

文章编号: 1004-0609(2005)03-0344-08

热处理工艺对 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 显微组织的影响^①

黄劲松, 刘咏, 贺跃辉, 张永红, 刘彬, 任斌, 黄伯云

(中南大学粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 用电子探针对 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 的铸态和经过热处理之后的显微组织进行了观察和分析, 并分析了热处理工艺对 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 显微组织的影响。结果发现: Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 的铸态组织经过热等静压和均匀化处理后, 其晶团尺寸减小, 层片组织更为完整; Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的 α 相转变温度为 $(1\,290 \pm 5)^\circ\text{C}$; Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在超过 $1\,295^\circ\text{C}$ 的温度进行热处理时, 其显微组织由近层片组织转变为全层片组织。经过热等静压和均匀化处理后 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的基本形貌为初生 γ 相 + 层片状晶团, 有 β 相析出, 其形貌为针状、点状、颗粒状。

关键词: 热处理; TiAl; 显微组织

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

Effect of heat treatment on microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W

HUANG Jinsong, LIU Yong, HE Yuehui, ZHANG Yonghong,

LIU Bin, REN Bing, HUANG Baiyun

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy,

Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures of as-cast and as-heat treated Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W were observed by electron probe. The effect of heat treatment process on the microstructure of as-cast and as-heat treated Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W was discussed. The results show that the microstructure of as-cast Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W becomes fine after being HIPped and heat treated, and a more perfect lamellar microstructure is got. The temperature of α phase transformation is between $1\,280^\circ\text{C}$ and $1\,295^\circ\text{C}$. The microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W changes from near lamella(NL) to full lamella(FL) after α phase transformation. After the alloy being HIPped and annealed, the microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy is primary γ phase and lamella, and the needle-like and granular β phase precipitates.

Key words: heat treatment; TiAl; microstructure

TiAl 基金属间化合物由于其良好的高温力学性能、优异的抗氧化性能与高的比强度, 在航空航天、汽车工业等领域有着广阔的应用前景, 近年来一直是材料科学中一个十分活跃的前沿领域。TiAl 基金属间化合物的研究已取得很大的进展^[1-2], 但距其规模化的工业应用尚有差距, 主要表现在延

性、尤其是冲击韧性有待提高, 制备与加工工艺有待改进, 成本也有待更进一步降低。合金的性能不仅取决于其禀性, 也取决于其加工工艺。因此, 对 TiAl 基合金性能的提高除了考虑合金设计、加入合金元素的方法以外, 还应从其加工工艺着手, 如采用在高温塑性变形的基础上动态再结晶和采用特

① 收稿日期: 2004-07-15; 修订日期: 2005-01-11

作者简介: 黄劲松(1968-), 男, 博士研究生, 副教授。

通讯作者: 黄劲松, 副教授; 电话: 0731-8830614; E-mail: hjinsong@mail.csu.edu.cn

定的热处理工艺等方法, 通过优化其加工工艺来调整 TiAl 基合金的显微组织, 以提高其性能。铌能提高 TiAl 合金的延性和抗氧化性^[3]; 硼在 TiAl 基合金中形成硼化物, 它能细化合金的晶粒^[4, 5], 提高合金的性能; 少量钨能提高 TiAl 基合金的强度及抗蠕变能力^[6, 7]。在 TiAl 基合金的加工中, 热处理工艺非常重要, 它对 TiAl 基合金的显微组织有着巨大的影响, 当然其对 TiAl 基合金性能亦有非常大的影响。目前, 关于热处理对 TiAl 基合金显微组织和性能的影响的研究较多^[8-11], 比较有效而又容易实现的是热处理细化 TiAl 基合金组织, 已有报道发现通过热处理获得了晶团尺寸小于 10 μm 的全层片组织^[12, 13]。本文作者将对热处理工艺与 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金显微组织的关系进行探讨。

1 实验

1.1 实验材料与设备

合金锭用 Drop casting 法制备, 由美国橡树岭国家实验室提供。试验仪器与设备分别为: 美国 ABB 公司产 QIF_6 热等静压仪; 国产 SX-12-16 型热处理炉; 日本 JEOL 产 JCSA-733Superprobe 电子探针仪; 美国 Perkin Elmer 公司生产的 DTA7 差热分析系统。

1.2 实验方法

铸态试样首先进行热等静压处理(热等静压制度为: 氩气保护, 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa, 4 h, 随炉冷), 然后进行均匀化处理(均匀化处理制度为: 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 16 h, 出炉空冷)。将热等静压和均匀化处理后的试样进行线切割, 对线切割分开的小块合金用石英管抽真空充氩气包套放入热处理炉中进行热处理, 热处理完成后出炉, 立即将石英管打碎以便使试样在钢板上快速冷却(热处理制度分别为: 900 $^{\circ}\text{C}$, 360 h; 1 265 $^{\circ}\text{C}$, 18 h; 1 280 $^{\circ}\text{C}$, 14 h; 1 295 $^{\circ}\text{C}$, 10 h; 1 310 $^{\circ}\text{C}$, 5 h(空冷))。显微组织在扫描电镜下观察, 用电子探针进行微区成分分析, 扫描电镜加速电压为 20 kV。差热分析试验条件为: 样品加热速率 20 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$; 保护气体为纯氩气; 参考样品为高纯 Al_2O_3 粉末。

