

特约专栏

TiAl 合金全片层组织的热稳定性研究

李臻熙, 曹春晓

(中国航空工业集团公司北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 研究了 Al 含量、冷却速率和添加硼元素对 TiAl 合金全片层组织在 1 150 °C 的热稳定性的影响。研究表明: Al 含量在 46% ~ 48% (原子分数, 下同) 范围的二元 TiAl 合金的 Al 含量越高, γ 偏析程度越严重, 铸造片层组织的热稳定性越差; Ti-48Al 合金 α 单相区固溶处理后炉冷的粗片层组织的稳定性远远优于空冷的细片层组织, 空冷细片层组织容易在晶界处发生不连续粗化转变, 并且空冷片层晶粒内的魏氏片层 (Lw) 与基体的界面往往与晶界一同成为片层组织发生分解的起始部位; Ti-48Al 合金中添加 0.8% B 因晶界 TiB_2 相的存在能有效抑制细片层组织的晶界不连续粗化, 但 γ 相从 TiB_2 /基体界面和晶界重新形核生长可使片层组织转变为均匀的细晶近 γ 组织。

关键词: TiAl 合金; 全片层组织; 热稳定性; 硼; 不连续粗化

中图分类号: TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2010)03-0006-06

Thermal Stability of Fully Lamellar Microstructures in TiAl Alloy

LI Zhenxi, CAO Chunxiao

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The effects of Al content, continuous cooling rate and boron addition on the thermal stability of fully lamellar (FL) microstructure in TiAl alloys at 1 150 °C were investigated. For the binary TiAl alloys with 46% ~ 48% Al, the richer the Al content is, the heavier the γ dendritic segregation is and the more instable the as-cast FL microstructure is. The thermal stability of coarse lamellar microstructure in Ti-48Al alloy formed after solution treatment in α single phase field by furnace cooling is superior to that of fine lamellar microstructure formed by air cooling. For the fine lamellar microstructure, the lamellae discontinuous coarsening is apt to occur at the grain boundaries and the interfaces between the Widmanstätten lamellar colonies in the grains and the lamellar matrix. Addition 0.8% boron into the Ti-48Al alloy results in that the TiB_2 particles at grain boundaries restrain the lamellae discontinue coarsening effectively. Meanwhile, the new γ grains can nucleate at the TiB_2 /matrix interfaces and grain boundaries, as a result, the fine lamellar microstructure transforms into the homogeneous and fine near γ microstructure after a long time anneal.

Key words: TiAl alloy; fully lamellar microstructure; thermal stability; boron; discontinuous coarsening

1 前言

$\gamma + \alpha_2$ 两相 TiAl 合金的全片层组织具有较高的强度、断裂韧性和优良的抗蠕变性能, 其在高温下的组织稳定性直接影响到合金的高温力学性能^[1-3]。尤其是对于抗蠕变性能, 片层组织在高温和应力作用下发生晶界不连续粗化、晶内片层连续粗化和动态再结晶都将导致蠕变速率显著升高^[4]。因此, 对于最终要使用的 TiAl 合金, 我们希望其全片层组织具有高的热稳定性。但是, 对于铸造 TiAl 合金, 原始铸造片层组织的热稳定性越高则意味着越难以通过热处理细化粗大的片层组

织。因此, 我们需要对全片层组织的热稳定性进行研究, 而影响 TiAl 合金全片层组织热稳定性的因素很多, 包括合金成分、片层厚度、晶界形貌、片层界面结构、 γ 和 α_2 相的成分与体积分数、弥散析出相等^[5-9]。已有研究表明^[10], 添加 0.8% (原子分数) B 对 TiAl 合金铸造片层组织有显著的细化作用, 但对片层组织稳定性的影响及其在热处理细化组织过程中的作用目前还知之甚少。因此, 为了探索能够有效细化铸造 TiAl 合金组织的热处理工艺, 研究了 Al 含量、冷却速率和添加 B 元素对 TiAl 合金全片层组织在 1 150 °C 的热稳定性的影响。

2 实验方法

采用真空非自耗电弧熔炼法熔炼 Ti-46Al, Ti-47Al,

收稿日期: 2009-11-30

通信作者: 李臻熙, 男, 1973 年生, 博士, 高级工程师

Ti-48Al 和 Ti-48Al + 0.8% (原子分数) B 4 种合金。金相试样采用 Kroll 试剂腐蚀, 在 NEOPHOT-21 显微镜下观察。能谱分析在 JSM-5600LV 扫描电镜下进行。TEM 试样采用电解双喷法制备, 电解液为 6% 高氯酸 + 35% 正丁醇 + 59% 甲醇, 在 JEM-200CX 型透射电子显微镜上观察微观组织。

