

文章编号: 1004-0609(2003)04-0827-08

TiAl 合金中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变行为^①

李臻熙, 曹春晓

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要: 研究了 Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变, 分析了 α 析出相的生长形态、晶体学特征、生长动力学及 α/γ 相界面结构。结果显示 α 相从 γ 相中析出有两种方式: 一种是从 γ 晶粒内沿 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面以片状形貌析出, 且 α 相与 γ 基体保持共格位向关系; 另一种则是在 γ 晶界上通过不连续析出转变, 以不规则的块状形貌析出, 并向着晶界一侧与之无位向关系的 γ 晶粒内生长。添加 0.8% (摩尔分数) B 能显著降低 γ 晶粒内片状 α 析出相的形核率, 并抑制 α 相生长。HREM 分析表明: 片状 α 相是在 γ 相的堆垛层错上形核, 并通过“台阶-凸起-扭折”机制生长; α/γ 相界面上复杂层错的存在及台阶形核率低是片状 α 相沿厚度方向生长缓慢的主要原因。

关键词: TiAl 合金; 相变; 形核与生长; 晶体位向; 相界面

中图分类号: TG 146

文献标识码: A

γ -TiAl 基合金的力学性能与其组织类型密切相关^[1], 因而开展其相变机理的研究对于揭示组织与力学性能之间的关系具有十分重要的意义。早期对 TiAl 合金相变机理的研究大多集中在连续冷却过程中的 $\alpha \rightarrow \gamma + \alpha_2$ 转变, 随着冷却速率的提高可获得全片层组织、魏氏组织、羽毛状组织和块状转变组织^[2,3]。然而对于 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的逆转变 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, 目前研究却很少。鉴于 γ 和 α 两相间存在 $\{111\}_{\gamma} \parallel (0001)_{\alpha}$, $\langle 110 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 1120 \rangle_{\alpha}$ 位向关系, α 相可以从 γ 相的 4 个等价的 $\{111\}$ 晶面析出, 从而可形成类似于普通 $\alpha + \beta$ 两相钛合金的“网篮”组织。我们的研究发现: 通过合理的组织控制, 网篮组织具有良好匹配的强度、塑性和蠕变抗力。利用 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变能有效细化 TiAl 合金的铸造组织, 从而改善铸造 TiAl 合金的室温塑性^[4,5]。为了能有效利用 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变进行 TiAl 合金组织控制, 本文作者对 Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B (摩尔分数) 合金中的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变行为进行了研究, 分析了 α 析出相的生长形态、生长动力学、晶体学特征及 α_2/γ 相界面结构, 并探讨了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变机理。

1 实验

研究用材料为 4 次真空非自耗电弧熔炼的 Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B (摩尔分数%) 合金。两种合金

的试样分别进行 1 150 °C, 48 h, AC 和 1 400 °C, 5 min, AC $\rightarrow$ 1 150 °C, 48 h, AC 均匀化处理, 以获得均匀的等轴近 γ 组织, 而后再将试样加热到 1 300 °C 保温不同时间并水淬。金相试样经砂纸粗磨后进行电解抛光, 腐蚀剂采用 Kroll 试剂。在 JEM-200CX 透射电镜下观察和分析 α 析出相的晶体学特征, 高分辨电子显微像在 JEM-2010F 场发射电子显微镜下拍摄。TEM 试样制备过程为: 用电火花切割 0.2 mm 厚的薄片, 机械减薄至 0.05 mm, 而后采用电解双喷减薄法制备薄膜试样。减薄液为: 59% 甲醇+ 35% 正丁醇+ 6% 高氯酸, 在 -30 °C, 35 V 条件下制备。

2 结果与分析

2.1 α 析出相形态

Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金试样经均匀化处理, 得到等轴近 γ 组织, 晶粒平均直径分别为 90 μm 和 35 μm , 残余 α_2 相含量低于 5% (体积分数)。而后再将近 γ 组织的试样加热至 1 300 °C 保温不同时间, 使 α 相从过饱和的 γ 相中析出, 冷却方式采用水淬, 以免 α 析出相在冷却过程中发生分解而影响随后的分析。

图 1(a), (c), (e) 和 (b), (d), (f) 所示分别为 Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金近 γ 组织在 1 300 °C

① 收稿日期: 2003-01-08; 修订日期: 2003-04-18

作者简介: 李臻熙 (1973-) 男, 博士。

通讯联系人: 李臻熙, 博士; 北京 81 信箱 15 分箱, 100095; 电话: 010-62458116; E-mail: zhenxi.li@biam.ac.cn

