

# 新型 $\gamma$ -TiAl 合金的 $\gamma/\alpha_2$ 层片形成机理

罗媛媛<sup>1,2</sup>, 奚正平<sup>1</sup>, 毛小南<sup>2</sup>, 杨 义<sup>2</sup>, 曾卫东<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

**摘 要:** 讨论了经过不同冷却速率、加热温度和保温时间对新型 TiAl 合金的  $\gamma/\alpha_2$  层片组织的影响。结果表明: 热处理时间增加, 层片晶团的晶粒有长大趋势, 片层组织中出现层错, 位错等缺陷; 在不同冷却方式中, 油冷组织中出现了块状  $\gamma$ , 炉冷组织具有密集(layered)的层片。热处理温度在  $T_\alpha$  相变点以上 20 °C 内, 片层晶团的晶粒最小, 这是由合金中的弱  $\beta$  稳定元素 Ta 造成的。

**关键词:** TiAl 高温合金; 相变; 层片组织

**中图分类号:** TG146.4

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2014)04-0896-05

$\gamma$ -TiAl 基合金具有低密度, 较高的弹性模量以及良好的高温强度、优良的抗蠕变性能和抗氧化能力, 被广泛应用于航空或汽车的高温部件如发动机叶片、增压涡轮和气门阀等, 特别是在航空高温结构材料方面, TiAl 基是替代镍基高温合金的理想材料, 是非常有应用前景的轻型高温材料之一<sup>[1]</sup>。已有研究表明<sup>[2]</sup>,  $\gamma$ -TiAl 基合金的力学性能取决于化学成分及显微组织参数。在 TiAl 合金中, 细小片层组织(晶粒尺寸在 50~400  $\mu\text{m}$ )比细晶双态组织和粗晶全片层组织具有更优越的综合性能。一般  $\gamma$ -TiAl 合金全片层组织是在从  $\alpha$  相区温度冷却过程中, 高温  $\gamma/\alpha$  层片结构在  $\alpha$  相基体上形成, 或是从  $\alpha$  相区淬火后,  $\gamma/\alpha_2$  层片结构在淬冷  $\alpha_2$  相基体上形成。由于高温下  $\alpha$  单相晶粒长大难以控制, 在或淬冷  $\alpha_2$  相基体上形成  $\alpha$  或者  $\alpha_2/\gamma$  层片结构的惯析面(0001)  $\alpha$ , 在原  $\alpha$  或  $\alpha_2$  晶粒内只有一个晶体位向, 故形成的全层片组织层片团尺寸通常较大<sup>[3,4]</sup>。为了获得细小全层片组织, 均衡提高 TiAl 合金室温拉伸性能和断裂韧性的有效途径是进行适当高温挤压得到细小的近片层组织<sup>[5-7]</sup>, 然后在  $\alpha$  单相区临界温度  $T_\alpha$  以上短时保温后冷却获得细小的层片组织, 但是  $T_\alpha$  以上的温度区间, 保温时间以及冷却方式对层片的影响却很少有人做系统的研究。

本工作选用西北有色金属研究院研制的 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金, 采用不同的热处理工艺研究热处理温度, 保温时间以及冷却方式对层片组织形成的影响, 为进一步研究该合金的组织与性能的关系奠定基础。

## 1 实 验

本研究工作所采用的 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金是由西北有色金属研究院自行研制的合金, 经过 4 次电弧熔炼后得到  $\Phi 100$  mm 的铸锭, 为消除铸锭中的疏松等缺陷, 进行热等静压处理, 1200 °C/175 MPa/2 h, 然后在相变点以下 30 °C 进行包套挤压, 挤压棒材采用线切割切取尺寸为  $\Phi 8$  mm $\times$ 5 mm 的小试样。分别在  $T_\alpha-37$  °C~ $T_\alpha+63$  °C, 间隔 20 °C, 时间为 30 min, 进行不同温度下的热处理。同时在  $T_\alpha+3$  °C 进行 5、10、30、50、60 min 不同固溶时间下的处理, 随后在  $T_\alpha+3$  °C 进行水淬, 油淬, 空冷, 炉冷等不同冷却方式的处理, 以观察不同温度, 不同时间, 不同冷却方式对合金的组织及结构的影响。采用奥林巴斯 PMG 3 卧式光学显微镜观察试样微观组织形貌, 采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪测定试样的相结构; JEM-200GX 型透射电镜(TEM)进行组织、结构分析。

