文章编号:1004-0609(2010)S1-s0437-05

# Ti60 钛合金α相溶解动力学及固溶组织特征

孙 峰<sup>1</sup>,李金山<sup>1</sup>,寇宏超<sup>1</sup>,唐 斌<sup>1</sup>,常 辉<sup>1</sup>,蔡建明<sup>2</sup>,周 廉<sup>1</sup>

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,西安 710072;
 2. 北京航空材料研究院,北京 100095)

摘 要:采用热膨胀法和金相法研究近a钛合金 Ti60 溶解动力学和固溶组织特征。结果表明:快速加热使得a相 开始溶解温度升高,溶解速率加快;两相区固溶时a相发生溶解和球化,其形貌由等轴状转变为椭球或条状,形 成细小、弥散的a相颗粒;随后在熟化过程中形成大小不一的初生a相。 关键词:高温钛合金;快速升温;相变动力学;固溶组织;初生a相 中图分类号:TG146.2 文献标志码:A

# α phase solution kinetics and solution microstructure characteristics of Ti60 titanium alloy

SUN Feng<sup>1</sup>, LI Jin-shan<sup>1</sup>, KOU Hong-chao<sup>1</sup>, TANG Bin<sup>1</sup>, CHANG Hui<sup>1</sup>, CAI Jian-ming<sup>2</sup>, ZHOU Lian<sup>1</sup>

State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;
 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** Analysis of  $\alpha$  phase solution kinetics and solution microstructure characteristics were carried out by dilatometry and microscopic test. The results indicate that rapid heating treatment increases transformation temperature and velocity of  $\alpha$  phase solution. Evolution of  $\alpha$  phase during solution treatment includes solution, spheroidization, the shape of primary  $\alpha$  phase changes from equiaxial to ellipsoidal or bar shapes, and finally small dispersed  $\alpha$  particles. After that, primary  $\alpha$  phases with different sizes form during ripening.

Key words: high temperature titanium alloy; rapid heating; kinetics of phase transformation; solution microstructure; primary  $\alpha$  phase

钛合金具有高的比强度、良好的损伤容限性和加 工性能以及 600 以下的耐热性能,用于制造高性能 航空发动机,可实现良好减质<sup>[1-2]</sup>。发动机用高温钛合 金原材料棒材一般采用双态组织,可以通过两相区固 溶和时效热处理获得<sup>[3-4]</sup>,固溶工艺可控制初生*a*相的 体积分数、尺寸分布等<sup>[5]</sup>。

Ti60 合金是设计用于 600 以下环境使用的近 $\alpha$ 型高 温钛合金,铝当量为 8.8<sup>[6]</sup>,其 $\alpha$ 相含量受固溶温度影 响较大,提高 20 ,则初生 $\alpha$ 相体积分数降低 20%, 热稳定性大幅下降<sup>[3]</sup>。另外, $\alpha$ 相形貌往往与元素分布、 界面取向和表面曲率有关,Al 元素增加可促进轧态合 金初生 $\alpha$ 相球化<sup>[7]</sup>。在溶解与长大过程中晶界 $\alpha$ 相和晶 内*a*相也会球化,或形成"叉形"形貌,BT18y 合金在此 基础上,通过改变固溶温度调整初生*a*相形貌<sup>[8]</sup>。研究 钛合金相变动力学曲线<sup>[9–11]</sup>可对组织演变过程进行相 变动力学预测,实现相转变过程的原位分析。在此基 础上结合固溶组织分析,从多个角度分析了TC21 合 金中*a*相形貌演变规律<sup>[11–12]</sup>。合金在热处理或焊接等 加工过程中,存在快速加热过程,因此,需要对不同 加热速率下的相转变过程进行动力学分析,并研究固 溶过程中组织演变规律。

采用热膨胀法对 40 /s 升温速率的快速加热过 程进行相变动力学分析,并观察不同固溶时间下的固 溶组织,分析*a*相形貌演变规律。为设计和优化 Ti60

通信作者:孙 峰,博士;电话:13519109672;E-mail:sunfengggggg@163.com

s438

合金热处理、焊接等工艺提供理论依据。

## 1 实验

#### 1.1 材料

试验材料为 Ti60 钛合金锻件,名义成分为 Ti-Al-Sn-Zr-Ta-Nb-C-Si,由北京航空材料研究院提供。合金 的β转变温度为1050 ,其锻态组织如图1所示。由 图1可以看出,锻态组织为两相区变形组织,且α晶粒 等轴化较好,晶界模糊且不连续。