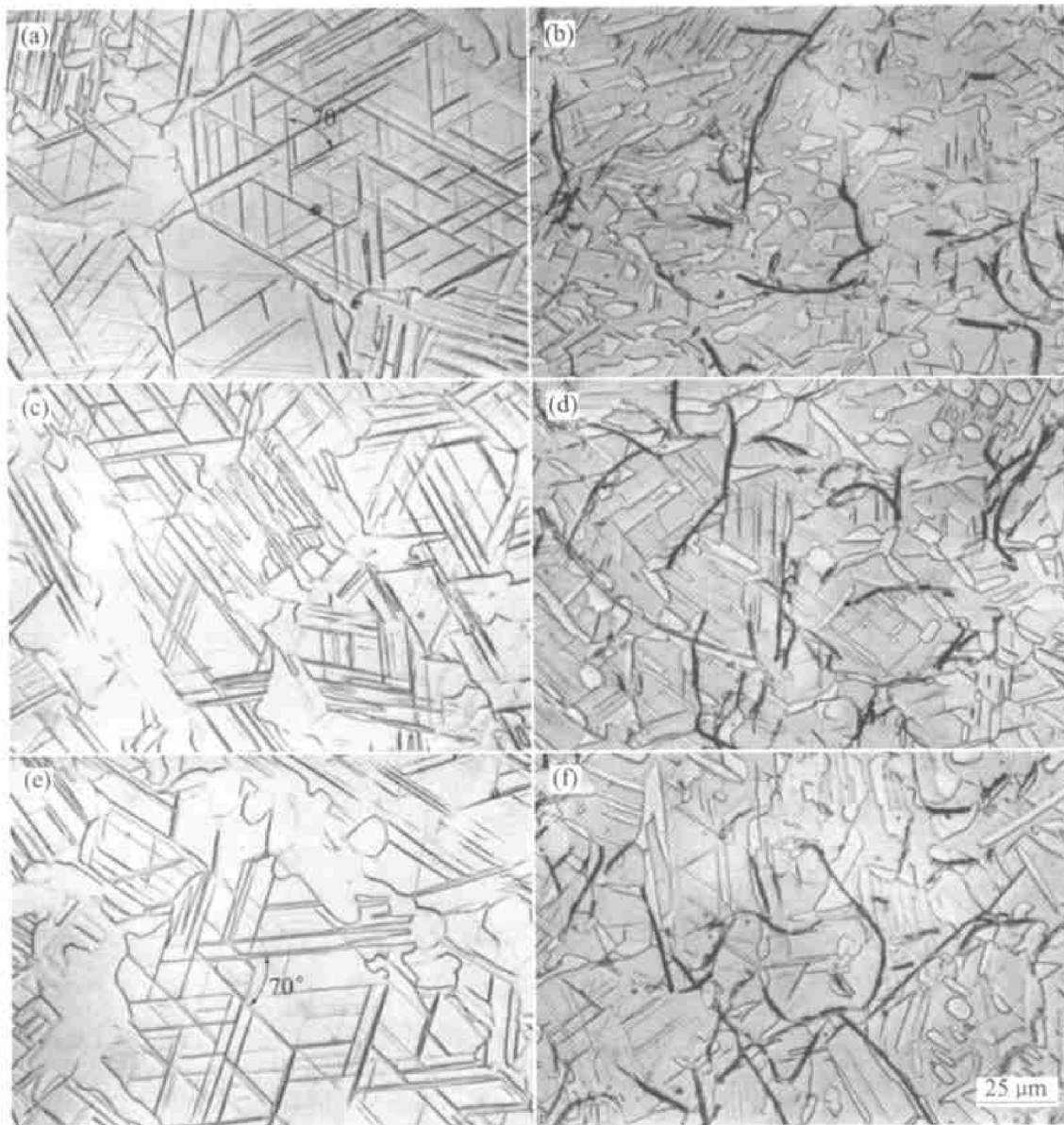


图 1 Ti-48Al((a), (c), (e)) 和 Ti-48Al-0.8B((b), (d), (f)) 合金均匀化处理后在 1 300 °C 保温并水淬后的组织

Fig. 1 Microstructures of Ti-48Al((a), (c), (e)) and Ti-48Al-0.8B((b), (d), (f)) alloys

homogenized at 1 150 °C, then holden at 1 300 °C and quenched by water
(a), (b) — 1 300 °C, 5 min, WQ; (c), (d) — 1 300 °C, 1 h, WQ; (e), (f) — 1 300 °C, 4 h, WQ

保温 5 min, 1 h 和 4 h 后水淬组织的金相照片。由于 α 相在水淬过程中只发生了 $\alpha \rightarrow \alpha_2$ 有序化转变, 图 1 中 α_2 相的形貌实际上就反映了高温 α 析出相的形貌(为表述方便, 文中均以 α_2 相来描述 α 相的析出行为)。图中可看出 α_2 析出相有两种形态: 一种为从晶界析出的不规则的块状; 另一种为从晶内沿特定的 3, 4 个位向析出的细长的片状, 不同位向的 α_2 片之间的夹角大多在 70° 左右(见图中的标注)。

图 1(a) 显示 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变进行得很快, 在 1 300 °C 保温 5 min 就在 γ 晶界和晶内析出了大量 α 相, 而且 α_2 片的密度很高, 达 3×10^9 片/ m^2 , 该值与 Ramanujan^[6] 测量的 Ti-50.5Al 和 Ti-50Al-0.71Si 合

金中 α_2 析出片密度的数量级相同。 α_2 片沿长度方向生长非常迅速, 保温 5 min 后, 就达到最大值, 其平均长度为 40 μm , 平均厚度为 0.4 μm 。 α_2 片的长度主要取决于 γ 晶粒直径和沿不同位向生长的 α_2 片之间的交互作用。当保温时间延长至 1 h 后, 从晶界析出的不规则块状 α_2 相的体积分数显著增加, 而从晶内析出的片状 α_2 相的密度未发生明显变化, TEM 下测得的 α_2 片的平均厚度为 0.52 μm , 表明 α_2 片的增厚十分缓慢。当保温时间由 1 h 延长至 4 h, α_2 相体积分数没有明显增加。

Ti-48Al-0.8B 合金在 1 300 °C 保温 5 min, 1 h 和 4 h 并水淬后的组织(图 1(b), (d), (f) 中黑色带状物为 TiB_2 相)与 Ti-48Al 合金的组织比较有明显的

差别: 首先, Ti-48Al-0.8B 合金的组织中从 γ 晶内析出的片状 α_2 相的密度远远低于 Ti-48Al 合金; 其次, Ti-48Al-0.8B 合金的组织中从 γ 晶界析出的块状 α_2 相数量明显比 Ti-48Al 合金的多, 但块状 α_2 相的尺寸却更小。这表明元素 B 能显著降低片状 α 相从 γ 晶粒内析出的形核率, 并能抑制 α 相生长。从晶界析出的块状 α_2 的数量较多是因为 Ti-48Al-0.8B 合金均匀化处理后的近 γ 组织晶粒更细小, 单位体积内的晶界面积更大, 块状 α 相形核部位增多而引起的。

Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金 α_2 相体积分数随保温时间的变化如图 2 所示。在相同的保温时间下, Ti-48Al-0.8B 合金 α_2 相体积分数比 Ti-48Al 合金低 8% ~ 15%。这主要是因为 Ti-48Al-0.8B 合金中的 α 相从 γ 晶内析出的形核率低, 生长更困难而导致的。图 2 显示, 保温仅 5 min, Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金中的 α_2 相含量就分别达到了 41% 和 33%, 表明 $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变进行得非常迅速, 很可能在升温过程中就已经有大量的 α 相析出。当保温时间延长至 4 h, Ti-48Al 合金的 α_2 相含量增加到了 54%, 而 Ti-48Al-0.8B 合金中的 α_2 相含量仅增加到了 39%, 增长十分缓慢。

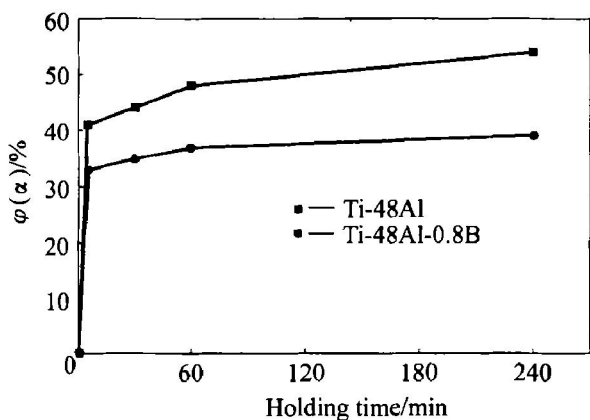


图 2 Ti-48Al 和 Ti-48Al-0.8B 合金 α 析出相体积分数 $\varphi(\alpha)$ 在 1 300 °C 下随保温时间的变化

Fig. 2 Volume fraction of α phase precipitated from γ matrix in Ti-48Al and Ti-48Al-0.8B alloys versus holding time at 1 300 °C

2.2 α 析出相的晶体学特征

图 3(a) 所示为 Ti-48Al 合金在 1 300 °C 保温 5 min 并水淬后从 γ 晶粒内析出的片状 $\alpha(\alpha_2)$ 相的 TEM 形貌; 图 3(b), (c) 所示为 α_2 片 A, B 与 γ 基体的 SAD 花样。可见: 晶内析出的片状 $\alpha(\alpha_2)$ 相与基体 γ 相之间仍保持 $(0001)_{\alpha_2} \parallel \{111\}_{\gamma}$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_{\alpha_2} \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_{\gamma}$ 共格位向关系, A, B 两组 α_2 片分别沿着

γ 相的 $(11\bar{1})_{\gamma}$ 和 $(111)_{\gamma}$ 晶面析出。由于 $\alpha(\alpha_2)$ 片沿 γ 相的 $\{111\}_{\gamma}$ 面析出, 而 $\{111\}_{\gamma}$ 之间的夹角为 70.5° , 因此在图 1 中经常可观察到 α_2 片之间成 70° 左右的夹角。

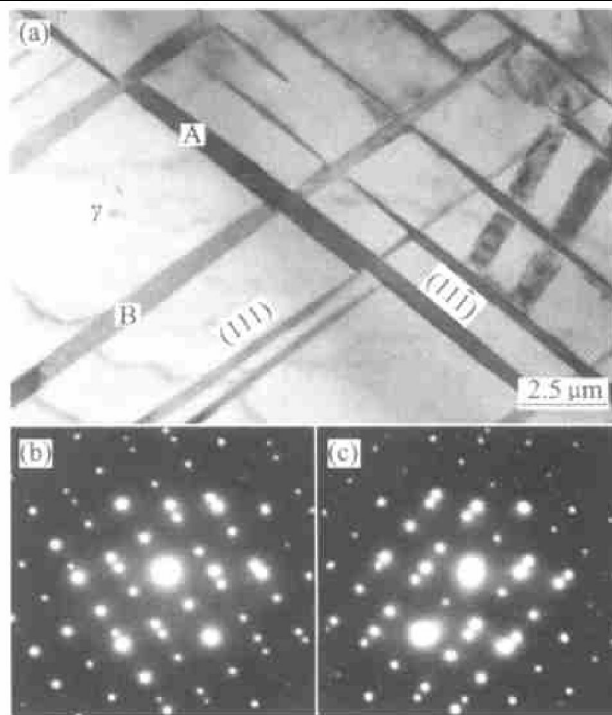


图 3 从 γ 晶粒内析出的片状 $\alpha(\alpha_2)$ 相的 TEM 像及 SAD 花样

Fig. 3 TEM image of $\alpha(\alpha_2)$ plates precipitated in γ grain of Ti-48Al alloy and their SAD patterns

(a) —BF image; (b) $-\left[11\bar{2}0\right]_{\alpha_2}^A \parallel \left[1\bar{1}0\right]_{\gamma}$; (c) $-\left[11\bar{2}0\right]_{\alpha_2}^B \parallel \left[1\bar{1}0\right]_{\gamma}$

在有些 α_2 片中还观察到了许多层错。图 4 所示为 Ti-48Al 合金经 1 300 °C, 5 min 保温并水淬处理后片状 α_2 相内层错的弱束暗场像。迹线分析表明, 图 4 中这些层错的层错面均平行于 $(0001)_{\alpha_2}$ 基面, 由于 α_2 相为六方有序的 DO_{19} 结构, 因此可以判断这些层错是由 $(0001)_{\alpha_2}$ 基面上的 $1/3 \langle 10\bar{1}0 \rangle$ Shockley 分位错扩展而形成的。

