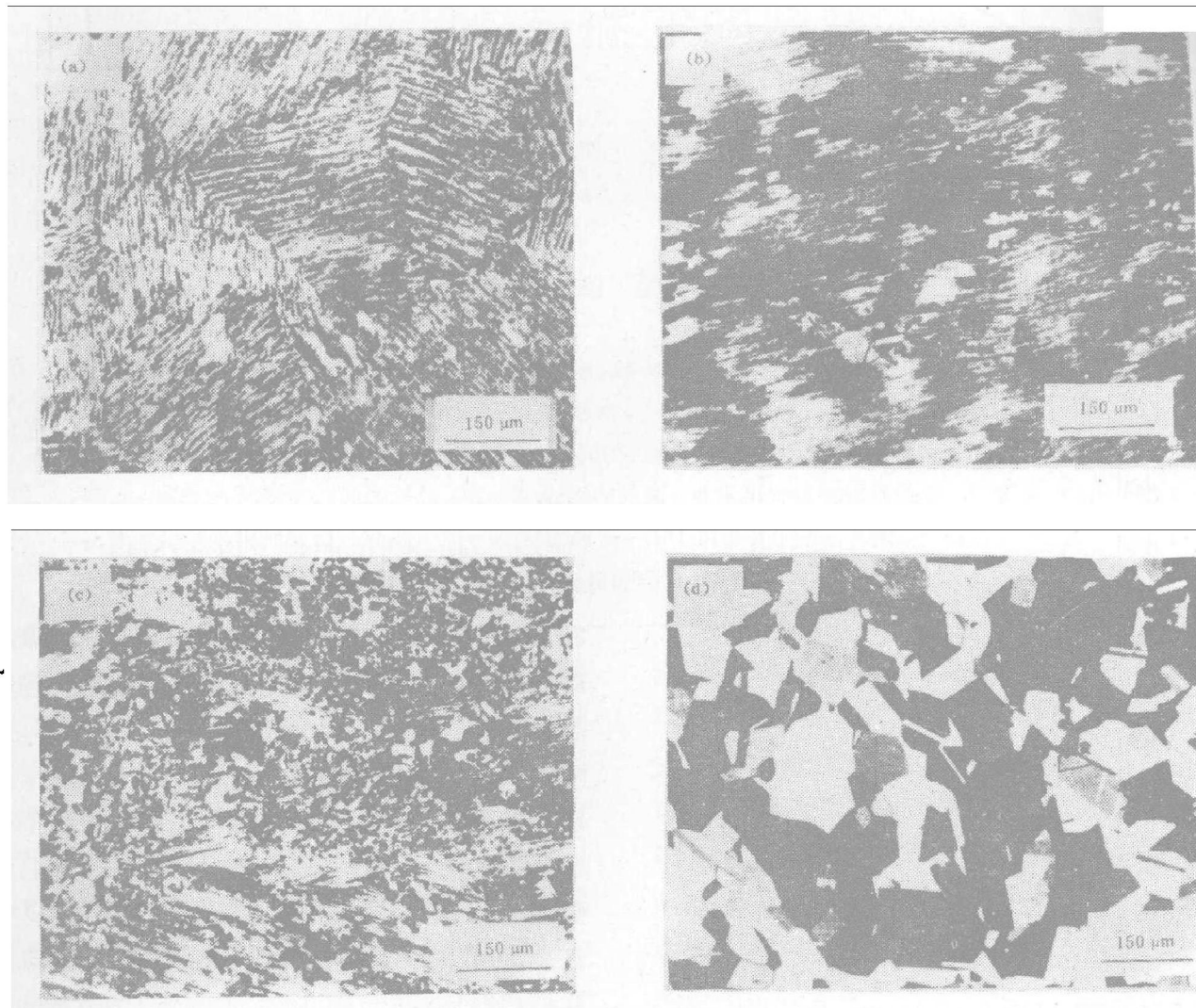


图 4 Ti-34Al-2Mn 在不同温度下处理 20 h 后的金相照片

(a)—铸态; (b)—800 °C; (c)—900 °C; (d)—1 100 °C

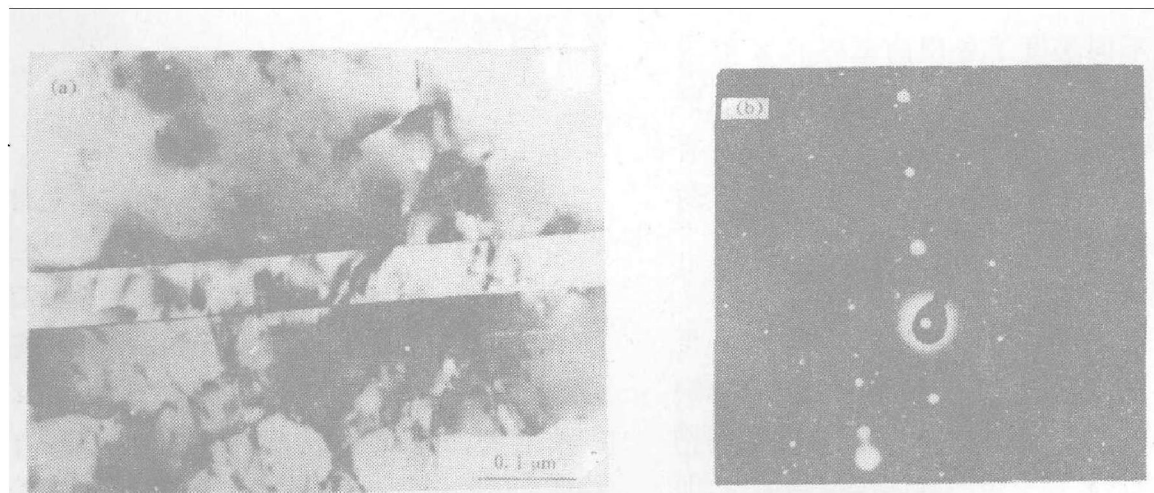


图 5 具有孪晶关系的 γ 相片层结构的 TEM 相(a)和对应的电子衍射花样(b)

系。这样, 在 γ 与 α_2 间有可能存在六种位向变化, 即 (1) $[1\bar{1}0]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$; (2) $[\bar{1}10]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$; (3) $[\bar{1}01]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$; (4) $[10\bar{1}]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$; (5) $[01\bar{1}]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$; (6) $[0\bar{1}1]_\gamma // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$ 。