3 实验结果

3.1 Al 含量对铸造片层组织稳定性的影响

图(1a, 1b)和图 1c 所示分别为 Ti-48Al, Ti-47Al 和 Ti-46Al 合金铸造片层组织。Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金的铸造组织呈现明显的枝晶形貌特征, 而 Ti-46Al 合金铸造组织的枝晶形貌不显著。图 1a 和图 1b 中的箭头标示了枝晶主干和旁枝的生长方向。图中白色区域为 γ 偏析区, 随着 Al 含量的降低, γ 偏析区的体积分数逐渐减少。3 种合金

枝晶干与枝晶间平均 Al 含量的 EDS 分析结果见表 1。随着 Al 含量的降低, 枝晶干与枝晶间的 Al 含量的差别逐渐减小, 即枝晶偏析程度逐渐减弱。Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金的枝晶间区域 Al 含量明显高于枝晶干, 表明这 2 种合金存在严重的枝晶偏析。相比较而言, Ti-46Al 合金的枝晶偏析不太严重。图 2 所示为 Ti-48Al, Ti-47Al 和 Ti-46Al 合金经 1 150 °C 退火处理后的组织。Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金的铸造片层组织很不稳定, 经 1 150 °C/4 h 退火后就有大量的 γ 晶粒析出(图 2a, 2c), 图 2a 中部分 γ 晶粒的形貌还呈现出残余的枝晶特征, 表明 γ 晶粒首先从枝晶间的 γ 偏析区析出并长大; 当退火时间延长至 24 h, Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金铸造片层组织转变为近 γ 组织(图 2b, 2d); 而 Ti-46Al 合金的铸造片层组织却很稳定, 1 150 °C/48 h 退火后的片层组织仍未发生分解, 只有极少量的 γ 晶粒析出(见图 2e 中的箭头所指)。

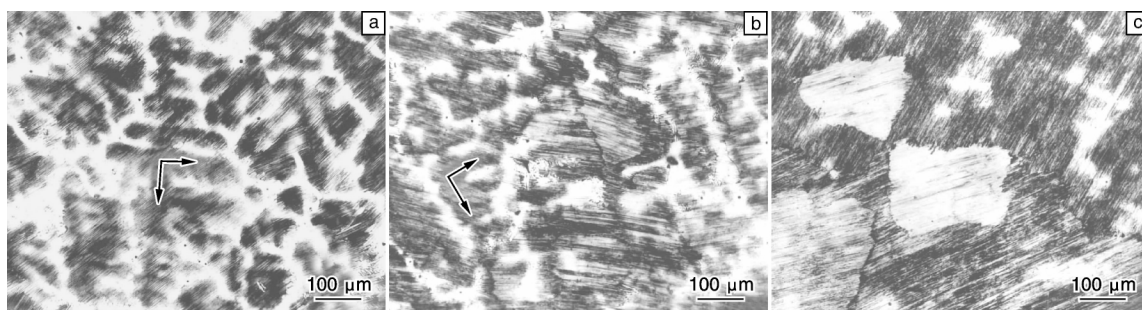


图 1 Ti-48Al, Ti-47Al 和 Ti-46Al 合金原始铸造片层组织形貌

Fig. 1 Optical images of as-cast microstructures of Ti-48Al (a), Ti-47Al (b), and Ti-46Al (c) alloys