图 5 所示为 Ti-48Al 合金经 1 300 °C, 5 min 保温并水淬处理后晶界块状 α 析出相的 TEM 形貌, 各衍射花样均是在入射电子束方向为 $[10\bar{1}]_{\gamma_2}$ 的条件下拍摄的。 γ_1 晶粒(图 5(b)) 和 α_1/γ_1 相界面(图 5(c)) 的 SAD 花样显示 α_1 与 γ_1 之间不存在共格位向关系, α_1/γ_1 相界面为非共格界面, 呈弯曲状; 而图 5(d) 所示的 α_1/γ_2 相界面的衍射花样表明 α_1 与 γ_2 之间保持共格位向关系, α_1/γ_2 相界面为

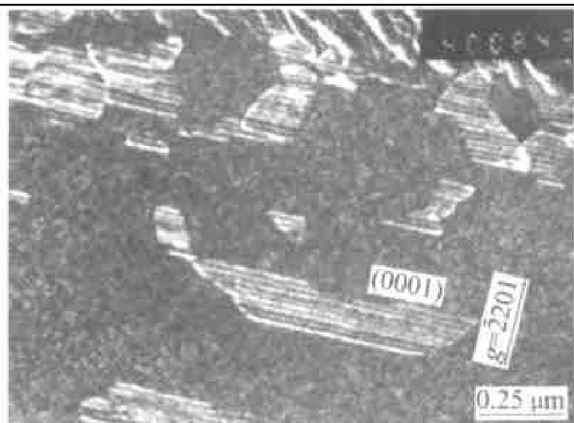


图 4 片状 α_2 相中层错的 TEM 弱束暗场像

Fig. 4 TEM weak beam dark field image of stacking faults in α_2 plate

(0001) $_{\alpha_1} \parallel (111)_{\gamma_2}$, 界面平直(见图 5(a)中的标注)。从 γ_2 晶粒内析出的 α_2 , α_3 , α_4 片的晶体位向与 α_1 相同, 均沿(111) $_{\gamma_2}$ 晶面析出, 它们与 γ_2 均保持共格位向关系。图 5(e) 显示 α_4 与 γ_2 之间保持共格位向关系, 它们之间的惯习面为 (0001) $_{\alpha_2} \parallel (111)_{\gamma_2}$ 。 γ_3 晶粒的衍射花样(图 5(f)) 显示, 它与其周边的 α_1 , α_3 , α_4 之间无共格位向关系, 因为如果 γ_3 与 α_1 , α_3 , α_4 共格, 那么必然有对应的 $\langle 10\bar{1} \rangle_{\gamma_3}$ 晶带轴与 α_1 , α_3 , α_4 的 $[\bar{1}210]$ 晶带轴平行。上述分析

表明: 沿 γ 晶界析出的块状 α_2 相颗粒通常与晶界某一侧的 γ 晶粒保持共格位向关系, 并向着晶界另一侧的 γ 晶粒内生长, 共格相界面通常为平直 (0001) $_{\alpha_2} \parallel (111)_{\gamma}$ 晶面, 而非共格相界面则多为不规则的弯曲界面。

2.3 α_2/γ 相界面结构 HREM 分析

图 6 所示为 $\alpha(\alpha_2)$ 相从 γ 基体中的堆垛层错 (SF) 上形核的 HREM 像, 入射电子束方向为 $[011]_{\gamma}$, γ 基体中的原子面见图中标注。图 6 中标为 SF 的平行于 (111) 晶面的复杂层状缺陷为 γ 基体中的堆垛层错, 其左侧标为 α_2 的晶体沿 $[111]$ 晶向的原子堆垛顺序为 ABAB ..., 表明该晶体是在 γ 基体的堆垛层错上刚刚形核的 α_2 相的晶胚, 晶胚的宽度为 5 nm, 仅为 11 层 (0001) 晶面的高度。图中箭头所指为 γ 基体中堆垛层错产生的多余原子面。

图 7 所示为 α_2/γ 相界面台阶的 HREM 像, 入射电子束方向为 $[011]_{\gamma}$ 。图中箭头 1, 2 所指为 α_2 片层侧面上两个高度分别为 $d_{(0001)}$ 和 $2d_{(0001)}$ 的界面台阶, 台阶附近的黑色衬度表明台阶处存在着晶体缺陷。这种界面台阶在 TiAl 合金片层组织的 γ/α_2 相界面上经常可观察到^[7-9]。按照 Shong 等人的分

