

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^[2,3]。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 d 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

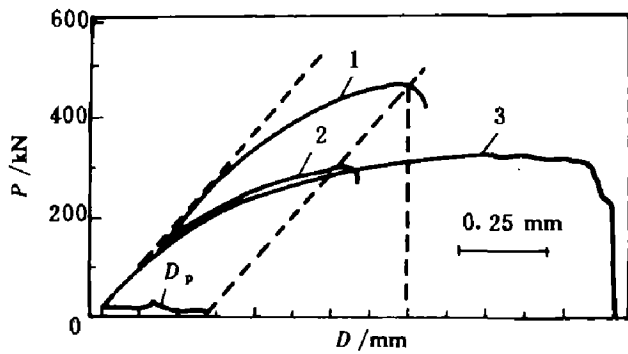


图1 Ti-34Al-2Mn合金在不同温度处理后的室温载荷(P)—挠度(D)曲线
1—铸造态, 2—900℃, 20h时效;
3—1100℃, 20h时效

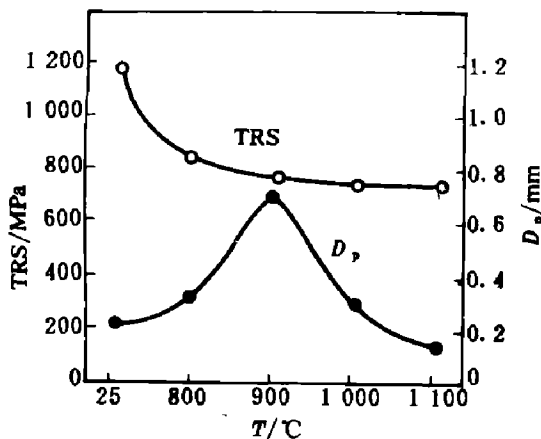


图2 强度(TRS)—温度(T)、
延性(D_p)—温度(T)曲线

升高单调下降, 而延性随着温度升高而升高, 在900℃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L₁₀结构的有序γ-TiAl相和DO₁₉结构的有序α₂-Ti₃Al相组成, 但随着均匀化处理温度的提高, α₂-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α₂相相间排列组成, 片层间具有一定的晶体学位向关系, 即{111}_γ, // {0001}_{α₂}, <110>_γ, // <11 $\bar{2}$ 0>_{α₂}^[6]。

由图4还可以看出试样在800℃均匀处理

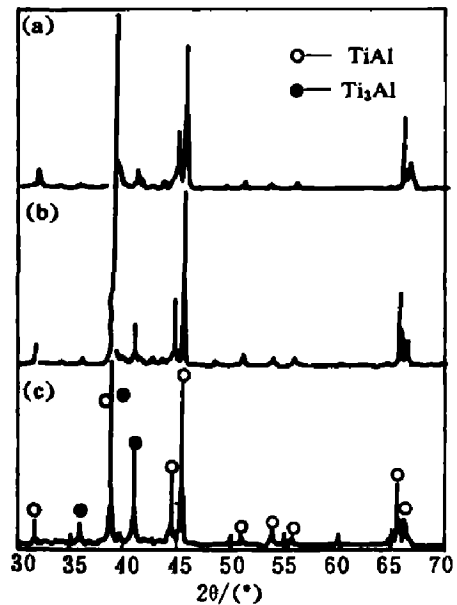


图3 不同温度下处理20h合金的X射线衍射谱
(a)—铸造态, (b)—900℃, (c)—1100℃

20h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 β-Ti相, 如图6所示。当达到包晶反应(β + L → α)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L₁₀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, 因而不管其形核位置如何, 所有的层片状组织都会以位向{111}_γ, // {0001}_α和

$\langle 110 \rangle_{\gamma} // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 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)—900℃; (d)—1 100℃

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) $[\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma} // [11\bar{2}0]_{\alpha_2}$ ；(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。

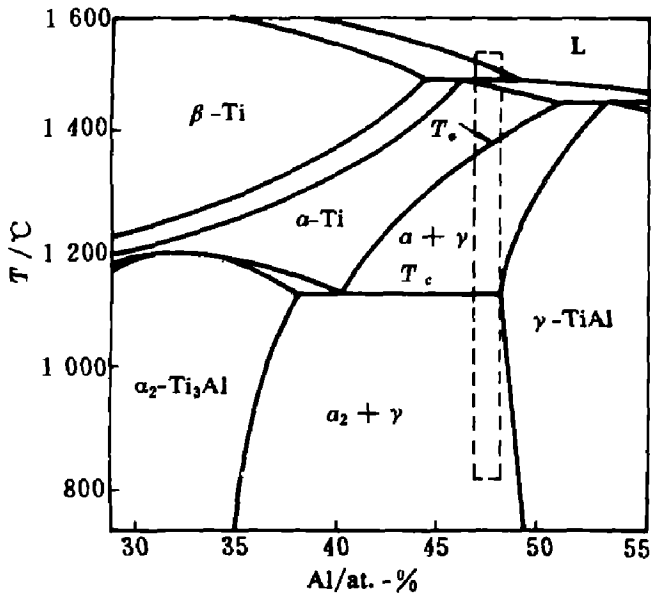


图6 Ti-Al二元相图的中心部分

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，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℃处理时，合金晶粒的平均尺寸较小，因此，可以认为，合金在900℃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℃均匀处理20h，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. Newyork, 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, Pittspurgh, 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.