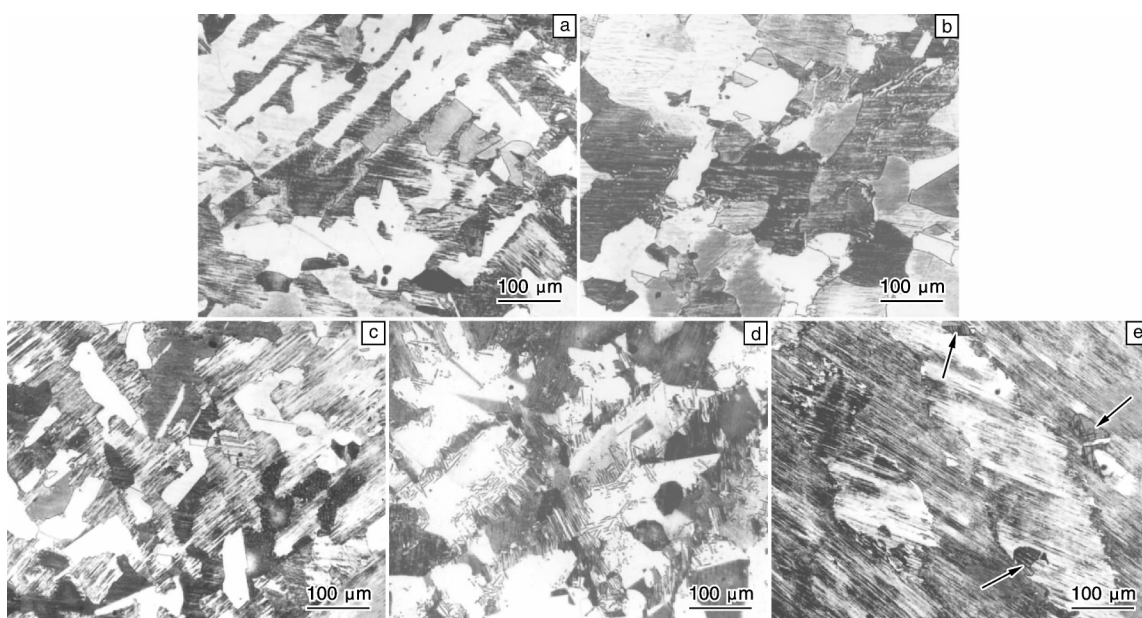


图 2 Ti-48Al, Ti-47Al 和 Ti-46Al 合金 1 150 °C 退火后的组织

Fig. 2 Optical images of microstructures of the Ti-48Al, Ti-47Al and Ti-46Al alloys annealed at 1 150 °C: (a) Ti-48Al, 1 150 °C/4 h/AC, (b) Ti-48Al, 1 150 °C/24 h/AC, (c) Ti-47Al, 1 150 °C/4 h/AC, (d) Ti-47Al, 1 150 °C/24 h/AC, and (e) Ti-46Al, 1 150 °C/48 h/AC

表 1 枝晶干与枝晶间平均 Al 含量的 EDS 分析结果 ($\alpha/\%$)Table 1 EDS analysis results of average Al contents in dendritcal arms and interdendrite areas ($\alpha/\%$)

	Ti-48Al		Ti-47Al		Ti-46Al	
	Dendritcal arms	Interdendrite areas	Dendritcal arms	Interdendrite areas	Dendritcal arms	Interdendrite areas
Average Al contents	45.06	50.50	45.69	49.83	45.60	47.05

3.2 冷却速率对片层组织稳定性的影响

以 Ti-48Al 合金为研究对象, 比较了空冷和炉冷 2 种冷速下获得的全片层组织在 1 150 $^{\circ}\text{C}$ 退火时的组织稳定性。图 3a 和图 3b 所示分别为 Ti-48Al 合金 ($T_{\alpha} \approx 1\ 380\ ^{\circ}\text{C}$) 在 1 400 $^{\circ}\text{C}$ 的 α 单相区固溶处理 1 h 后空冷和炉冷得到的全片层组织晶界形貌。空冷组织的晶界光滑平直, 而炉冷组织的晶界则因片层相互生长进入毗邻晶粒内而呈不规则的锯齿状形貌。空冷组织中存在许多与基体片层位向不同的魏氏片层束 (L_w), 而炉冷组织中则没有。空冷和炉冷组织的片层晶粒平均直径均为 2 000 μm , TEM 下测定的平均片层厚度分别为 0.2 μm 和 0.7 μm 。

空冷和炉冷的全片层组织经 1 150 $^{\circ}\text{C}$ 不同时间退火后的组织形貌见图 4。空冷的细片层组织晶界处发生了不连续粗化转变 (DC), 随退火时间延长, DC 胞的长度增加, 体积分数也增加, 当退火时间达到 24 h 后, 原始细片层组织转变为近 γ 组织, 在图 2c 中可观察到因不连续粗化而形成的拉长的 γ 晶粒。而炉冷的粗片层组织即使经过 48 h 长时间退火 (图 2d), 片层结构仍很完整, 晶界处未发生不连续粗化, 只是晶界两侧片层进一步相向生长进入毗邻晶粒内而使晶界形貌更不规则, 此外, 部分晶界处有少量等轴 γ 晶粒生成。这表明炉冷粗片层组织的热稳定性远远优于空冷细片层组织。