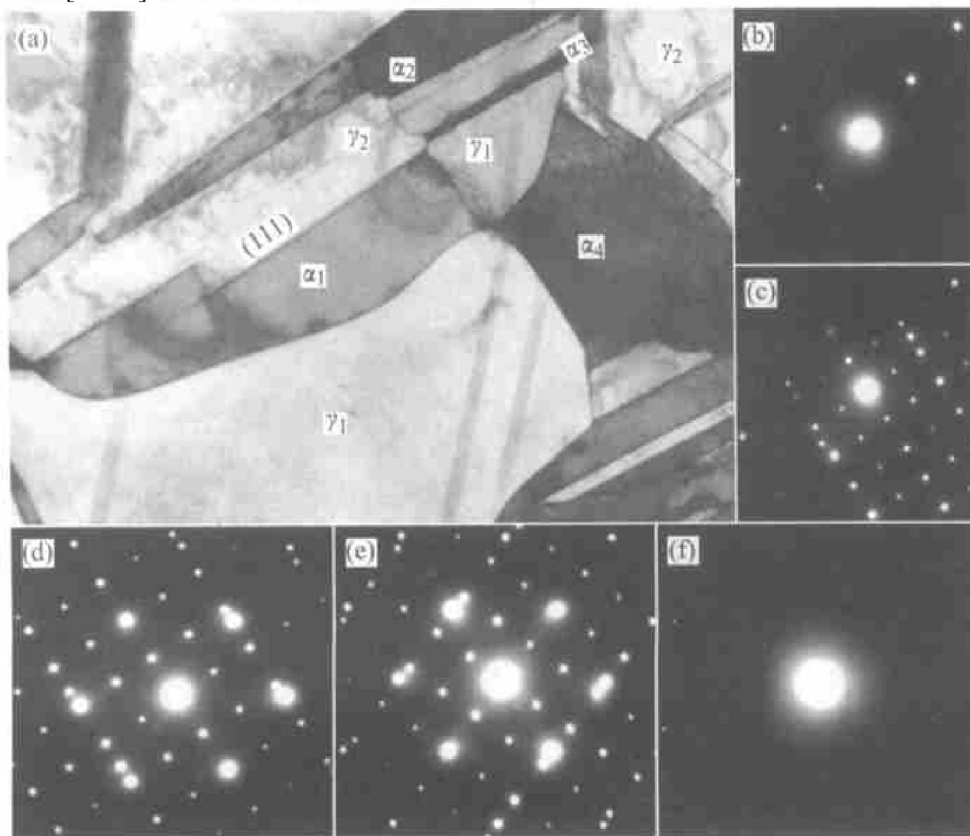


图 5 从 γ 晶界析出的块状 $\alpha(\alpha_2)$ 相的 TEM 像及 SAD 分析

Fig. 5 TEM image of $\alpha(\alpha_2)$ blocks precipitated on γ grain boundaries of Ti-48Al alloy and SAD analysis

(a) —BF image; (b) — γ_1 ; (c) — $\gamma_1 + \alpha_1$; (d) — $\gamma_2 + \alpha_1$; (e) — $\gamma_2 + \alpha_4$; (f) — γ_3