图 1 Ti60 合金α+β相区锻造组织

**Fig.1** Microstructure of Ti60 alloy after  $\alpha+\beta$  phase field forging

#### 1.2 方法

采用 Gleeble3500 热模拟试验机测量 Ti60 合金快速升温过程热膨胀曲线。样品沿 d300 mm 锻棒径向切取,加工成 d74 mm×6 mm 棒材,表面经机械加工去除线切割引起的氧化层。测量时将试样以 40 /s 加速速率升温至 1 200 ,保温 10 min 后空冷。

Ti60 合金采用管式烧结炉进行热处理,热处理温 度为1030 ,保温时间分别为1.5、30、120和240 min,冷却方式均为水淬。热处理样品为*d*10 mm×5 mm圆柱,处理后样品表面需打磨去除1 mm厚富氧 层。采用 Kroll 腐蚀液(3%HF+10%HNO3+87%H2O)进 行腐蚀,在 Olympus GX51光学显微镜上观察合金金 相组织,并结合 Ima-ge-Pro Plus 6.0 图像分析软件计算 初生α体积分数。

## 2 结果

## 2.1 升温过程膨胀曲线

图 2 所示为 Ti60 合金升温过程热膨胀曲线,在 460

时曲线偏离原直线,结合图3中的膨胀系 和1032 数随温度的变化可以看出, Ti60 合金由室温至 460 热膨胀系数平均为 10.014 × 10<sup>-6</sup> <sup>-1</sup>, 升温至 860 过程中缓慢增加至 17.96 × 10<sup>-6</sup> <sup>-1</sup>, 在 1 032 时膨 胀量迅速下降,膨胀曲线出现拐点,升至1143 再 次出现拐点,随后在到达1200 过程中膨胀量线性 增加,膨胀系数约为 8.635×10<sup>-6</sup> <sup>-1</sup>。近α合金 Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo 和β合金 Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn 在 温度区间内热膨胀系数分别为 400~1 000 11.1×10<sup>-6</sup> <sup>-1</sup>和 7.0×10<sup>-6</sup> <sup>-1[13]</sup>,分别与合金升温起 始和结束阶段较为接近。由此可以判断, Ti60 合金在 升温过程发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变,相转变起始温度为1032 结束温度为1143。

Ti17、TC21、TC4等<sup>[9-11]</sup>多种两相钛合金均采用 杠杆定律对加热过程的 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变过程进行了动力学分析,其原理如式(1)<sup>[14]</sup>所示,其中 f(t)表示 t 时刻 $\alpha$ 相溶 解体积分数占所有溶解 $\alpha$ 相体积分数的百分比。



图 2 Ti60 合金升温过程热膨胀曲线

Fig.2 Thermal expansion curve of Ti60 alloy during heating



图 3 Ti60 合金升温过程热膨胀系数随温度的变化曲线



(2)

式中各参数如图 4 所示。采用式(2)计算 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变速率  $V_f$ , 计算结果如图 5 所示。

$$f(t) = \frac{\Delta L(T) - \Delta L_2(T)}{\Delta L_1(T) - \Delta L_2(T)}$$
(1)

$$V_f = \frac{\mathrm{d}f(T)}{\mathrm{d}(T)}$$



#### 图 4 升温过程膨胀曲线分析示意图

Fig.4 Schematic plan for expansion curve analysis during heating



图 5 α相溶解速率随温度的变化曲线



### 2.2 1030 固溶组织特征

图 6 所示为 Ti60 合金在 1 030 固溶不同时间的 显微组织,其中,浅色颗粒为初生 $\alpha$ 相,深色区域为残 留 $\beta$ 相及针状马氏体。对比分析可以发现,固溶 1.5 min 时 $\alpha$ 相尺寸较大且分布不均,并由等轴状转变为椭球 状。30 min 后 $\alpha$ 相数量减少,由原椭球形转变为条状。 随固溶时间的延长,固溶 120 min 时 $\alpha$ 相呈短