2 实验结果

2.1 合金的铸态显微组织

图 1 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的

铸态显微组织。合金的铸态组织中存在少量铸造缺陷如缩孔(如箭头所示)。背散射模式下, 图象的衬度与元素序数呈正相关的关系, 原子序数越大的元素在图象中越亮, 反之则越暗。图 1 中的枝晶组织亮度大, 说明其中重金属元素(铌和钨等)含量高。此外, 在显微组织中还能找到藤状的第二相, 该相的形态与文献[14, 15]中硼化物的形态相符, 由此判断为初生原位硼化物相。硼化物相呈现一定的亮度, 说明该相中含重金属元素。

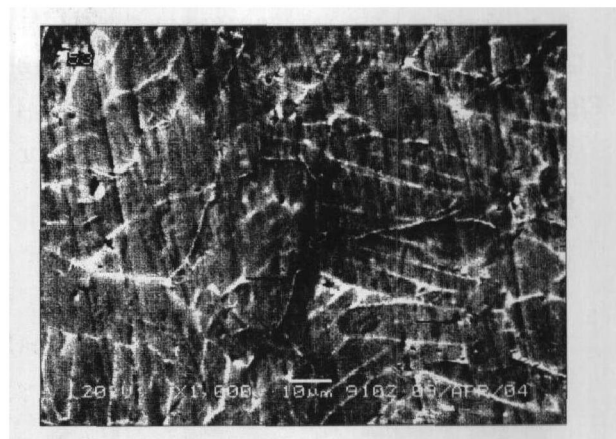


图 1 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的铸态显微组织

Fig. 1 Microstructure of as-cast Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy

2.2 合金经过热等静压及均匀化处理后空冷的显微组织

前述结果表明, TiAl 合金的铸态组织中存在缩孔及成分偏析等缺陷。为此, 对所有样品进行了热等静压和均匀化处理, 以消除这些缺陷(热等静压和均匀化处理制度如 1.2 中所述)。图 2 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压和均匀化处理后的显微组织, 图 3 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压和均匀化处理后的二次电子像。对比图 1 和图 2 可发现, 铸态组织中的缩孔(如箭头所示)在经过热等静压和均匀化处理之后基本消失, 显示合金已经致密化, 而且在铸态组织中的胞状组织、枝晶以及成分偏析现象也基本消失。以上结果表明, 热等静压和均匀化处理是消除铸造缺陷的有效手段。

图 4 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压和均匀化处理后经过 900 $^{\circ}\text{C}$, 360 h 热处理后的显微组织。从图中可以看出, 该组织由黑白相间的层片组织、暗的块状组织、亮白色的小块及棒和亮点构成, 亮点基本位于层片的端部, 棒状物质的分布形式有晶内、晶界和穿晶等 3 种。



图 2 合金经过 1 250 °C, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷; 1 250 °C, 16 h 均匀化处理后空冷的显微组织

Fig. 2 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 °C, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, then annealed at 1 250 °C for 16h and cooled in air

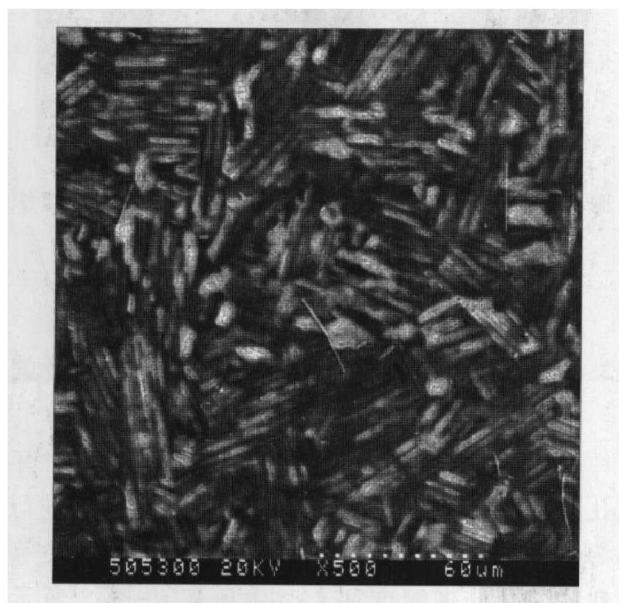


图 3 合金经过 1 250 °C, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷; 1 250 °C, 16 h 均匀化处理后空冷的二次电子像

Fig. 3 SEI of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 °C, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, then annealed at 1 250 °C for 16h and cooled in air

2.3 合金经过热等静压及均匀化处理后再进行热处理的显微组织

将热等静压和均匀化处理后的样品再分别进行热处理以观察其显微组织演化规律。图 5 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压及均匀化处理后再经过 1 250 °C, 16 h 热处理后快冷的显微组织。通过对 1 250 °C, 16 h 热处理后的试样进行电子探针分析发现, 与热处理之前的组织相比, 其显微组织变化不大, 仍属于近层片状组织。