## 2 实验结果

### 2.1 TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金加工态

合金经过挤压后的细小近片层组织如图 1 所示。合金由等轴  $\gamma$ , 层片  $\alpha_2/\gamma$  组成。晶团的平均晶粒尺寸约为 48  $\mu\text{m}$ 。图 2 为合金加工态的 XRD 图谱。利用 XRD 分析得出, 主要有  $\gamma$  相、 $\alpha_2$  相和  $\beta$  相存在。

### 2.2 保温时间对 $\alpha_2/\gamma$ 层片的影响

图 3 为合金在  $T_\alpha+3$  °C 不同热处理时间后的微观

收稿日期: 2013-04-19

基金项目: 国家自然科学基金项目(51001088)

作者简介: 罗媛媛, 女, 1980 年生, 博士生, 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-86231078, E-mail: grass8180@126.com

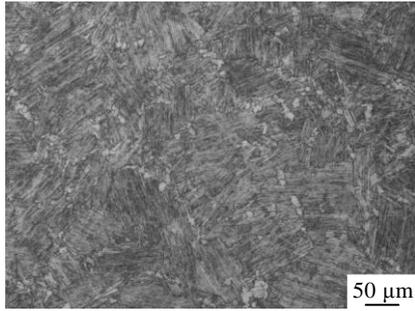


图 1 合金加工后的组织

Fig.1 Microstructure of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy after hot-extruding

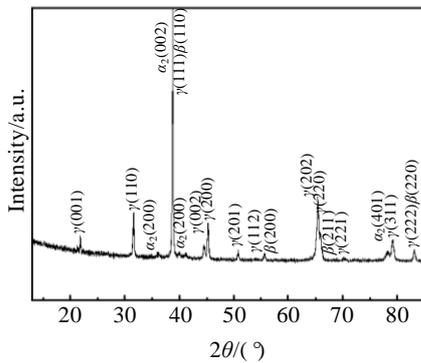


图 2 合金加工态 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy after hot-extruding

组织。宏观来看, 随着时间的延长, 层片晶团的晶粒尺寸明显增加。在保温 5 min 后发现, 原始晶界上有明显的小晶粒(图 3a 中白色箭头所指), 并且小晶粒内有交错的片层组织。这说明在晶界区域有新晶粒形成, 它将不断吞食原片状组织而长大。 $\alpha_2$  晶内分布着许多位向不同的细针状、透镜状片层束, 片层很细(图 3b), 晶界上未发现相同的小晶粒。一般来说, 片层组织是由数片  $\gamma$  相层片和单一的  $\alpha_2$  相层片平行交替排列构成的, 为进一步观察片层的形态, 进行了 TEM 观察。

图 4 所示为合金在  $T_a+3$  °C 热处理 5 和 60 min 的 TEM 组织。随着热处理时间的延长, 层片间距缩小, 密度增加, 片层宽度未见明显增加, 晶内较多的层错和位错团, 如图 4c 所示, 其中晶界上的黑色颗粒状为  $\alpha_2$  相。空冷片层组织很细, 平均片间距约为 0.2  $\mu\text{m}$ 。片层组织中的  $\gamma$  和  $\alpha_2$  相保持  $\{111\}\gamma//\langle 0001\rangle\alpha_2$ ,  $\langle 110\rangle\gamma//\langle 11\bar{2}0\rangle\alpha_2$  共格位向关系。实际上层错带是变形孪晶的坯胎, 是由层错不断发展形成的。低的层错能增加了不全位错间的距离, 并使其更容易移动, 促使孪晶的形成。

### 2.3 冷却方式对 $\alpha_2/\gamma$ 层片的影响

图 5 为根据金相实验结果做出的 CCT 曲线示意图。水冷组织中, 只有等轴单相晶粒, 晶界光滑, 未见析出。油冷组织中存在许多与基体片层位向不同的块状  $\gamma$ , 如图 5 所示。空冷组织的晶界光滑平直。炉冷组织的晶界则因片层相互生长进入毗邻晶粒内而呈