图 6 Ti60 合金在 1 030 固溶处理不同时间后的显微组织

**Fig.6** Microstructures of Ti60 alloy under 1 030 solution treatment for 1.5 min (a), 30 min (b), 120 min (c) and 240 min (d)

棒状,颗粒尺寸较小且弥散分布,部分紧邻颗粒粘连。 240 min 固溶后α相粗化,且颗粒尺寸相差较大,大尺 寸α相颗粒间距明显增加。

3 分析与讨论

3.1 升温过程相变动力学

合金在不同温度下相组成和体积分数及晶界面积 等因素会引起合金的热膨胀行为变化。再结晶过程晶 界面积增加,合金在相同温度下的膨胀量也会增加。 TARIN等<sup>[10]</sup>对比了Ti17合金两次升温过程DSC曲线, 发现残余变形引起静态再结晶,导致一次升温曲线在 750~800 产生较小偏移。锻态Ti60合金膨胀曲线斜 率在460 也略微增大,可以推测也发生了静态再结 晶。随后,膨胀曲线在1032~1143 阶段出现拐点, 发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变。

图 5 显示了合金升温过程中α相溶解速率迅速达 到峰值后逐渐减小。对比 Ti17 等其它钛合金<sup>[10-14]</sup>慢速 升温过程发现,增大加热速率引起合金起始转变温度 上升,转变速率加快。这是因为α相溶解为扩散控制过 程,快速升温使得α/β界面能量满足α→β转变所需激活 能的温度升高,为界面元素扩散提供足够时间。温度 升高使得元素拥有较高的扩散速率,进而加快了α相溶 解速率。

3.2 初生α相演变规律

锻态合金在两相区固溶时,发生静态再结晶及 α→β转变。等轴化的α晶粒通过溶解、球化并伴随熟 化过程形成初生α相。初生α相形貌、成分及分布与α/β 界面能、取向关系和溶质元素分布有关<sup>[7–8]</sup>。

固溶过程中初生a相形貌的演变过程可描述为等 轴a相溶解形成椭球状或条状a相,而后a相球化分解, 形成弥散、细小的短棒状a相,在球化的同时伴随熟化, 粗化的a相颗粒在 $\beta$ 转变组织交界处形成。  $a \rightarrow \beta$ 转变 时 $\beta$ 相在晶界处以椭球形状<sup>[15]</sup>形核长大。因此,在固 溶初期 $\beta$ 相含量小, $\beta$ 稳定元素浓度较高,相界面处a相溶解速率较快,a晶界收缩并凹陷,形成椭球状或条 状a相。随着 $\beta$ 相的增多,不同位向的 $\beta$ 相相遇形成边界, a相则聚集于 $\beta$ 转变组织交界处。平直的 $a/\beta$ 界面存在 Burgers 取向关系,溶解速率低于大曲率边界<sup>[7]</sup>,因此 a相曲率较大的端面快速溶解,a相分段球化,形成更 加细小、弥散的初生a相。当固溶时间达到4h, $a/\beta$ 界面元素分布趋于平衡,固溶组织中部分粗化的初生a相可知a颗粒间存在元素的长程扩散,即球化过程伴随 熟化过程,进而引起α相尺寸分布不均匀。

## 4 结论

1) 锻态 Ti60 合金在 40 /s 的快速升温过程中,  $\alpha \rightarrow \beta$ 起始转变温度为 1 032 ,结束温度为 1 143 。  $\alpha$ 相溶解速率迅速达到峰值后逐渐减小,而且升温速率 增大加快了 $\alpha$ 相溶解速率。

 2) 锻态组织在 1 030 固溶过程中α相由不连续 晶界处开始溶解 形成较大尺寸的椭球形或条状初生α 相。随后α相分段球化,形成细小、弥散的α相颗粒。 延长固溶时间,α相球化同时伴随熟化,导致α相尺寸 分布不均匀。

#### REFERENCES

- WILLIAMS J C, STARKE E A. Progress in structural materials for aerospace systems[J]. Acta Materialia, 2003, 51(19): 5775–5799.
- [2] WINSTONE M R, PARTRIDGE A, BROOKS J W. The contribution of advanced high-temperature materials to future aero-engines[C]//Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, 2001, Part L: 63–73.
- [3] 段 锐,蔡建明,李臻熙.初生α相含量对近α钛合金 TG6 拉 伸性能和热稳定性的影响[J].航空材料学报,2007,27(3): 17-22.