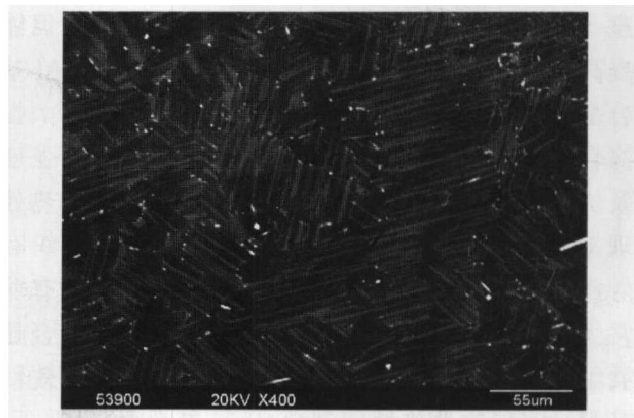


图 4 合金经过 1 250 °C, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷; 1 250 °C, 16 h 均匀化处理后空冷;

再经过 900 °C, 360 h 热处理后快冷的显微组织

Fig. 4 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 °C, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, annealed at 1 250 °C for 16 h and cooled in air, then heat treated at 900 °C for 360h and cooled quickly

图 6 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压及均匀化处理后再经过 1 280 °C, 14 h 热处理后快速冷却的显微组织。其显微组织为少量块状 γ 等轴晶和层片状组织, 是一种近层片组织。与热等静压和均匀化处理以后的组织相比, α 相与 γ 相分别聚集长大, 其层片特征明显弱化, α 相

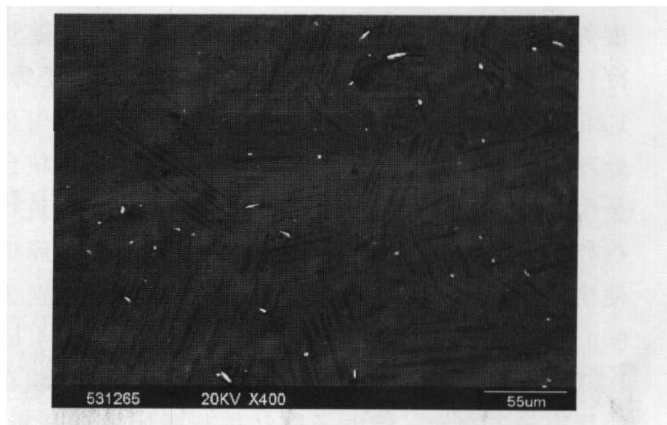


图 5 合金经过 1 250 °C, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷; 1 250 °C, 16 h 均匀化处理后空冷;

再经过 1 265 °C, 18 h 处理后快冷的显微组织

Fig. 5 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 °C, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, annealed at 1 250 °C for 16 h and cooled in air, then heat treated at 1 250 °C for 18 h and cooled quickly

体积分数较大, 而 γ 相体积分数较小, 合金中的 β 析出相体积分数明显减小; 与经过 900 °C, 360 h 处

理后快速冷却的微观组织相比, 合金中的析出相体积分数也有所减小, α 相与 γ 相均发生聚集长大, 其层片组织特征亦出现弱化。

图 7 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热等静压及均匀化处理后再经过 1 295 $^{\circ}\text{C}$, 10 h 处理后快速冷却的微观组织。其微观组织为少量块状 γ 等轴晶和不明显的层片状组织。与热等静压和均匀化处理以后的微观组织相比, 其层片组织特征弱化趋势及析出相体积分数减小的趋势更为明显; 而与 900 $^{\circ}\text{C}$, 360 h 处理后快速冷却及 1 265 $^{\circ}\text{C}$, 18 h 处理后快速冷却的微观组织相比, 其组织变化并不大, 且上述两种变化趋势仍然存在。

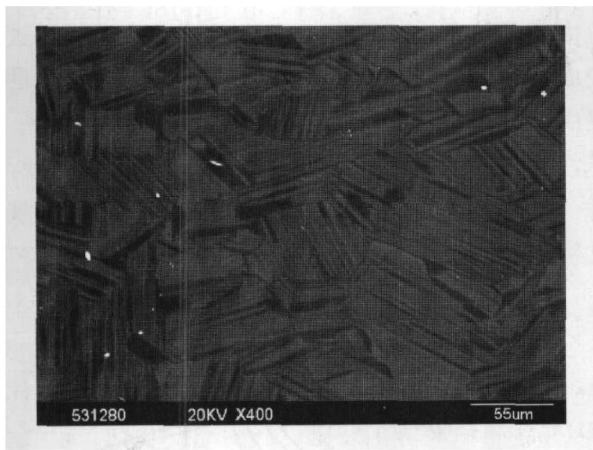


图 6 合金经过 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷;
1 250 $^{\circ}\text{C}$, 16 h 均匀化处理后空冷;
再经过 1 280 $^{\circ}\text{C}$, 14 h 处理后快冷的显微组织