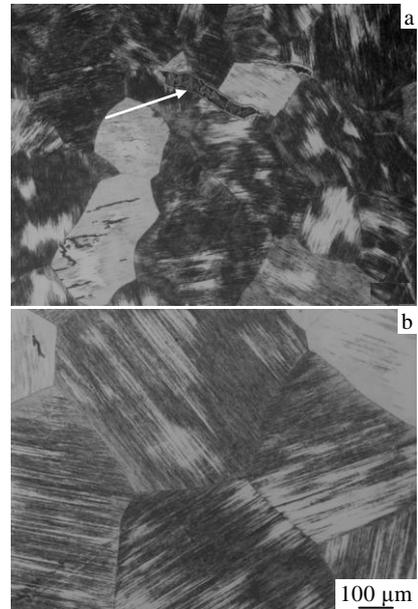


图 3 合金在  $T_a+3$  °C 不同热处理时间的微观组织

Fig.3 Microstructures of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy treated at  $T_a+3$  °C for 5 min (a) and 60 min (b) followed by air cooling

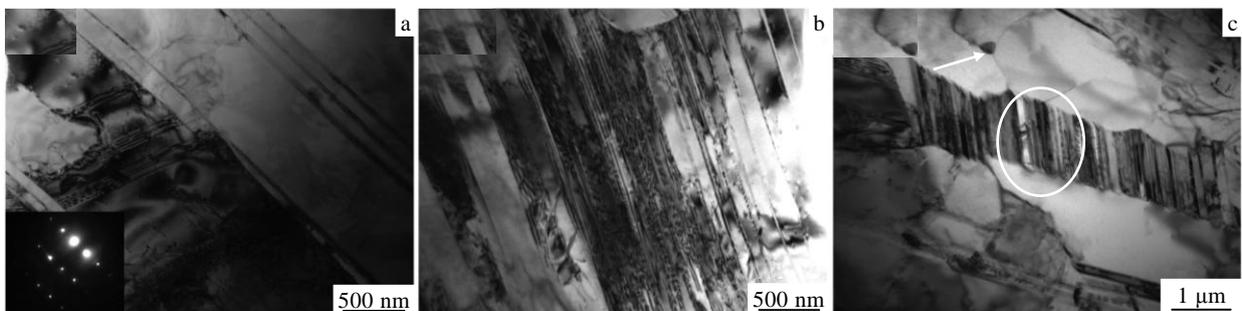


图 4 合金  $T_a+3$  °C 不同热处理时间的 TEM 组织

Fig.4 TEM bright field images of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy after quenching at  $T_a+3$  °C for 5 min (a), 60 min (b), and 60 min (c)

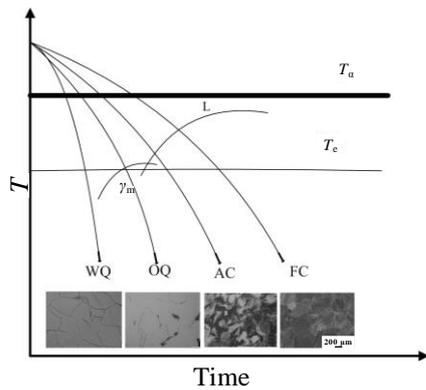


图 5 合金的 CCT 曲线示意图

Fig.5 Schematic CCT diagram of TiAl-3Ta-x (Cr,W) alloy, showing the microstructures which have formed as a result of different cooling rates

不规则的锯齿状形貌。 $\gamma$  层片的析出必须要在共析温度以上。当热处理温度较高时，冷却过程中，由热处理温度到共析温度的温度范围较宽，即  $\gamma$  层片从  $\alpha$  相基体中析出能在较长的时间范围内进行，因此层片析出较容易<sup>[8]</sup>。如果冷却速率高，时间短，则  $\gamma$  层片没有充分的时间析出。

图 6 为合金在不同冷却方式下的 XRD 图谱。根据 XRD 分析得，水冷组织主要是  $\alpha_2$  的全部峰。油冷组织中出现了(200) $\gamma$  和(202) $\gamma$ ， $\alpha_2$  的(100)峰缺失；在空冷组织中  $\gamma$  的特征峰(111)，(220)和(222)出现，并且缺失的(100) $\alpha_2$  出现；到炉冷组织中除了发现大部分的  $\gamma$  峰， $\alpha_2$  峰还有(110) $\beta$ ，(200) $\beta$ ，(211) $\beta$  的峰。随着冷却方式的改变，从水冷到炉冷， $\gamma$  相的峰逐渐增加， $\alpha_2$  的峰逐渐减少。水冷组织由于冷却速度太快， $\alpha$  直接有序化为  $\alpha_2$ ，随着冷速的减缓，发生大量的  $\alpha \rightarrow \gamma$  转变， $\gamma$  层片通过 Shockley 不全位错的运动从  $\alpha$  相中形成。计算各项的晶格参数为： $\alpha_2$  相的  $a=0.5793$  nm， $c=0.4649$  nm； $\gamma$  相的  $a=0.3976$  nm， $c=0.4049$  nm； $\beta$  相的  $a=0.33065$  nm。