但从选区电子衍射照片 (SADP) 中来看, 取向关系 (3) 和 (6) 分别与取向关系 (1) 和 (5) 是一致的, 因此, 从 SADP 中只可判定四种取向。

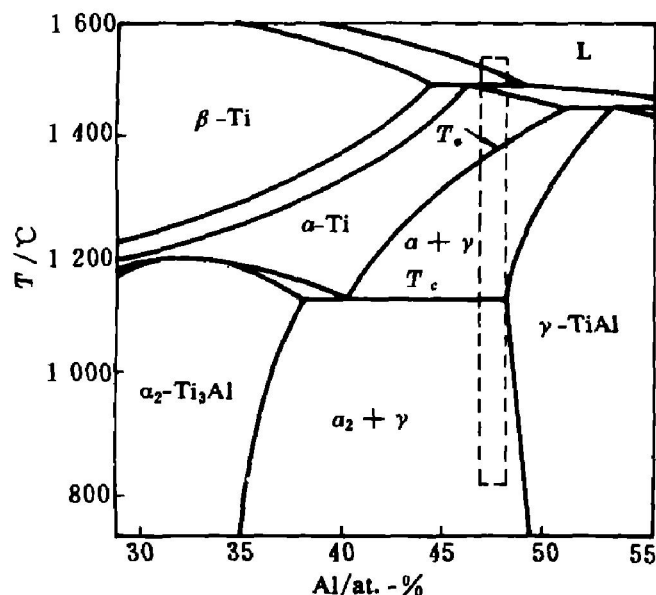


图6 Ti-Al 二元相图的中心部分

在有序相中原子的扩散一般很慢, 如果冷却速度增加, 固态相变 $\alpha \rightarrow \gamma$ 和 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 的转变便会受到抑制, 因此, 由于非平衡转变, 铸态合金中 α_2 相的含量比平衡态的要高, 当合金在一定温度均匀化处理后, 它逐渐向平衡相组成转变, γ 相从过饱和 α_2 相中析出。同时, 由于 γ 层片在均匀化过程中长大时 α_2 层片被吞灭, γ 层片将会直接接触。如果具有不同位向相邻的 γ 相直接接触, 它们便会显示出孪晶的位向关系, 如果具有相同位向的相邻 γ 相直接接触, 则接合为一个更厚的片层, 或形成两个柱状亚晶, 同时在界面上形成一些界面位错。另一方面, 一些新生的无片层的 γ 单相等轴晶在原始晶粒的晶界处形核, 且在均匀化处理过程中通过消耗片层基体而逐渐长大, 这个过程主要是靠新生单