Fig. 6 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, annealed at 1 250 $^{\circ}\text{C}$ for 16 h and cooled in air, then heat treated at 1 280 $^{\circ}\text{C}$ for 14 h and cooled quickly

从图 4~6 可以看出, 虽然合金的热处理温度不同, 但其晶团尺寸差异不大, γ 等轴晶的尺寸也基本保持稳定; Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过热处理以后, 其微观组织中无论是块状的 γ 相还是细长的 γ 相均较少, α 相的体积分数较大。以上结果表明, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 1 280 $^{\circ}\text{C}$ 及以下温度进行热处理时, 晶团尺寸未有明显长大, 说明热处理温度未超过 α 相转变温度线; 随着温度的升高, 合金的层片状组织越来越不明显, α 层片越来越厚而析出相也越来越少。

图 8 所示为 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金经过 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷; 然后在 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 进行 16h 均匀化处理; 再经过 1 310

$^{\circ}\text{C}$, 5 h 热处理后空冷的显微组织。其组织为粗大的晶粒, 有白色的次生析出相。与热等静压和均匀化处理及较低温度热处理 (< 1 208 $^{\circ}\text{C}$) 以后的微观组织相比, 可以发现, 合金的晶粒已大大粗化; 析出相的分布较为弥散, 其体积分数与热等静压和均匀化处理、900 $^{\circ}\text{C}$ 热处理以后的相比有所减小而与较低温度热处理 (1 265 $^{\circ}\text{C}$, 1 280 $^{\circ}\text{C}$) 以后的相比又有增加; 析出相的形貌特征基本相同, 为棒状、块状和颗粒状。

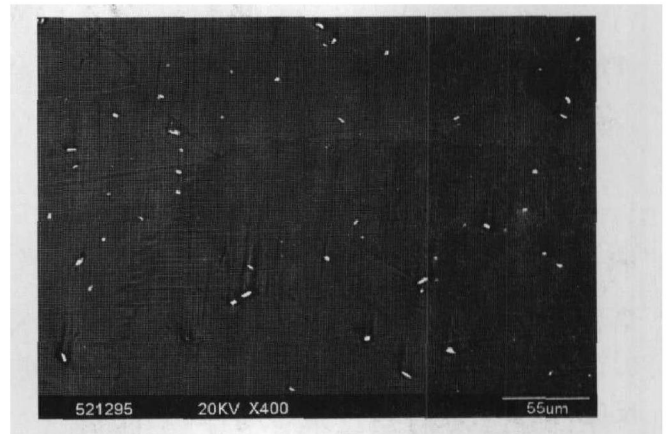


图 7 合金经过 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷;
1 250 $^{\circ}\text{C}$, 16 h 均匀化处理后空冷;
再经过 1 295 $^{\circ}\text{C}$, 10 h 处理后快冷的显微组织

Fig. 7 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 $^{\circ}\text{C}$, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, annealed at 1 250 $^{\circ}\text{C}$ for 16 h and cooled in air, then heat treated at 1 295 $^{\circ}\text{C}$ for 10 h and cooled quickly

比较图 6, 7 可以看出, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 1 280, 1 295 $^{\circ}\text{C}$ 进行热处理时, 合金的晶团尺寸发生了明显长大, 表明在该温度区间合金已发生相变而进入单相区。从图 7, 8 可以看出, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金尽管在不同温度进行热处理, 其 β 相含量不同, 但其体积分数随着温度的升高在 α 相转变温度前及 α 相转变温度后均呈降低的趋势。

2.4 差热分析

差热分析有助于了解反应过程中的热效应和相变情况, α 相转变温度 T_{α} 是 TiAl 合金在 (α + γ) 及近 α 单相区热加工及后续热处理的重要参数, 很有必要对 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金进行差热分析, 从合金的相变吸热情况来确定 T_{α} 值, 所测结果如图 9 所示, 从图 10 中可以看出, Ti-45Al-7Nb-

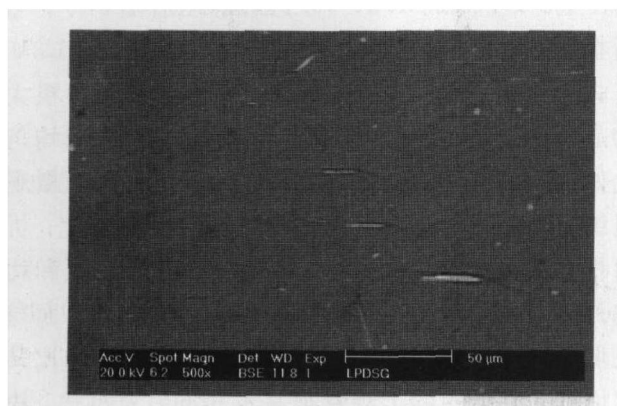


图 8 合金经过 1 250 °C, 150 MPa, 4 h 热等静压后随炉冷;
1 250 °C, 16 h 均匀化处理后空冷;
再经过 1 310 °C, 5 h 处理后快冷的显微组织