### 2.4 退火温度对 $\alpha_2/\gamma$ 晶粒度的影响

图 7 所示为合金在不同温度的微观组织。层片晶团的晶粒度随着热处理温度的提高呈现 V 型趋势。在  $T_a$  以下热处理，随着温度的提高，晶粒度变化不大，片层组织多析出在晶界上，晶界上有等轴  $\alpha_2$  晶粒（图 7a），然后随着热处理温度的升高，晶粒长大，晶界上只见片层组织（图 7b）。在  $T_a$  以上热处理，晶内析出明显的片层组织，晶粒在靠近相变点附近最小（图 7c），温度升高，晶粒长大（图 7d，7e，7f），符合贝克动力学关系  $\bar{D} = kt^n$ ，（其中  $k$  是一个系统常数， $n$  称为晶粒长大指数，根据  $D_0=48 \mu\text{m}$ ， $n=0.48$ ）。

## 3 讨论

两相 TiAl 基合金中存在着两种类型  $\alpha \rightarrow \gamma$  相变，从  $\alpha$  相区缓冷（如炉冷、空冷），母相  $\alpha$  中析出片状  $\gamma$ L 相，最终形成两相 TiAl 基合金典型的  $\alpha_2/\gamma$  片层组织；而从  $\alpha$  单相区快冷（如油淬，水淬）则发生非扩散型  $\alpha \rightarrow \gamma_m$  块状转变，这是一型由无序 hcp 结构相转变为有序 LI<sub>0</sub> 结构相的新型相变<sup>[9]</sup>。而在 TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金油冷组织中发现了  $\gamma_m$  相，而在其他（水冷，空冷，炉冷）组织中未发现该相。这说明冷却速率对  $\gamma_m$  相的影响较大， $\gamma_m$  相是在原始  $\alpha$  晶界开始非均匀形核，为了降低形核阻力， $\gamma_m$  晶核与晶界某一侧的  $\alpha$  晶粒之间形成了高度共格的低能界面，致使其向该晶粒内生长很困难，从而促使  $\gamma_m$  晶核越过晶界向另一侧的  $\alpha$  晶粒内生长，而  $\gamma_m$  晶核与此  $\alpha$  晶粒之间形成了非共格界面。

TiAl-3Ta-x(Cr,W)合金空冷细片层组织中含有大量平直的片层界面，因合金中的  $\alpha_2$  相体积含量较少， $\gamma/\alpha_2$  相界面数量有限，片层界面多为  $\gamma/\gamma$  界面。 $\gamma/\gamma$  界面有真孪晶、伪孪晶和 120° 旋转有序界面 3 种类型<sup>[10]</sup>，它们与  $\gamma/\alpha_2$  界面均为共格界面。由于这些共格界面非常平直，没有明显的曲率变化，因而由体扩散控制的连续粗化通常较难发生。通过实验观察发现，在片层界面上存在着一些界面缺陷，如弯曲的界面，界面台阶等（图 8 所示）。根据 Gibbs-Thomson 定理，在这些缺陷和平直界面之间会产生溶质浓度差别，这种浓度梯度将导致在缺陷和平直界面之间产生由体扩散控制的溶质原子扩散流，从而使界面缺陷发生迁移并引起片层粗化，那么该合金的空冷组织是不稳定的，而炉冷组织由于具有交错的片层，因此结构稳定。

据金相低倍组织照片，采用截线法对各种条件下的晶粒尺寸进行测量，如图 9 所示。随着热处理温度

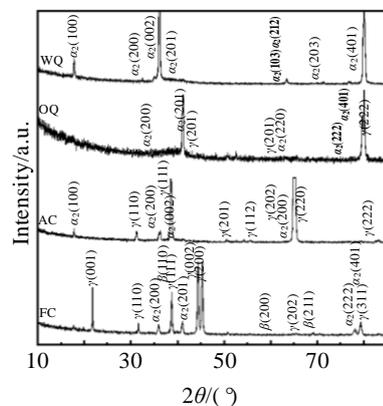


图 6 合金不同冷却方式下的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy for water quenching, oil quenching, air cooling and furnace cooling