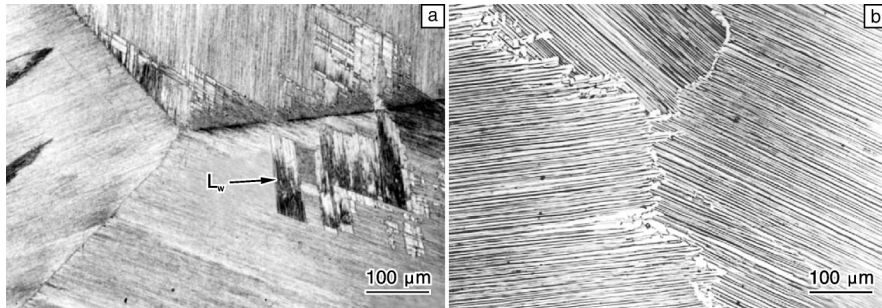
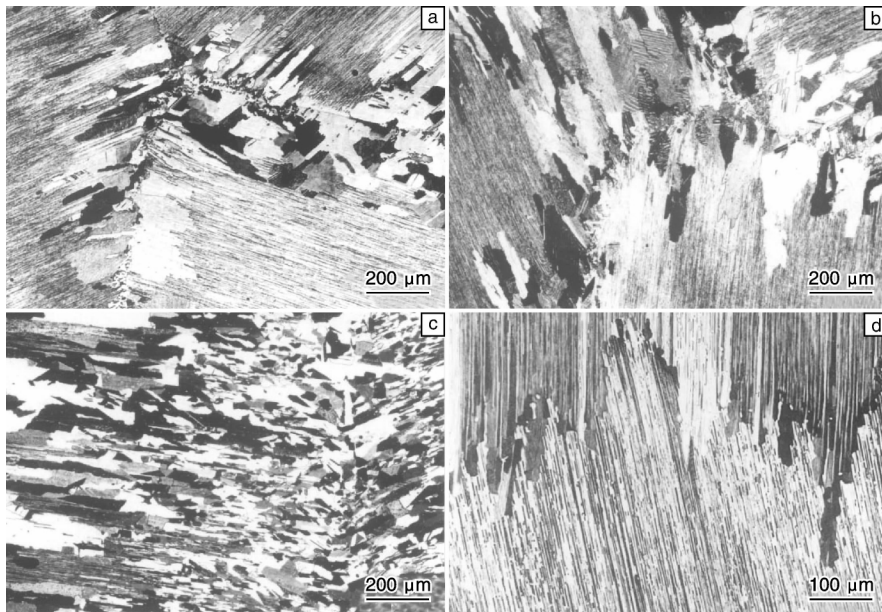
图 3 Ti-48Al 合金 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h 固溶处理后空冷 (a) 和炉冷 (b) 全片层组织Fig. 3 Optical images of fully lamellar microstructure of Ti-48Al alloy after 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h solution treatment followed by (a) air cooling and (b) furnace cooling图 4 空冷和炉冷的全片层组织 1 150 $^{\circ}\text{C}$ 退火后的组织形貌Fig. 4 Optical images of lamellar microstructures annealed at 1 150 $^{\circ}\text{C}$: (a) 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h/AC \rightarrow 1 150 $^{\circ}\text{C}$ /4 h/AC, (b) 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h/AC \rightarrow 1 150 $^{\circ}\text{C}$ /16 h/AC, (c) 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h/AC \rightarrow 1 150 $^{\circ}\text{C}$ /24 h/AC, and (d) 1 400 $^{\circ}\text{C}$ /1 h/FC \rightarrow 1 150 $^{\circ}\text{C}$ /48 h/FC

图5所示为空冷细片层组织经1 150 °C/4 h/AC退火后晶界不连续粗化组织的高倍形貌。DC胞沿晶界析出并向晶粒B内部生长。DC胞内的白色基体为 γ 相,大部分片状 α_2 相沿特定方位整齐排列,其方向与其生长进入的B晶粒内的初生片层方向不同,但却平行于晶界另一侧A晶粒内的初生片层方向。特别需要指出的是,除了晶界外,在A晶粒内部与基体片层方向不同的魏氏片层束(Lw)也发生了粗化,而且粗化后的片层方向也与A晶粒的基体片层方向平行。

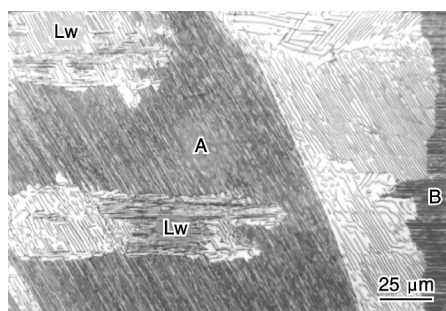


图5 不连续粗化组织形貌(1 400 °C/1 h/AC→1 150 °C/4 h/AC)