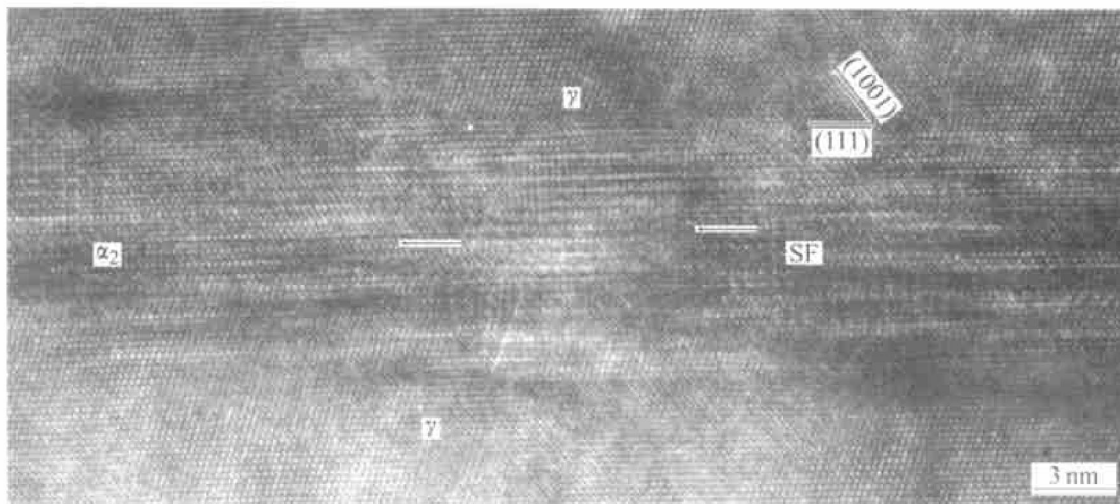


图 6 α (α_2) 相从 γ 基体的堆垛层错上形核的 HREM 像

Fig. 6 HREM image of α (α_2) phase nucleated on stacking faults of γ matrix

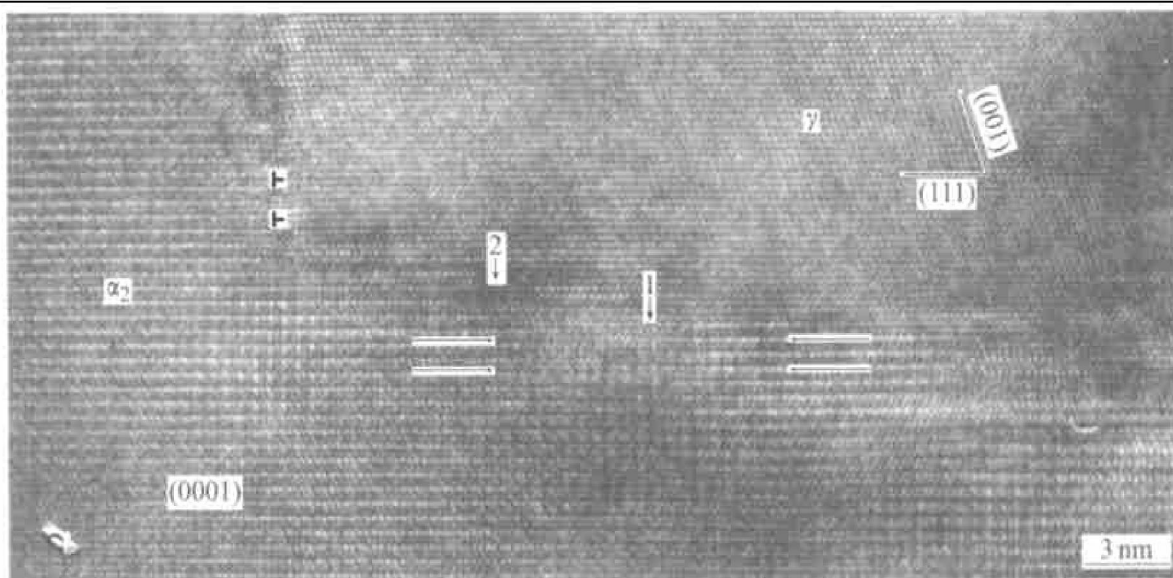


图 7 α_2/γ 相界面台阶的 HREM 像

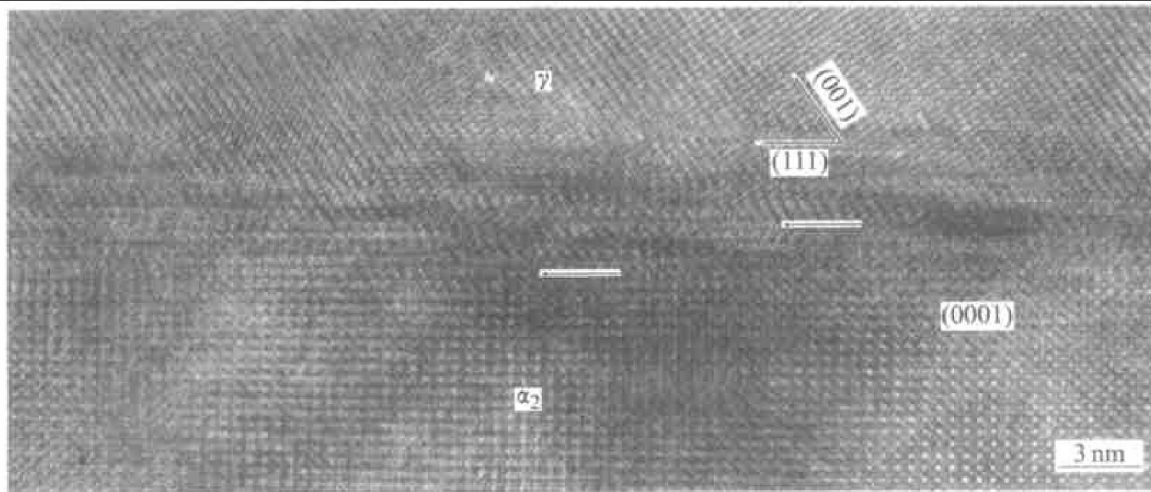
Fig. 7 HREM image of ledges on α_2/γ interface

析^[10], 高度分别为 $d_{(0001)}$ 和 $2d_{(0001)}$ 的界面台阶 1 和 2 所对应的晶体缺陷的布氏矢量应分别为 $1/6\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 和 $1/3\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$ 。

图 7 中显示 α_2 片上还存在着一个高度约 20 nm 的大台阶。因 $d_{(0001)\alpha_2} \neq 2d_{(111)\gamma}$, 大台阶端面的 α_2/γ 相界面为一半共格界面, 其上存在着间距为 $3d_{(111)\gamma}$ 周期性分布的错配位错, 以便协调共格畸变, α_2 相的 (0001) 晶面与 γ 相的 (111) 晶面之间存在着一个大约 1.5° 的夹角。大台阶端面的 γ 相一侧可观察到沿着 [111] 晶面原子位置发生了偏移, 表明界面错配位错矢量存在着 [111] 晶面上的分量。由于错配位错每隔 3 个 (111) 晶面重复出现, 因此推测这些错配位错很可能是 $b = 1/3[111]$ 的 Frank 分位错。Wang^[11] 等人在 Ti-45Al-10Nb 合金中形变诱

发 $\gamma \rightarrow \alpha_2$ 相转变的相界面上也观察到了 $1/3\langle 111 \rangle$ Frank 分位错。由于 Frank 分位错不能滑移, 因此图 7 中 α_2 片上的大台阶端面迁移只能通过原子长程扩散来实现。在图 7 中还可观察到 α_2/γ 相界面附近的 α_2 相中刚刚形成的反相畴(见图中箭头所指的原子面互成反相关系)。

图 8 所示为片状 α_2 析出相与 γ 基体的相界面的 HREM 像, 入射电子束方向为 $[01\bar{1}]_\gamma$ 。图 8 中的 α_2/γ 相界面结构与片层组织中的 α_2/γ 相界面结构明显不同: 片层组织中的 α_2/γ 相界面为原子级的平直界面, 相界面上除了界面台阶之外没有其它缺陷存在^[8,9]; 而片状 α_2 析出相与 γ 基体的相界面结构却很复杂, 相界面上存在着许多堆垛层错。图 4 的 TEM 像也显示在 α_2/γ 相界面的 α_2 相一侧存在

图 8 α_2/γ 相界面结构的 HREM 像Fig. 8 HREM image of α_2/γ interface

着许多堆垛层错。

3 讨论

$\gamma \rightarrow \alpha(\alpha_2)$ 析出转变过程应包括以下步骤: 1) $L1_0 \rightarrow hcp$ 晶体结构的转变; 2) 原子扩散迁移引起化学成分的改变; 3) $hcp \rightarrow D0_{19}$ 有序化转变。其中 1), 2) 两个步骤在加热和保温过程中进行, 步骤 3) 的有序化转变则在水淬过程中完成。

研究表明^[4, 12, 13]: TiAl 基合金中的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 析出转变过程是由 γ 相从 α 相的堆垛层错上形核开始的, 该形核机制已直接通过原位加热 TEM 实验得到了证实^[12]。图 6 的 HREM 像分析表明, 对于 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变的逆转变 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, α 相同样也是在 γ 基体中的堆垛层错上形核的。 γ 基体中的 $1/2\langle 110 \rangle$ 全位错可分解为带有简单堆垛层错(SF)的 Shockley 分位错^[14]: $1/2\langle 110 \rangle \rightarrow 1/6\langle 112 \rangle + SF + 1/6\langle 112 \rangle$, 而这种简单层错改变了 γ 基体局部的 $\{111\}$ 晶面上的堆垛序列, 即由原来的 ABCABC 型转变为 ABAB 型。而在 γ 基体的每两个 $\{111\}$ 晶面上重复上述机制, 就可引起局部晶体结构的改变, 即由 $L1_0 \rightarrow hcp$ 。图 6 中所示的 α_2 相晶胚生长前沿的 γ 基体中有大量的堆垛层错存在即证实了上述分析。

由于 α 相与 γ 基体之间存在着低能共格相界面, 因此通过原子长程扩散直接跃迁通过 α/γ 相界面来实现化学成分的改变是很困难的。Howe 提出了一种片状析出相生长的“台阶-凸壁-扭折”(terrace-ledge-kink) 机制^[15], 并用该机制解释了 TiAl 合金的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 析出转变^[16]。事实上, 从 γ 基体中析出的片状 α 相也是通过该机制生长的^[17]。 α 片通过 γ