DUAN Rui, CAI Jian-ming, LI Zhen-xi. Effect of primary  $\alpha$  phase volume fraction on tensile property and thermal stability of near-alpha TG6 titanium alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007, 27(3): 17–22.

- [4] 郝孟一,蔡建明,杜 鹃,李臻熙. C 元素对 600 高温钛合 金热处理温度窗口的影响[J]. 材料工程, 2003(7): 20-22.
  HAO Meng-yi, CAI Jian-ming, DU Juan, LI Zhen-xi. The effect of element C on heat-treatment processing temperature window of 600 high temperature titanium alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2003(7): 20-22.
- [5] LUTJERING G, WILLIAMS J C. Titanium[M]. New York: Springer-Verlag, 2007: 227–234.
- [6] 蔡建明,黄 旭,曹春晓,马济民. 近α型钛合金长时高温热 暴露过程中显微组织演变及其对热稳定性的影响[J]. 航空材 料学报, 2010, 30(1): 12-19.
  CAI Jian-ming, HUANG Xu, CAO Chun-xiao, MA Ji-min. Microstructural evolution of near-α titanium alloy during long-term high temperature exposure and its influence on thermal stability[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2010, 30(1): 12-19.
- [7] 张尚洲, 王青江, 李阁平, 刘羽寅, 李 东. 高温钛合金 Ti-60

s441

热处理窗口与性能的关系[J]. 金属学报, 2002, 38(增刊): 70-73.

ZHANG Shang-zhou, WANG Qing-jiang, LI Ge-ping, LIU Yu-yin, LI Dong. Correlation between heat-treatment windows and mechanical properties of high-temperature titanium alloys Ti-60[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(Suppl.): 70–73.

 [8] 杨义,徐锋,黄爱军,李阁平.全片层 BT18Y 钛合金在 α+β相区固溶时的显微组织演化[J].金属学报,2005,41(7): 713-720.
 YANG Yi, XU Feng, HUANG Ai-jun, LI Ge-ping. Evolution of

microstructure of full lamellar titanium alloy BT18Y solutionized at  $\alpha+\beta$  phase field[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(7): 713–720.

- [9] SHAH A K, KULKARNI G J, GOPINATHAN V, KRISHNAN R. Determination of activation energy for α+β→β transformation in Ti-6Al-4V alloy by dilatometry[J]. Scripta Metallurgicaet Materialia, 1995, 32(9): 1353–1356.
- [10] TARIN P, FERNANDEZ A L, SIMON A G, BADIA J M, PIRIS N M. Transformations in the Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr(Ti-17) alloy and mechanical and microstructural characteristics[J].

Materials Science and Engineering A, 2006, 438/440: 364-368.

- [11] WANG Y H, KOU H C, CHANG H, ZHU Z S, SU X F, LI J S. Phase transformation in TC21 alloy during continuous heating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 472(1/2): 252–256.
- [12] WANG Y H, KOU H C, CHANG H, ZHU Z S, ZHANG F S, LI J S, ZHOU L. Influence of solution temperature on phase transformation of TC21 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 508(1/2): 76–82.
- [13] MARYA M, EDWARDS G R. A study on the laser forming of near-alpha and metastable beta titanium alloy sheets[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 108(3): 376–383.
- [14] CHARPENTIER M, HAZOTTE A, DALOZ D. Lamellar transformation in near-γ TiAl alloys—Quantitative analysis of kinetics and microstructure[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 491(1/2): 321–330.
- [15] SEWARD G G E, CELOTTO S, PRIOR D J, WHEELER J, POND R C. In situ SEM-EBSD observations of the hcp to bcc phase transformation in commercially pure titanium[J]. Acta Materialia, 2004, 52(4): 821–832.

(编辑 李向群)