Fig. 5 Optical image of discontinue coarsening microstructure

3.3 硼对片层组织稳定性的影响

图6所示为Ti-48Al+0.8% (原子分数,下同)B合金经1 400 °C/1 h/AC固溶处理后在1 150 °C退火后的组织。合金中加入B可生成细长的带状 TiB_2 相^[11],在 α 单相区固溶处理时,它能有效钉扎 α 晶界,阻碍 α 晶粒发生等轴化,晶界硼化物的存在改变了晶界形貌,使片层组织晶界不规则(图6a)。比较图6a和图4a发现,含硼合金的晶界处未发生不连续粗化,只是沿晶界析出了许多白色的 γ 相,而且在晶内的 TiB_2 /基体界面上也析出了白色的块状 γ 相(如箭头所指)。经1 150 °C/24 h退火后,片层组织转变为均匀的细晶等轴近 γ 组织(图6b),平均晶粒直径为30 μm 。而图4c中Ti-48Al合金近 γ 组织晶粒尺寸很不均匀,因晶界不连续粗化转变而形成的

γ 晶粒呈拉长的块状形貌,有的长度可达500 μm 。

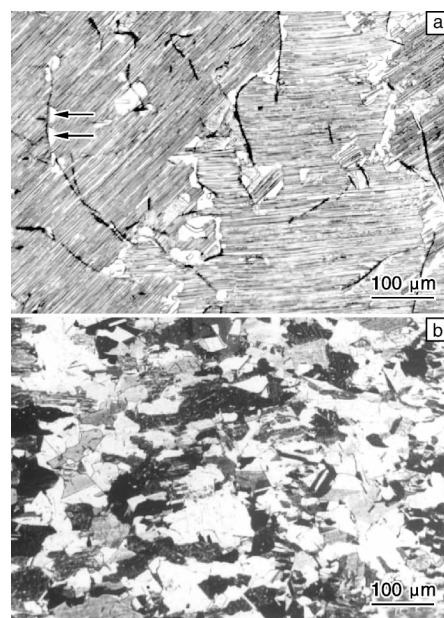


图6 Ti-48Al+0.8% B合金空冷片层组织经1 150 °C退火后的组织形貌

Fig. 6 Optical images of lamellar microstructure of Ti-48Al + 0.8% B alloy annealed at 1 150 °C: (a) 1 400 °C/1 h/AC→1 150 °C/4 h/AC and (b) 1 400 °C/1 h/AC→1 150 °C/24 h/AC

与Ti-48Al合金相比,Ti-48Al+0.8% B合金空冷片层组织一个重要特征是片层晶粒内没有魏氏片层束(Lw)形成,因此不会发生图5所示的晶内不连续粗化。但是在Ti-48Al+0.8% B合金的片层晶粒却有许多细长的带状 TiB_2 相,而这些 TiB_2 相与基体之间的界面可成为 γ 相析出的形核位置。图7a所示为空冷片层组织在1 150 °C/4 h/AC处理后 γ 晶粒沿 TiB_2 /基体界面上析出的TEM形貌像。图7b和图7c分别为 γ 晶粒和片层基体的选区电子衍射花样。分析表明,析出的 γ 晶粒与基体片层之间没有位向关系,它们是从 TiB_2 /基体界面上重新形核生长的新的 γ 晶粒。

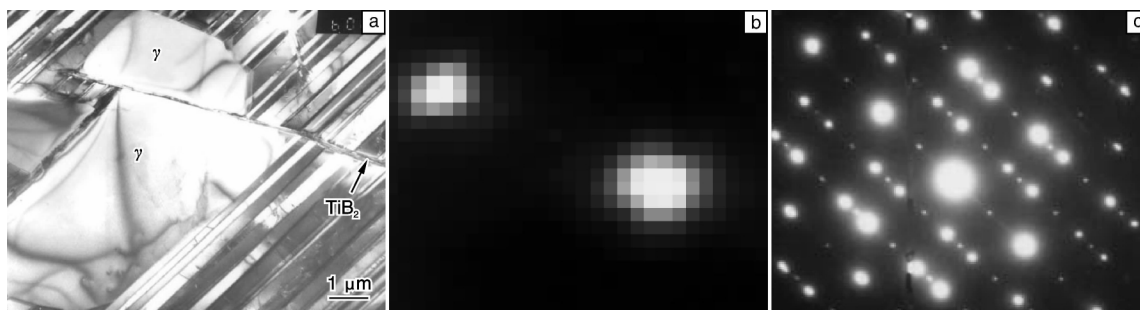
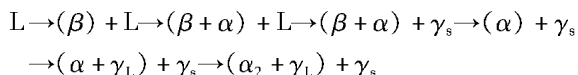