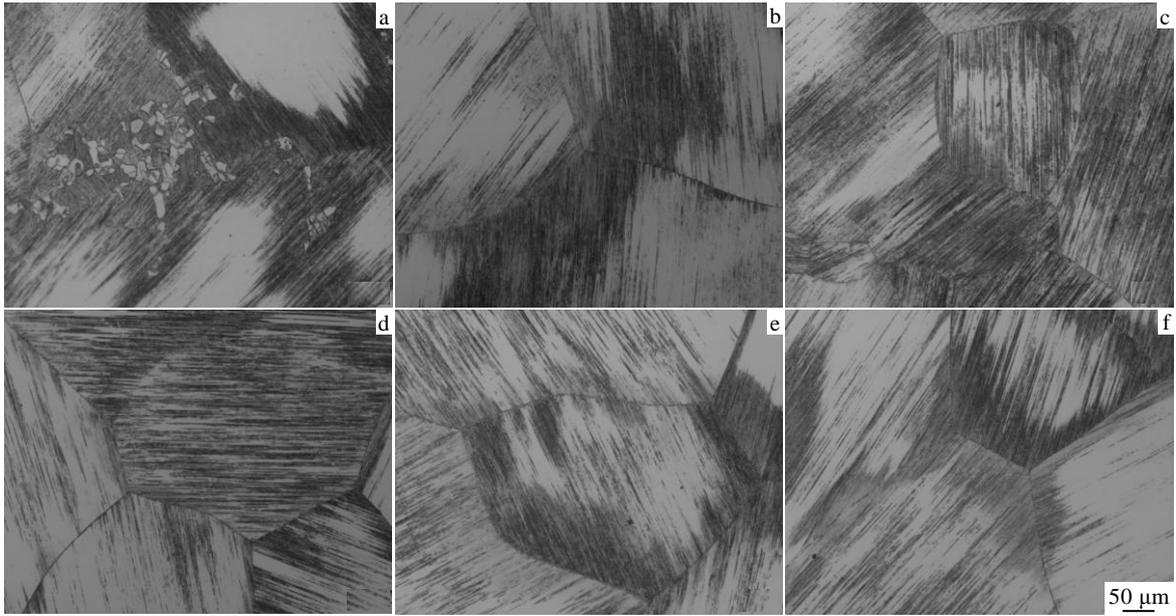


图 7 合金不同温度热处理的微观组织

Fig.7 Microstructures of TiAl-3Ta-x(Cr, W) alloy annealed at  $T_\alpha$ -37 °C (a),  $T_\alpha$ -17 °C (b),  $T_\alpha$ +3 °C (c),  $T_\alpha$ +23 °C (d),  $T_\alpha$ +43 °C (e), and  $T_\alpha$ +63 °C (f)

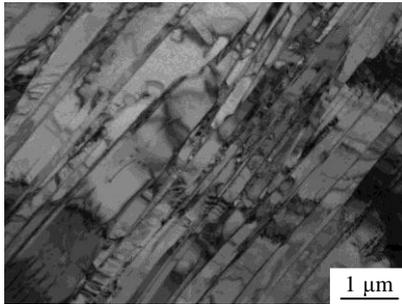


图 8 合金热处理后的片层组织中的缺陷

Fig.8 Defect in microstructure of the alloy annealed at  $T_\alpha$ +3 °C for 60 min