Fig. 8 Microstructure of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy after HIPped at 1 250 °C, 150 MPa for 4 h and cooled in furnace, annealed at 1 250 °C for 16 h and cooled in air, then heat treated at 1 310 °C for 5 h and cooled quickly

0.15B-0.4W 合金在 1 280~1 295 °C 范围内有吸热反应, 由此可以判定 T_a 值约为 $1\,290 \pm 5$ °C。

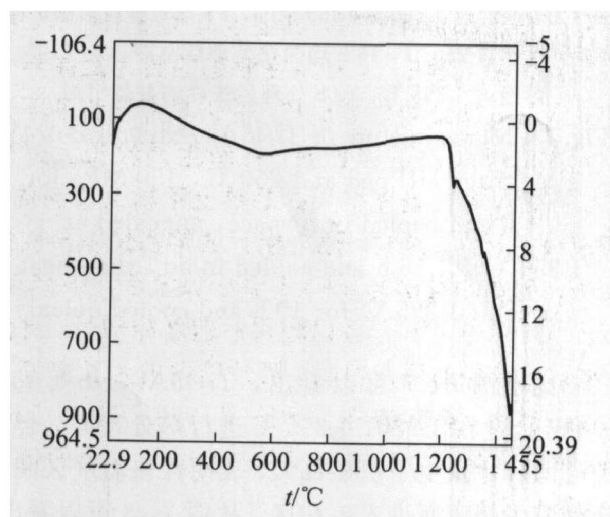


图 9 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金差热分析

Fig. 9 Analysis of temperature difference of Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W alloy

3 分析与讨论

3.1 铸态组织演变

由 Ti-Al 二元相图(图 10)可知, 所研究的 TiAl 合金在平衡状态下, 主要为 α 和 γ 两相组成, 其微观组织为层片状晶团。在实际铸造条件下, TiAl 合金的凝固组织为典型的非平衡组织。将硼

加入到 TiAl 合金中时, 硼在位生成针状的 TiB_2 , 起到异质核心的作用, 由于 TiB_2 的熔点高(3253 °C), 在铸造的过程中就会被 TiAl 熔体包覆起来。在 Drop casting 铸造条件下, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的冷却速度较快, 冷却凝固时 TiAl 熔体包覆 TiB_2 发生了包晶反应, 使得各个晶团及晶团内部的成分并不均匀, 胞状结构、枝晶等非平衡铸态组织的形成就是由于晶团内部成分不均匀的结果。TiAl 合金中一个层片由单片 α 和数片 γ 构成, 多个层片组成层片状组织。Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的层片组织是由高温 α 相转变为 α_2 相和 γ 相而得。Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在进行热等静压和均匀化处理时, 铸态非平衡组织会发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变, 在 1 250 °C 保温时, 会发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 反应, α 相将在亚稳的层片团晶界上和亚稳层片团晶粒内部形核, 并以晶界迁移的不连续长大的形式转变成比铸态组织小得多的近层片组织。在冷却的过程中 α 晶粒发生如下转变: $\alpha \rightarrow \alpha_2$, $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 。这样, 原来的铸态组织就被细小的层片组织所代替^[16]。另一方面, γ 相向亚稳的层片组织中扩展而发生等轴化长大。

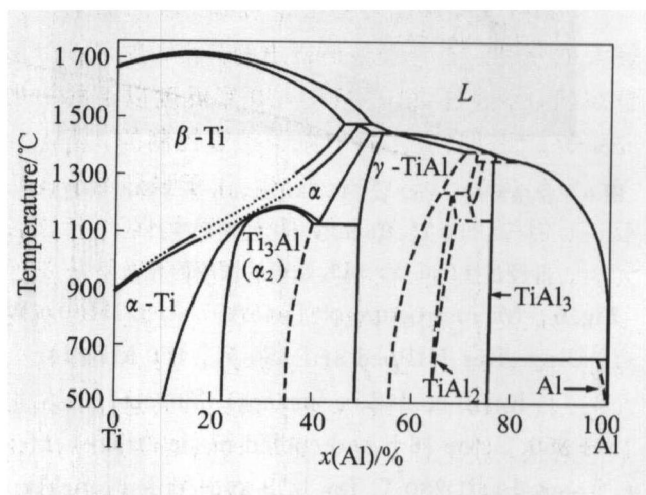


图 10 TiAl 基合金二元相图

Fig. 10 Binary phase diagram of TiAl alloy

由合金凝固理论可知, 合金熔体在冷却凝固的过程中, 随着成分过冷由弱到强, 所得到的晶体相应为平面柱状晶、胞状晶、胞状枝晶以及柱状枝晶和等轴晶。钨在 TiAl 合金中有固溶, 且扩散速度极低, 往往引起成分过冷度提高, 使钨易于在枝晶间偏析。