图7 γ 相从 TiB_2 /基体界面上析出的TEM形貌像(a), γ 晶粒SAD(b)和片层基体SAD(c)

Fig. 7 TEM micrograph of γ grains precipitate at TiB_2 /matrix interface (a), (b)SAD of γ grains, and (c) SAD of lamellae matrix

4 分析与讨论

根据 Ti-Al 二元相图分析, Al 含量在 46% ~ 48% 范围内的二元 TiAl 基合金从液相中凝固的初生相为 β 相, 其整个凝固过程的顺序为^[12-13]:



其中 γ_s 为枝晶偏析产生的 γ 相, γ_L 为 $\alpha \rightarrow \alpha_2 + \gamma$ 固态相变产生的片状 γ 相。由于 Ti-Al 二元相图的液-固相线间存在着双包晶反应: $L + \beta \rightarrow \alpha$ 和 $L + \alpha \rightarrow \gamma$, 当 $L + \beta \rightarrow \alpha$ 包晶转变结束后, 存在于枝晶间因枝晶偏析而富 Al 的液相, 将与 α 相通过 $L + \alpha \rightarrow \gamma$ 包晶反应转变为 γ 相, 这些因枝晶偏析产生的 γ 相, 在随后的冷却过程中不发生固态转变而保留了下来。凝固后的 β 枝晶首先通过 $L + \beta \rightarrow \alpha$ 包晶反应而转变为 α 相, 并在随后的冷却过程中转变为 $\alpha_2 + \gamma$ 两相片层组织。显然, 合金的 Al 含量越高, 成分越靠近 γ 单相区, 凝固过程中的 γ 偏析程度越严重。

由于 Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金铸造组织中存在大量富 Al 的 γ 偏析区, 在 1 150 °C 退火时, γ 晶粒首先从富 Al 的 γ 偏析区内析出并长大。根据杠杆定理从 Ti-Al 二元相图上可粗略估算出 Ti-48Al, Ti-47Al 和 Ti-46Al 合金在 1 150 °C 平衡时 γ 相的原子百分数, 分别约为 90%, 80% 和 65%。因此, 随着退火进程的延续, 铸造 Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金的由 γ 和 α_2 两相组成的片层组织体积分数逐渐减少, γ 晶粒的体积分数逐渐增加, 并最终转变为近 γ 组织。Ti-46Al 合金因枝晶偏析程度较小, 而且 1 150 °C 平衡时 γ 相原子百分数较低, 与 Ti-48Al 和 Ti-47Al 合金相比, 其铸造片层组织在 1 150 °C 退火时发生分解的化学驱动力较小, 因而组织比较稳定不易析出 γ 晶粒。因此, 从细晶热处理的角度考虑, 铸造 TiAl 合金的 Al 含量应控制在 47% ~ 48% 范围内较适宜。

片层组织有 2 种粗化方式, 连续粗化 (Continuous Coarsening, CC) 和不连续粗化 (DC)。连续粗化是由体扩散控制, 通过界面上的缺陷 (如台阶、界面曲率等) 迁移来实现片层的粗化; 而不连续粗化则是由界面扩散控制, 通过晶界迁移使高密度界面的细片层组织转变为粗片层组织^[14-15]。前者的相变驱动力为体自由能的降低, 后者的相变驱动力主要为界面自由能差。TiAl 基合金片层组织中的 γ 和 α_2 相之间存在 $\{111\}_\gamma // (0001)_{\alpha_2}$, $\langle 1\bar{1}0 \rangle_\gamma // \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2}$ 的位向关系, 由于 $\{111\}_\gamma // (0001)_{\alpha_2}$ 共格平直界面的存在, 没有界面曲率缺陷来促进体扩散控制的连续粗化, 因此由 γ 和 α_2 片层端部构成的晶界的稳定性成为决定片层组织稳定性的关键因素。Living-

