

# Ti6242 合金组织演化的精细分析

周毅<sup>1,2</sup>, 曹京霞<sup>1,2</sup>, 隋楠<sup>1,2</sup>, 张明达<sup>1,2</sup>, 谭启明<sup>1,2</sup>, 丁建山<sup>1,2</sup>, 黄旭<sup>1,2</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095)

(2. 中国航发先进钛合金重点实验室, 北京 100095)

**摘要:** 以等轴组织 Ti6242 合金为研究对象, 采用光学显微镜与扫描电镜 2 种组织观察手段, 结合图像处理软件的自动处理与统计学方法, 分析了不同热处理制度下合金组织的精细特征与演变规律。建立了采用体积分数  $V_\alpha$ 、尺寸  $D_\alpha$ 、分布密度  $\rho_\alpha$  和聚集程度  $E_\alpha$  4 个参量来精确定量描述等轴初生  $\alpha$  相特征及演化的方式, 发现  $V_\alpha$ 、 $D_\alpha$ 、 $\rho_\alpha$  和  $E_\alpha$  均随固溶温度的升高而减小,  $V_\alpha$  和  $\rho_\alpha$  分别满足线性和抛物线规律;  $V_\alpha$  的减小速度随温度升高而增加, 随时间的延长而降低。随  $V_\alpha$  减小,  $\beta$  相中 Al 元素含量增加, Sn、Zr 和 Mo 三元素含量均降低; 4 种合金元素在  $\alpha$  与  $\beta$  两相中的含量差异变小。850 与 800 °C 下,  $\beta$  相的  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  分别落入  $\alpha+\beta$  型和亚稳  $\beta$  型钛合金对应的  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  区间, 水淬后  $\beta$  相分别发生马氏体转变和保留亚稳态。

**关键词:** Ti6242 钛合金; 热处理; 组织演化; 定量分析

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)03-0907-09

钛合金因具有质轻、高强、耐腐蚀等优良的综合性能, 成为航空、航天、航海与兵器等领域广泛且大量应用的一类关键材料。其中, 航空发动机用钛合金零部件, 尤其是轮盘、整体叶盘与叶片等转动部件, 因服役环境严苛和服役可靠性要求高, 对材料的品质和组织性能的控制水平提出更高的挑战。要应对这种挑战, 合金组织定性描述的传统方式已不再适用, 需要对合金组织进行更为精细的定量化表征与分析, 以更加深刻地认识合金组织的演化规律, 从而建立工艺-组织-性能间(半)定量的关联, 实现钛合金零部件制备工艺的精准稳定控制。

近年来, 国内外许多学者在钛合金及其它材料的组织定量表征分析方面开展了研究工作, 取得了一定的进展。西北工业大学的曾卫东团队在钛合金显微组织定量表征分析方面做过较为全面系统的研究。该团队主要采用 Image-Pro Plus 图像处软件, 建立起一套显微组织的定量分析表征方法<sup>[1,2]</sup>, 并应用于不同的合金材料分析。该团队定量分析和表征了  $(\alpha+\beta)$  两相钛合金的显微组织, 建立了初生和次生  $\alpha$  相关的尺寸、体积分数、形态等组织参数的定量表征方法<sup>[3,4]</sup>; 定量分析了 TC17 钛合金片层组织球化规律, 得到了片层  $\alpha$  相球化临界与完全球化的等效应变变量分别约为 0.4 与 1.0 的结论<sup>[5]</sup>; 此外还对 O 相合金的显微组织进行了定