相晶粒和基体片层晶粒之间界面能的差异驱动的。由于新生晶粒的形核与长大依赖于原子的迁移, 因此在时间一定时, 随着温度升高, 新生晶粒数目增多, 晶粒也逐渐长大。

3.2 微观组织和延性的关系

如前所述, 热处理温度对 TiAl 合金的显微组织和机械性能有很大的影响, 研究结果表明^[3], 间隙原子 (如 N、O) 会增加位错开动的 Peierls 阻力, 因而降低 TiAl 的延性。由于间隙原子在 α -Ti₃Al 中比在 γ -TiAl 相中具有更大的固溶度, 因此在两相合金中, 间隙原子向 α_2 -Ti₃Al 偏聚, 使得 γ -TiAl 相中基体上没有间隙原子。 α_2 -Ti₃Al 相的存在有利于 TiAl 基合金的塑性变形。但是, 太多的作为一种脆性相的 α_2 -Ti₃Al 相的存在, 有可能成为断裂源而使合金变脆。因此, 适量的 α_2 相的存在有利于 TiAl 基合金延性的改善。另一个可能的影响因素是晶粒大小。断口形貌分析结果表明, TiAl 合金在室温下的断裂方式主要是穿晶解理断裂, 其断口很平。可见, 位错的塞积是引起断裂的主要原因。减少晶粒尺寸能缩短位错堆积的长度, 降低位错堆积前沿的应力集中程度, 使得试样在断裂前可承受更大的变形。金相观察结果显示, 在 900 °C 处理时, 合金晶粒的平均尺寸较小, 因此, 可以认为, 合金在 900 °C 处理时获得最佳的延性主要与两个方面的因素有关, 一是获得了适当的 α_2 -Ti₃Al 相含量; 二是所得合金的晶粒较细。

4 结 论

(1) 自耗电弧熔炼 Ti-34Al-2Mn (wt.-%) 合金在 900 °C 均匀处理 20 h, 比其它温度处理的合金具有更好的延性;

(2) 具有较好延性合金的显微组织由细小 γ 单相等轴晶粒和一些原始层片晶粒组成;

(3) 在片层状晶粒中, 存在着三种界面, 即 γ/α_2 、 γ/γ_s (亚晶界) 和 γ/γ_r (孪晶界)。

(下转 75 页)

β -Co晶粒一致。通常在室温下两种结构的 γ 相都存在的情况下, γ 晶畴不是 γ 晶粒,只是其中残余的fcc型 β -Co部分;

(2) 用LSR试剂和SEM背散射电子像,可分别显示出WC-Co合金中的 γ 晶畴和 γ 晶粒。 γ 晶畴的显示提供了一种直观地鉴定WC-Co合金中 β -Co的简易方法;

(3) WC-Co合金的 γ 晶畴和 γ 晶粒通常均呈等轴形或近于等轴形,尺寸分别为10~700 μm 和0.1~1.2 mm。 γ 晶畴以“孤岛”形式分布于基体内,其尺寸和分布受合金烧结后的冷却速度的影响,并与合金的初生 γ 晶粒度有关;

(4) WC-Co合金的 γ 晶畴的体积含量和分布特征对合金的强韧性有明显影响。

致 谢

实验工作中得到南开大学张世表教授、本所李喜山工程师和机电部46研究所王香泉、郝建

民、王利杰诸位工程师的协助,深表谢意。

参考文献

- 1 Virwanhai R K. Metallography, 1979, 12, 333.
- 2 Willbrand J *et al.* Journal of Powder Metallurgy, 1972, 8(2), 89-93.
- 3 Almond E A *et al.* In: Proc 10th Plansee Seminar, Metallwerk Plansee. Reutte, Austria, 1981. 659.
- 4 刘寿荣. 金属热处理学报, 1991, 12(4), 48.
- 5 铃木 寿, 林宏尔, 福家康矩. 粉体すよひ粉末冶金, 1973, 19(8), 346-353.
- 6 Suouki H *et al.* Planseeber Pulvermet, 1979, 27, 215.
- 7 刘寿荣. 金属热处理学报, 1988, 9 (2), 32, 34.
- 8 乌曼斯基等(著), 中科院金属研究所(译). 金属学物理基础. 北京: 科学出版社, 1958. 248.
- 9 刘寿荣. 理化检验(物理分册), 1988, 24(1), 42.
- 10 Exner H E. In: Viswanadham *et al.* (ed.), Science of Hard Materials. New York: Plenum Press, 1983. 239.
- 11 Suzuki H *et al.* J Japan Inst Metals, 1968, 32, 993.
- 12 Giamei A F *et al.* Cobalt, 1968, 40, 140.
- 13 北京钢铁学院等. 金属学及热处理. 北京: 中国工业出版社, 1961. 38.

(上接61页)

参考文献

- 1 Lipsitt H A. In: High Temperature Ordered Intermetallic Alloys, I, MRS Symp, Proc, Vol 31, Pittsburgh, PA, MRS. 1985, 351.
- 2 Kim Y W, Dimiduk D M. J of Metals, 1991, 43, 40.
- 3 Kim Y W. J of Metals, 1989, 41, 21.
- 4 曲选辉, 孔祥炎, 黄伯云等. 钛科学与工程, 1990, 1, 319.
- 5 Huang S C, Hall E L. Metall Trans, A, 1991, 24A, 427.
- 6 Shechtman D, Blackburn M J, Lipsitt H A. Metall Trans, A, 1974, 5A, 1373.
- 7 Qu X H, Huang B Y. In: Intersymp on Heat Treatment and Annealing of Ordered Alloys, Materials Week 1990. Cobo Hall, Detroit, Michigan, USA, 1990, 10, 8-11.
- 8 Aindow M *et al.* Scripta Metall, 1990, 24, 1105.