ston 和 Cahn^[15] 导出了晶界不连续粗化的界面迁移速率公式, 它与由体扩散控制的界面缺陷的迁移速率之比 $V_{DC}/V_{CC} \propto D_b \delta / D \lambda_1$, D 为体扩散系数, D_b 为界面扩散系数, δ 为 DC 区界面厚度, λ_1 为初生片层厚度。显然, λ_1 值越小, 片层越细, 界面能越高, 不连续粗化转变趋势越显著。从 Ti-Al 相图分析, 由于 Ti-48Al 合金在 1 150 °C 时的平衡组织为近 γ 组织 (γ 相约占 90%), 而且 γ 和 α 两相平衡化学成分 ($C_\gamma \approx 49.5\% \text{ Al}$, $C_\alpha \approx 41\% \text{ Al}$) 差别很大, 因此除了界面能以外, 化学自由能也对组织转变起十分重要的作用。冷速越快, 原子扩散越不充分, γ 和 α 两相化学成分偏离平衡成分越远, 向平衡组织转变的化学自由能就越高。所以, 空冷细片层组织总的粗化驱动力高于炉冷粗片层组织, 而且片层越厚, 溶质原子在片层间的扩散距离越长, 溶质原子实现平衡分配越困难。此外, 炉冷粗片层组织的锯齿形互锁晶界与空冷细片层组织的平直晶界相比, 更不利于晶界迁移。因此, 炉冷的粗片层组织的稳定性远远高于空冷的细片层组织。

图 3a 显示空冷片层组织中的魏氏片层束 (Lw) 与基体之间的位向差很大, 虽然目前有关 Lw 的形成机理还没有定论, 但可以肯定的是 Lw 与基体之间的界面结构应类似于大角度晶界, 因此, Lw/基体界面必然与晶界一同成为细片层组织发生失稳分解的起始部位。如图 5 所示, 由于基体片层被 Lw 隔断, Lw/基体界面成为原子迁移的扩散通道, 从而导致 Lw 发生了不连续粗化。因此, 空冷片层组织中魏氏片层束的存在会降低片层组织的稳定性。

因不连续粗化是通过晶界迁移实现的, 因此晶界第二相粒子的存在可以钉扎晶界, 阻碍其迁移, 从而可以抑制晶界不连续粗化的发生。Ti-48Al 合金中加入 0.8% B 生成大量细长的带状 TiB_2 相, 如图 6a 所示, 晶界硼化物的存在有效地防止了不连续粗化转变的发生。由于冷速较快, 空冷片层组织中的 γ 和 α_2 两相的化学成分和体积分数远远偏离 1 150 °C 的两相平衡成分和体积分数。因此, 1 150 °C 退火时, 受化学自由能的驱动, Ti, Al 原子将通过体扩散来实现重新分布, 但因晶内 $\{111\}_\gamma // (0001)_{\alpha_2}$ 共格界面的存在, 原子很难直接扩散通过 α_2/γ 界面, 所以晶界就成为了原子扩散的主要通道。同时, 因 TiB_2 相与基体之间没有共格位向关系^[11], TiB_2 /基体界面也可以成为原子扩散的通道, 而与晶界一道成为 γ 相形核与生长的部位, 见图 7 所示。图 8 所示为 Ti-48Al-0.8% B 合金空冷片层组织在 1 150 °C 退火过程中析出的 γ 晶粒的体积分数随退火时间的变化。该图显示 γ 晶粒在 1 150 °C 退火析出的恒温转变曲线呈

“S”形,这种形状的恒温转变曲线是体扩散控制的形核-长大过程的标志性特征,表明 γ 晶粒沿 TiB_2 /基体界面和晶界析出转变是一个受体扩散控制的形核与长大的过程。

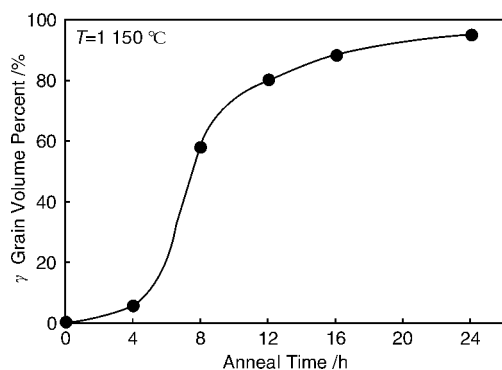


图8 Ti-48Al-0.8% B合金空冷片层组织在1150 °C退火析出的 γ 晶粒体积分数随退火时间的变化

Fig. 8 Variation in volume percent of precipitated γ grains in air-cooling lamellar microstructure of Ti-48Al-0.8% B alloy with anneal time at 1150 °C

由于大量的带状 TiB_2 相的存在, TiB_2 /基体界面和晶界为 γ 相析出提供了大量的形核部位,从而可以获得由均匀细小的等轴 γ 晶粒构成的近 γ 组织(图6b)。而Ti-48Al合金因晶界不连续粗化得到的是带有拉长的粗大 γ 晶粒的不均匀的近 γ 组织(图4b)。因此,添加0.8% B不仅能够细化铸造片层组织,而且对于通过热处理细化组织也是有利的。