基体中 Shockley 分位错扩展而向侧向生长, 导致相界面上形成台阶和凸壁, 而台阶上的扭折处则为原子附着提供了有利位置, α 片生长所需的化学成分变化正是通过原子扩散迁移至扭折处来实现的。因该生长机制具有切变和扩散双重特征, 导致片层沿纵向的生长速度远远高于沿侧向生长的速度。很显然, α/γ 相界面上的台阶形核速率是片状 α 析出相增厚动力学的主要控制因素。

HREM 实验观察发现: 片状 α_2 相与 γ 基体的相界面上台阶数量很少, 而且在 α_2 相中靠近相界面的区域经常有堆垛层错出现。这可能就是保温过程中 α 片增厚十分缓慢的主要原因。由于片状 $\alpha(\alpha_2)$ 相沿厚度方向的生长是借助于 Shockley 分位错台阶迁移来实现的, 因此随 Shockley 分位错所在 $\{111\}$ 原子面的不同, 相应地, 就有多种通过 Shockley 分位错迁移而在 α_2 相中产生堆垛层错的方式。图 9 所示为因 Shockley 分位错迁移而在 α_2 相中产生堆垛层错的示意图。

图 9(a) 所示的 Shockley 分位错迁移后没有改变 α_2 相的堆垛顺序, 因而未产生堆垛层错; 而在图 9(b), (c) 中则因 Shockley 分位错迁移而在 α_2 相中产生了 hcp 结构中通常所称的第一类内禀层错; 而在图 9(d) 中 Shockley 分位错迁移后产生了 hcp 结构的第二类内禀层错。正是由于存在着上述多种形成堆垛层错结构的可能方式, 导致产生了图 8 所示的复杂的 α_2/γ 相界面结构。1 300 °C 保温过程中片状 $\alpha(\alpha_2)$ 相增厚非常缓慢与这种复杂的 α_2/γ 相界面结构有关。

晶界块状 α 相析出转变的特征非常类似于晶界不连续析出转变^[18]。 α 相晶核首先在 γ 晶界形

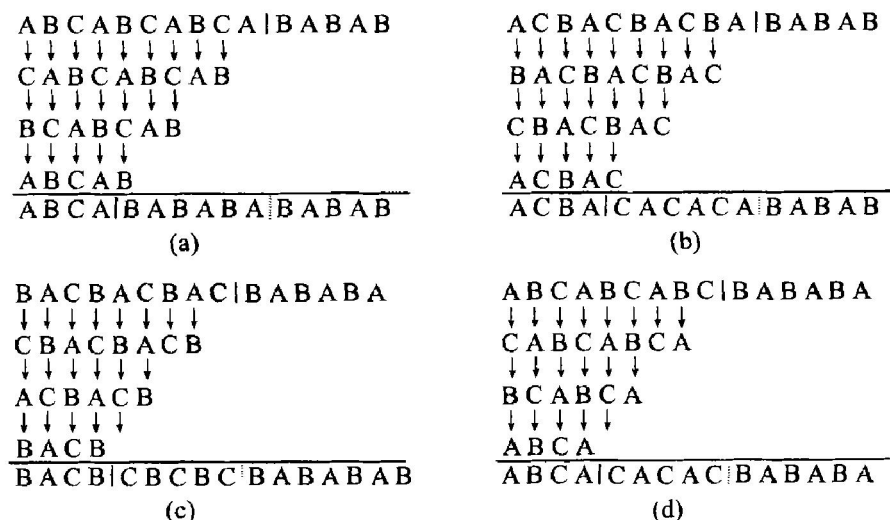


图 9 因 Shockley 分位错迁移而在 α_2 相中产生堆垛层错的示意图

Fig. 9 Schematic illustration of stacking faults in α_2 phase formed by propagation of Shockley partial dislocations on α_2/γ interfaces

成, 为了降低形核阻力, α 晶核与晶界某一侧的 γ 晶粒保持共格位向关系, 由于形成了高度共格的低能平直相界面, 致使 α 晶核向该晶粒内继续生长发生困难, 从而促使 α 晶核越过晶界向另一侧与之无位向关系的 γ 晶粒内生长, 并在生长前沿形成了非共格的不规则 α/γ 相界面。图 5 中晶界块状 α_2 相与 γ 晶粒之间位向关系的分析结果证实了上述分析。由于块状 α 相的部分相界面为非共格界面, 原子可以直接扩散跃迁通过非共格 α/γ 相界面, 因此保温过程中, 块状 α 相的生长速率明显高于片状 α 相的侧向生长速率(见图 1 所示)。

片状 α 相是通过 γ 基体中的 Shockley 分位错扩展而形核, 如果加入的合金元素能够改变 γ 相的层错能, 就有可能改变 α 析出相的形核率。合金中加入微量元素 B 会降低 $1/2 \langle 110 \rangle$ 全位错的可动性, 阻碍 $1/2 \langle 110 \rangle$ 全位错分解成 Shockley 分位错, 因而降低了片状 α 相的形核率。图 1 所示的 Ti-48Al-0.8B 的片状 α_2 相的密度较 Ti-48Al 的要低。

4 结论

1) α 相从 γ 相中析出有两种方式: 一种是从 γ 晶粒内沿 $\{111\}_{\gamma}$ 晶面以片状形貌析出, 片状 α 相与 γ 基体保持共格位向关系; 另一种则是在 γ 晶界上通过不连续析出转变, 以不规则的块状形貌析出, 块状 α 相与晶界一侧某一 γ 晶粒保持共格位向关系, 并向着晶界另一侧与之无位向关系的 γ 晶粒内生长。