3.2 α 相转变温度的确定

从差热实验我们知道, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 1 280~1 295 °C 范围内有吸热反应且峰值温度为 $(1\,290 \pm 5)$ °C, 说明 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 $(1\,290 \pm 5)$ °C 发生了反应。比较图 4~8, 各热处理温度 (900, 1 265, 1 280, 1 295, 1 310 °C) 样品的微观组织可知, 合金在 900, 1 265, 1 280 °C 的晶团尺寸大小相似, 而其在 1 295, 1 310 °C 的晶团尺寸也比较接近, 合金的热处理温度在达到 1 295 °C 以及超过此温度后, 其晶团尺寸明显比热处理温度等于或低于 1 280 °C 的要大, 显然, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的加热温度超过 $(1\,290 \pm 5)$ °C 时, 进入了单相区, 其晶粒长大相对容易, 晶团更为粗大。可以确定, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的 α 相转变温度为 $(1\,290 \pm 5)$ °C。当合金的温度超过 α 相转变线时, 进入了单相区, 不仅发生了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 反应, 而且 γ 基本上全部转变为 α 晶粒, α 晶粒还存在合并长大的现象。而 α 晶粒在降温的过程中, 又会发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2$, $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变, 粗大的 α 晶粒就会转变成粗大的层片组织^[17]。

3.3 合金中的 β 相

1) β 相的特征

β 相的形貌和成分随合金成分、状态的不同有较大的差别。在 α/γ 界面析出的 β 相颗粒可能变为椭球状, 原因是 β (B_2) 相在 850 °C 温度以下的析出是由钨、钼等合金元素的原子扩散控制的, 析出均匀, 而在 850 °C 以上温度析出时由于强烈的取向性及钨、钼等合金元素的偏析导致不均匀的形核长大。Yua 等^[18] 的研究证实 α/γ 界面台阶由于钨的富集而成为 B_2 相的择优形核位置, 他们实验所测得的 ABB-23 合金中 B_2 相成分约为 Ti 48.9、Al 36.4、W 14.7, 与名义成分相比有高达 1/3 的铝被钨置换, 而钛含量与 γ -TiAl 近似相等。Ti-45Al-6Cr 合金经过 1 200, 168 h 处理后的 β 相成分为: Ti 46.7、Al 39.3、W 13.9^[19]。Ti-46Al-2Cr-2Mo-0.25Si-0.3B 合金经 1 150 °C, 48 h 热处理后, 所测得的 β 相的成分大致为 Ti 52.16、Al 37.58、Cr 3.7、Mo 5.19。以上结果表明 β 相为铝含量相对较少, 而钨等合金元素较多的相。

2) 热处理制度对 β 相的影响

β 相是高温残留相, 在室温时为 B_2 相, 析出时与 α 和 γ 相存在如下的取向关系: $(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_{\gamma} \parallel \{110\}_{B_2}$ 和 $\langle 1120 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 111 \rangle_{B_2}$ 。与 γ 相比较, β 相与 α 相的成分更接近, 这就意味着, β 相从 α 相中析出时, 较容易满足成分起伏条件,

这就是 β 相易于在 α 相两端析出的原因。郑运荣等在研究 Ru 对铸造 Ti-47Al 合金显微组织的影响时发现, Ti-47Al-1Ru 合金在进行 1 200 °C, 24 h 热处理后, B_2 的析出与长大靠消耗 α 相来完成。在 B_2 相析出较多的区域, α 量减少, 这与本实验的结果基本一致。热处理温度超过合金的 α 相转变温度以后, 合金转变为单相 α 合金, 且晶粒粗大, β 相弥散析出时原子无须长程扩散与迁移, 所须的能量最小, 这就是 β 相在高温热处理后呈弥散分布的原因。 β 相是高温稳定相, 温度越高, 其析出难度越大, 所以当合金的热处理温度从 900 °C 增加 1 265 °C, 再增加至 1 280 °C 时, β 相的体积分数越来越小。

3.4 热处理制度对组织的影响

1) 热等静压和均匀化处理后层片组织的形成

比较图 1 与图 2 可知, 经过热等静压和均匀化处理后, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的微观组织发生了很大的变化, 与铸态的层片状组织相比, 其晶团尺寸大为减小, 层片组织更为完整, 铌、钨等元素也主要分布在析出相和初生硼化物相中, 而析出相亦主要分布在晶界上。铸态组织是一种非平衡组织, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在进行热等静压和均匀化处理时, 其温度均为 1 250 °C, 在加热和保温过程中, α 相将在亚稳的层片团晶界上和亚稳层片团晶粒内部形核, 并以晶界迁移的不连续长大的形式向基体扩展, 在新生晶粒长大过程中, 在新晶粒向基体扩展的晶界上不断又有新的 α 相成核并长大。这样, 原来粗大的铸态组织转变成比铸态组织小得多的 $\alpha + \gamma$ 组织。保温后, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金以较快的速度冷却时, 高温 α 相形成亚稳的层片组织, 层片结构的生长机理为台面-台阶-扭折结构。于是 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金粗大的铸态组织就转变成了细小的近层片组织。

2) 热等静压对铸造组织的影响

在热等静压的过程中, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在高温保温时, 由于发生蠕变而使金属原子发生扩散, 随着时间的延长合金缓慢地产生塑性变形, 使合金中的微小孔洞发生弥合, 铸造缺陷也基本消除。