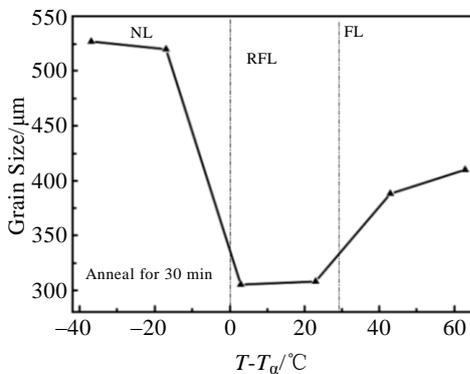


图 9 合金在不同退火温度的晶粒尺寸曲线

Fig.9 Curve of grain size in the alloy at different annealed temperatures

的增加, 在  $T_\alpha$ +23 °C 以内, 平均晶粒尺寸最小可以达到 305  $\mu\text{m}$ 。在  $T_\alpha$ +43 °C 以上晶粒尺寸随着热处理温度的升高而呈指数级增长, 这与 K5 合金在这个温度区间的晶粒尺寸变化完全相反<sup>[11]</sup>, K5 在  $T_\alpha$  相变点以上, 随着温度的升高, 晶粒尺寸减小。Kim 认为这是  $\beta$  相的出现有效细化了晶粒, 而这种细化效果导致了晶界出现  $\gamma$  晶粒。与 K5 合金相比, TiAl-3Ta-x(Cr, W) 合金中含有 3% 的 Ta, 根据 R. Kainuma<sup>[12]</sup> 的理论, 认为 Ta 是弱  $\beta$  稳定元素, 是一种扩散慢的元素, Ta 的分隔系数  $X_\alpha/X_\beta$  为 0.85, 且不改变相的成分, 那么退火温度升高, 晶粒长大理论占主导地位。

### 4 结 论

- 1) TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金在  $T_\alpha$  以上热处理, 延长热处理时间, 片层增加, 间距减小, 内部缺陷增加。
- 2) TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金在  $T_\alpha$  以上热处理, 经过油冷, 组织中易形成块状  $\gamma_m$ , 其他冷却方式下未见  $\gamma_m$ 。
- 3) TiAl-3Ta-x(Cr, W)合金在  $T_\alpha$  以上热处理, 越靠近相变点, 晶粒越小, 这是由于合金中的弱  $\beta$  稳定元素 Ta 造成的。

### 参考文献 References

[1] Zhang Yonggang(张永刚), Han Yafang(韩雅芳), Chen Guoliang(陈国良). *The Intermetallic Structural Material*(金属间化合物结构材料)[M]. Beijing: National Defence Industry

- Press, 2001
- [2] Kim Y W, Dimiduk D M. *Structural Intermetallics* 1997[C]. Warrendale: TMS, 1997
- [3] Wang J N, Xie K. *Intermetallics*[J], 2000, 8(5-6): 545
- [4] Yang Fei(杨非), Kong Fantao(孔凡涛), Chen Yuyong(陈玉勇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(9): 1505
- [5] Liu C T, Mziasz P J. *Intermetallics*[J], 1998, 6(7-8): 653
- [6] Liu C T, Wright J L, Deevi S C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, (329-331): 416
- [7] Gao Fan(高帆), Wang Xinying(王新英), Wang Lei(王磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(10): 1846
- [8] Denquin A, Naka S. *Scirpta Metallurgica and Materialia*[J], 1996, 44(1): 343
- [9] Li Zhengxi(李臻熙), Cao Chunxiao(曹春晓). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2000, 29(2): 73
- [10] Li Zhengxi(李臻熙), Cao Chunxiao(曹春晓). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(2): 95
- [11] Kim Y W. *Gamma Titanium Aluminides*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1995
- [12] Kaimuma R, Fijita Y, Mitsui H et al. *Intermetallics*[J], 2000, 8(8): 855

## Formation Mechanism of $\gamma/\alpha_2$ Full Lamellar in the New $\gamma$ -TiAl Alloy

Luo Yuanyuan<sup>1,2</sup>, Xi Zhengping<sup>1</sup>, Mao Xiaonan<sup>2</sup>, Yang Yi<sup>2</sup>, Zeng Weidong<sup>1</sup>

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

**Abstract:** Microstructural characteristics of TiAl-3Ta-x(Cr,W) alloy have been investigated in various annealing conditions, including cooling rates, heating temperatures and holding time by optics microscope (OM), X-ray diffraction (XRD) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the  $\alpha_2+\gamma$  grains grow with longer heat treatment time while the fault and the dislocation are found in the full lamellar microstructure. The massive  $\gamma$  precipitate in the microstructure by oil quenching and the full lamellar microstructure occurs by furnace cooling. Besides, the grain size of full lamellar is the smallest in the microstructure at the heat treatment temperature from  $T_a$  to  $T_a+20$  °C, which is caused by weak  $\beta$  stable element Ta.

**Key words:** TiAl alloy; phase transformation; full lamellar microstructure

---

Corresponding author: Luo Yuanyuan, Candidate for Ph. D., Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-86231078, E-mail: grass8180@126.com