2) $\gamma \rightarrow \alpha$ 析出转变进行得非常迅速, 1 300 $^{\circ}\text{C}$ 保温仅 5 min, α 析出相的体积分数就接近于平衡体积分数, 延长保温时间, α 析出相体积分数增长十分缓慢。

3) Ti-48Al 合金中加入 0.8% (摩尔分数) B 能显著降低 γ 晶内片状 α 析出相的形核率, 并能抑制 α 相生长。

4) 片状 α 相是在 γ 相的堆垛层错上形核的, 并通过“台阶-凸壁-扭折”机制生长; 在 α_2/γ 相界面上 α_2 相一侧有因 Shockley 分位错扩展而形成的复杂堆垛层错; 台阶形核率低及相界面上复杂层错的存在是导致片状 α 相增厚十分缓慢的主要原因。

REFERENCES

- [1] Kim Y W, Dimiduk D M. Designing gamma TiAl alloys: fundamental, strategy and production [A]. Nathal M V. Structural Intermetallics 1997[C]. TMS, Warrendale, PA, 1997. 531 - 543.
- [2] Yamabe Y, Takeyama M, Kikuchi M. Microstructure evolution through solid-solid phase transformations in gamma titanium aluminides[A]. Kim Y W. Gamma Titanium Aluminides [C]. TMS, Las Vegas, NV, 1995. 111 - 129.
- [3] Denquin A, Naka S. Phase transformation mechanisms involved in two-phase TiAl-based alloys [J]. Acta Mater, 1996, 44(1): 343 - 352.
- [4] Kim Y W. Microstructural evolution and mechanical properties of forged gamma titanium aluminide alloy [J]. Acta Metall Mater, 1992, 40(6): 1121 - 1134.

- [5] Zhang Y G, Chaturvedi M C. The effect of widmanstatter-type α_2 precipitates on room temperature deformation and fracture behaviour of a γ -TiAl-based alloy[J]. Mater Sci & Eng, 1994, 174A: 45 - 57.
- [6] Ramanujan R V. The transformation between the γ and α phases in binary and ternary γ -based titanium aluminides [J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(7): 2313 - 2322.
- [7] Apple F, Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase titanium aluminides [J]. Mater Sci & Eng, 1998, R22: 187 - 268.
- [8] Inui H, Nakamura A, Oh M H, et al. High-resolution electron microscopy study of lamellar boundaries in Ti-rich TiAl polysynthetically twinned crystals [J]. Ultramicroscopy, 1991, 39: 268 - 278.
- [9] Inui H, Nakamura A, Oh M H, et al. Ordered domains in TiAl coexisting with Ti_3Al in the lamellar structure of Ti-rich TiAl compounds[J]. Phil Mag A, 1992, 66(4): 539 - 555.
- [10] Shang P, Cheng T T, Aindow M. A high-resolution electron microscopy study of steps on lamellar α_2 - γ interfaces in a low-misfit TiAl-based alloy [J]. Phil Mag A, 1999, 79(10): 2553 - 2575.
- [11] Wang J G. Deformation-induced $\gamma \rightarrow \alpha_2$ phase transformation in a hot-forged Ti-45Al-10Nb alloy[J]. Mater Sci & Eng, 1997, 239/240A: 287 - 292.
- [12] Xu Q, Lei C H, Zhang Y G. TEM in-situ observation of $\alpha_2 \rightarrow \gamma$ phase transformation in a Ti-45at% Al alloy[A]. Kim Y W. Gamma Titanium Aluminides [C]. TMS, Las Vegas, NV, 1995. 189 - 196.
- [13] Denquin A, Naka S. Transformation kinetics in $\gamma + \alpha_2$ TiAl-based alloys[A]. Froes F H. Titanium '92 Science and Technology[C]. The Minerals, Metals & Materials Society, 1993. 1017 - 1024.
- [14] Apple F, Beaven P A, Wagner R. Deformation processes related to interfacial boundaries in two-phase γ -titanium aluminides [J]. Acta Metall Mater, 1993, 41(6): 1721 - 1732.
- [15] Howe J M, Dahmen U, Gronsby R. Atomic mechanisms of precipitate plate growth[J]. Phil Mag A, 1987, 56(1): 31 - 61.
- [16] Singh S R, Howe J M. High-resolution electron microscopy of γ - α_2 interfaces in titanium aluminide[J]. Phil Mag A, 1992, 66(5): 739 - 771.
- [17] Kumagai T, Abe E, Takeyama M, et al. Microstructural evolution of massively transformed γ -TiAl during isothermal aging[J]. Script Mater, 1997, 36(5): 523 - 529.
- [18] Williams D B, Butler E P. Grain boundary discontinuous precipitation reactions[J]. Inter Meta Rev, 1981, (3): 153 - 183.

$\gamma \rightarrow \alpha$ precipitation transformation in γ -TiAl alloy

LI Zhen-xi, CAO Chun-xiao

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

Abstract: The mechanism of $\gamma \rightarrow \alpha$ phase transformation in Ti-48Al and Ti-48Al-0.8B alloys was studied. The morphological and crystallographic features, growth kinetics of α precipitate, and α/γ interphase boundary structure were analyzed. There are two ways of α phase precipitating from the γ matrix. The α plate, which is coherent with the γ matrix, precipitates on the $\{111\}_{\gamma}$ plane in the γ grain interior. Currently, the irregular α particle precipitates on the γ grain boundary through the discontinuous precipitation transformation. The addition of 0.8% (mole fraction) B into the Ti-48Al alloy dramatically decreases the nucleation rate of α plate and impedes the growth of α phase. HREM analysis shows that the α plate nucleates on the stacking fault in the γ matrix and grows by the “terrace-ledge-kink” mechanism. The intricate stacking fault on the α/γ interphase boundary and the low nucleation rate result in very slow thickening of the α plate.

Key words: TiAl alloy; phase transformation; nucleation and growth; orientation relationship; phase boundary

(编辑 吴家泉)