3) 热处理温度对组织的影响与作用机理

比较图 5~7, 可以发现, 当 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在较高的温度 ($> 1\,265$ °C) 下进行热处理时, 其晶团尺寸没有明显变化, 层片间距

粗化,但其形貌发生明显变化,无论是初生块状 γ 相还是共析片状 γ 相均较少,层片组织弱化, α 片粗化,温度越高时,这种趋势越明显。一方面,在加热保温与冷却过程中,由于原子在板条厚度方向扩散作用而使其宽度不断增加;在共析温度以上时, α (α_2) 相的含量要比室温时高,由于 γ 相是 L10 结构,它有 4 个 {111} 密排面, α 相是 D019 结构,只有 (0001) 1 个密排面。在共析温度以上保温时, α 相会从 γ 相的 4 个密排面上析出。这样原来板条状的 γ 晶粒就会进一步被截短。另一方面,层片组织是由 α 相在 1175 °C 发生 $\alpha + \gamma$ 共析转变而得,它们的位向关系为: $\{111\}_\gamma \parallel (0001)_{\alpha_2} \langle 110 \rangle_\gamma \parallel \langle 1120 \rangle_{\alpha_2}$ 。由于 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 只发生有序转变,只需要很小的过冷度和能量,而 γ 相与 α 相的晶体结构完全不同,其长大需较大的过冷度和能量,原子必须进行扩散与迁移以实现形核与长大,层片组织通常也是由一个 α 片与数个 γ 片组成,在相同实验条件下,当冷却速度较大时, γ 相来不及从 α 相中析出,长大亦不充分,从而导致 α 相以块状出现,其体积分数大幅增加^[20]。温度越高时,越接近单相区, γ 相的析出及长大难度越大, α 相的体积分数就越大。由于在该温度下加热及保温时均未超过相转变温度,没有相反应,也没有原子的长大,因此晶团尺寸没有明显变化,但晶团内的层片间距粗化。

当合金的温度超过 α 相转变温度时,合金进入了单相区,不仅会发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 反应,而且 γ 相基本上全部转变为 α 晶粒, α 晶粒还存在合并长大的现象。而 α 晶粒在降温的过程中,又会发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2$, $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变,粗大的 α 晶粒就会转变成粗大的层片组织。合金在 1 280 °C 以下温度进行热处理后,其微观组织基本为近层片组织 ($\alpha_2/\gamma +$ 少量的块状 γ),而合金在 1 295 °C 以上温度进行热处理后,其微观组织为全层片组织(基本未见块状 γ 相)。这说明合金在发生 α 相转变后,其微观组织由近层片组织转变为全层片组织。其原因在于:在 1 295 °C 及以上温度加热时,合金已发生了相转变,其组织转变成了单相 α 合金,在随后的冷却过程中,单相 α 晶粒通过 $\alpha \rightarrow \alpha_2$, $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变全部转变成为层片状组织;而在 1 280 °C 及以下温度加热时,由于加热温度未超过 α 相转变温度,故有部分 γ 相残留,虽然合金在热处理过程中同样会发生 $\alpha \rightarrow \alpha_2$, $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 相变,但其微观组织为 $\gamma + \alpha_2/\gamma$,即近层片组织。

3.5 热处理制度对硼的影响

硼化物在各成分的 TiAl 基合金中均可在晶内

找到,考虑到硼化物在铝合金铸造中通常被用作变质剂细化晶粒,在此,我们推测,硼化物在 TiAl 基合金中通过异质形核剂的作用来细化晶粒。通过我们以前的研究发现,钨能细化晶团,但其含量达到 0.2% 以后,其进一步细化晶团的效果会略有降低。这是由于钨添加到 TiAl 基合金后,钨富集于硼化物,并使硼化物偏聚于晶界,起到阻碍晶团长大的作用。少量的钨即能使这种阻碍晶团长大的作用产生明显的效果,所以当添加 0.2% 的钨时,合金的微观组织明显细化。

4 结论

1) 通过热等静压处理可以有效消除 TiAl 合金铸锭中的残余孔隙,通过 1 250 °C 长时间均匀化能够有效消除枝晶及成分偏析现象。

2) 经过热等静压和均匀化处理之后, Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金的基本形貌为初生 γ 相+ 层片状晶团 (α_2/γ),初生 γ 相为块状等轴晶,有 β 相析出,其形貌为针状或点状、颗粒状。钨、铌等元素也主要分布在析出相及硼化物中,均匀化处理使它们与铸态相比分布更为均匀。析出 β 相主要在晶界、且主要在 α 片的两端析出。经过热等静压和均匀化处理后藤条状的硼化物已细化为针状。

3) Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 1 280 °C 及以下温度进行热处理时,晶团尺寸未有明显长大,加热温度未超过 α 相转变温度线;随着温度的升高,合金的层片状组织越来越不明显,而析出相也越来越少。

4) Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金在 1 295 °C 及以上温度进行热处理时与 1 280 °C 相比,合金的晶团尺寸发生了明显长大,表明在 1 280~1 295 °C 时 Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金会发生相变而进入单相区。Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金发生了 α 相转变后,其微观组织由近层片组织转变为全层片组织。