5 结论

(1) Al含量在46%~48%范围内的二元TiAl合金,Al含量越高, γ 枝晶偏析程度越严重,铸造片层组织在1150 °C的热稳定性越差。

(2) Ti-48Al合金从 α 单相区炉冷的粗片层组织在1150 °C时效时的组织稳定性远远优于空冷的细片层组织。空冷片层组织退火时晶界首先发生不连续粗化转变,而后随时效时间的延长,最终转变为近 γ 组织。空冷片层组织中魏氏片层束(Lw)的存在降低了片层组织的稳定性,Lw/基体界面与晶界类似,是片层组织发生不连续粗化的起始部位。

(3) Ti-48Al+0.8% B合金空冷片层组织在1150 °C退火时,晶界 TiB_2 相能有效阻止晶界迁移,抑制不连续粗化转变的发生,但晶界和 TiB_2 /基体界面为原子扩散提供了扩散通道,新的 γ 晶粒可从上述位置形核生长,最终可获得均匀的细晶近 γ 组织。

参考文献 References

- [1] Kim Y W. Effects of Microstructure on the Deformation and Fracture of γ -TiAl Alloys[J]. *Mater Sci Eng*, 1995, 192/193A: 519-533.
- [2] Kim Y W, Dimiduk M. Designing Gamma TiAl Alloys; Fundamentals, Strategy and Production [C]//*Structure Intermetallics* 1997. Warrendale: TMS, 1997: 531-543.
- [3] Michael Oehring, Uwe Lorenz, Fritz Apple, et al. Microstructure and Mechanical Properties of a Boron Containing Gamma Titanium Aluminide Alloy in Different Hot Working Stages[C]//*Structure Intermetallics* 2001. Warrendale: TMS, 2001: 97-106.
- [4] Maruyama K, Kim Hee Y, Luzzi D E. Optimization of Microstructural Variables for Creep Resistance and Yield Strength in Fully-Lamellar TiAl Alloys [C]//*Structure Intermetallics* 2001. Wyoming: TMS, 2001: 46-55.
- [5] Ramanujan R V, Maziasz P J, Liu C T. The Thermal Stability of the Microstructure of γ -Based Titanium Aluminides[J]. *Acta Mater*, 1996, 44(7): 2611-2642.
- [6] Mitao S, Bendersky L A. Coarsening Behavior of Lamellar Structure in Ti-(40-47)Al(at%) Alloy [C]//*Gamma Titanium Aluminides*. Warrendale: TMS, 1995: 181-188.
- [7] Shong D S, Kim Y W. Discontinuous Coarsening of High Perfection Lamellae in Titanium Aluminides[J]. *Scripta Metall*, 1989, 23(2): 257-261.
- [8] Mitao S, Bendersky L A. Morphology and Growth Kinetics of Discontinuous Coarsening in Fully Lamellar Ti-44Al Alloy[J]. *Acta Mater*, 1997, 45(11): 4475-4489.
- [9] Qin G W, Wang J, Hao S M. Discontinuous Coarsening of Primary α_2/γ Lamellae at Colony Boundaries in γ -TiAl Based Alloys [J]. *Intermetallics*, 1999, 7(1): 1-4.
- [10] Li Zhenxi(李臻熙), Cao Chunxiao(曹春晓). 微量元素B对Ti-48Al合金组织细化的影响[J]. *Journal of Materials Engineering(材料工程)*, 2000, (3): 17-21.
- [11] Li Zhenxi, Cao Chunxiao. Boride Morphologies in Ti-48Al + B Alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2000, 10(4): 456-459.
- [12] Huang S C, Siemers P A. Characterization of the High-Temperature Phase Fields near Stoichiometric γ -TiAl[J]. *Metall Trans*, 1989, 20A(10): 1899-1906.
- [13] Kattner U R, Lin J C, Chang Y A. Thermodynamic Assessment and Calculation of Ti-Al System[J]. *Metall Trans*, 1992, 23A(8): 2081-2090.
- [14] Cline H E. Shape Instabilities of Eutectic Composites at Elevated Temperatures[J]. *Acta Metall*, 1971, 19(6): 481-485.
- [15] Livingston J D, Cahn J W. Discontinuous Coarsening of Aligned Eutectoids[J]. *Acta Metall*, 1974, 22(4): 495-503.