5) Ti-45Al-7Nb-0.15B-0.4W 合金尽管在不同温度进行热处理时,其 β 相含量不同,但其体积分数随着温度的升高在 α 相转变温度前后均呈降低的趋势。

致谢

美国橡树岭国家实验室 C. T. LIU 博士提供了试样,并对实验结果的讨论提供了宝贵的意见,在

此表示衷心的感谢。

REFERENCES

- [1] Liu C T. Recent advances in ordered intermetallics[J]. Materials Chemistry and Physics, 1995, 42(2): 77 - 86.
- [2] Appel F, Oehring M, Wagner R. Novel design concepts for gamma-base titanium aluminide alloys[J]. Intermetallics, 2000, 8(9-11): 1283 - 1312.
- [3] Gerling R, Bartels A, Clemens H, et al. Structural characterization and tensile properties of a high niobium containing gamma TiAl sheet obtained by powder metallurgical processing[J]. Intermetallics, 2004, 12(3): 275 - 280.
- [4] Hu D. Effect of boron addition on tensile ductility in lamellar TiAl alloys[J]. Intermetallics, 2002, 10(9): 851 - 858.
- [5] Cheng T T. The mechanism of grain refinement in TiAl alloys by boron addition—an alternative hypothesis[J]. Intermetallics, 2000, 8(1): 29 - 37.
- [6] Mizuhara Y, Hashimoto K, Masahashi N. Microstructure and phase stability of TiAl-W ternary alloy[J]. Intermetallics, 2003, 11(8): 807 - 816.
- [7] Yu R, He L L, Cheng Z Y, et al. B₂ precipitates and distribution of W in a Ti-47Al-2W-0.5Si alloy[J]. Intermetallics, 2002, 10(7): 661 - 665.
- [8] Zhang G, Blenkinsop P A, Wise M L H. Phase transformations in HIPped Ti-48Al-2Mn-2Nb powder during heat treatments[J]. Intermetallics, 1996, 4(6): 447 - 455.
- [9] Srivastava D, Chang I T H, Loretto M H. The effect of process parameters and heat treatment on the microstructure of direct laser fabricated TiAl alloy samples[J]. Intermetallics, 2001, 9(12): 1003 - 1013.
- [10] 刘自成, 李书江, 林均品, 等. 热处理工艺对 Ti-46Al-8.5Nb-0.2W 合金层片组织结构参数的影响[J]. 金属热处理学报, 2000, 21(1): 1 - 5.
LIU Zhi-cheng, LI Shu-jiang, LI Jun-ping, et al. The effects of heat treatment processes on lamellar structure parameters of the Ti-46Al-8.5Nb-0.2W alloy[J]. Transactions of Metal Heat Treatment, 2000, 21(1): 1 - 5.
- [11] 郑瑞廷, 张永刚, 陈昌麒. 循环热处理工艺对于双态复相 γ -TiAl 基合金室温拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2002, 31(6): 472 - 475.
ZHENG Rui-ting, ZHANG Yong-gang, CHEN Chang-qi. The effect of circle heat treatment on room temperature mechanical properties of γ -TiAl alloys with duplex microstructure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2002, 31(6): 472 - 475.
- [12] WANG Y, WANG J N, XIA Q F, et al. Microstructure refinement of a TiAl alloy by heat treatment[J]. Mater Sci Eng A, 2000, 293(1-2): 102 - 106.
- [13] WANG J N, XIE K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment[J]. Intermetallics, 2000, 8(5-6): 545 - 548.
- [14] Shida Y, Anada H. Role of W, Mo, Nb and Si on oxidation of TiAl in air at high temperature[J]. Mater Trans, JIM, 1994, 35(9): 623 - 631.
- [15] Larson D J, Liu C T, Miller M K. Tungsten segregation in $\alpha + \gamma$ titanium aluminides[J]. Intermetallics, 1997, 5(7): 497 - 500.
- [16] WANG J N, YANG J, XIA Q F, et al. On the grain size refinement of TiAl alloys by cyclic heat treatment[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 329-331: 118 - 123.
- [17] Prasad U, Xu Q, Chaturvedi M C. Effect of cooling rate and manganese concentration on phase transformation in Ti-45 at.% Al based alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2002, 329-331: 906 - 913.
- [18] Yu R, He L L, Cheng Z Y, et al. B₂ precipitates and distribution of W in a Ti-47Al-2W-0.5Si alloy[J]. Intermetallics, 2002, 10: 661 - 665.
- [19] 郑运荣, 汪小平. TiAl-Cr 合金中的 β_2 相[J]. 中国有色金属学报, 1998, 8(1): 1 - 6.
ZHENG Yun-rong, WANG Xiao-ping. β_2 phase in TiAl-Cr alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1998, 8(1): 1 - 6.
- [20] 李臻熙, 曹春晓. TiAl 合金中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变行为[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 827 - 834.
LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao. $\gamma \rightarrow \alpha$ precipitation transformation in γ -TiAl alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 827 - 834.

(编辑 何学锋)