量表征<sup>[6,7]</sup>。金属所徐东生团队采用相场模拟的方法对 Ti-6Al-4V (TC4) 合金的组织演化进行了定量分析。建立了初生  $\alpha$  颗粒溶解过程中,  $\alpha$  颗粒尺寸分布特征对  $\alpha$  相体积分数、溶解速度和尺寸变化等参数与时间的关系的影响规律<sup>[8]</sup>, 以及界面能的高低、各向异性程度和热处理温度对片层组织形貌的影响规律<sup>[9]</sup>。北京航空材料研究院的李四清团队采用定量金相的方法建立了 TC4 合金等轴初生  $\alpha$  相的体积分数与室高温拉伸、持久、断裂韧度和低周疲劳性能的关系<sup>[10]</sup>; 南海等学者建立了针对 ZTC4 合金大型精密铸件晶粒度的系统评价方法, 涵盖了晶粒最大尺寸、最小尺寸、平均尺寸与晶粒不规则度等参数<sup>[11]</sup>。西安建筑科技大学的杨冠军团队<sup>[12]</sup>采用定量金相的分析方法建立起 TC18、Ti6242 和 Ti6242S 钛合金中显微组织参数与热处理工艺间的定量关系<sup>[13]</sup>。哈尔滨工业大学的朱景川团队<sup>[14]</sup>、西北工业大学的 Gao<sup>[15,16]</sup>团队分别采用 EBSD 方法和定量金相的方法针对 TA15 钛合金开展组织演化的定量研究。西北工业大学的 Luo 等人<sup>[17]</sup>对 TC17 钛合金等温压缩过程中  $\alpha$  片层的球化行为进行定量表征, 建立了球化体积分数与变形速率、变形温度与变形量间的定量关系。Guo 等人<sup>[18]</sup>和南昌航空大学的吴伟等人<sup>[19]</sup>采用定量金相的方法分别对 Ti-55511 合金、BT25y 合金和 TC4 合金进行了表征分析。国外的

收稿日期: 2019-03-05

基金项目: 中国航发产学研合作项目 (HFZL2018CX023); 商发材料专项 (JPPT-KF2008-3)

作者简介: 周毅, 男, 1983 年生, 博士, 中国航发北京航空材料研究院, 中国航发先进钛合金重点实验室, 北京 100095, 电话: 010-62496630, E-mail: ChinaMonday@163.com

Warchomicka 通过定量金相的方法, 分析了 Ti1023 合金在压缩变形过程中的组织演化<sup>[20]</sup>; Marczewski 分析了 Zr 和 Nb 基  $\beta$  钛合金的结构演化<sup>[21]</sup>。此外, 有学者将定量金相分析应用在 TiNi 合金<sup>[22,23]</sup>、TiAl 合金<sup>[24,25]</sup>、Ni 基高温合金<sup>[26]</sup>、W 基合金<sup>[27-29]</sup>、镁合金<sup>[30]</sup>、复合材料<sup>[31,32]</sup>和其它材料体系<sup>[32-39]</sup>, 取得了一系列成果。

在航空发动机用高温钛合金中, Ti6242 合金的用量仅次于 Ti64 (TC4) 合金, 是压气机盘、整体叶盘、叶片与机匣等部件的主选材料。

本研究以航空发动机压气机盘、整体叶盘、叶片、机匣等典型部件的主要选材之一 Ti6242 合金为研究对象, 采用定量金相的分析方法, 通过新的组织参量的定义与定量统计分析, 建立合金在不同热处理制度下组织演化的定量描述模型, 为合金组织的精细调控和工艺参数的合理选择与稳定控制提供依据。

## 1 实验

试验用 Ti6242 合金试样取自两炉批  $\Phi 230$  mm 棒材 1/2R 处, 尺寸为  $\Phi 12$  mm $\times$ 10 mm。两炉批合金分别用 T、S 标识, 成分如表 1 所示。试样的原始组织如图 1 所示, 为  $\alpha+\beta$  两相区锻造组织。合金 T 与合金 S 相比, 等轴初生  $\alpha$  相 ( $\alpha_p$ ) 含量略高, 尺寸更小, 但等轴化程度略差。统计显示, 合金 T 与 S 的等轴初生  $\alpha$  相含量分别约为 65%和 55%。

采用德国 Nabertherm 高精度马弗炉进行 3 组热处理: 一是固溶温度对合金组织中等轴初生  $\alpha$  相的影响, 固溶温度区间为 950~1010  $^{\circ}\text{C}$ , 温度间隔为 5  $^{\circ}\text{C}$ , 在选定的固溶温度下保温 1 h 后空冷处理; 二是固溶时间对合金组织中等轴初生  $\alpha$  相的影响, 在 960、985、1015  $^{\circ}\text{C}$  3 个温度下分别保温 3~30 min 后空冷处理; 三是两相平衡条件下,  $\alpha$  相与  $\beta$  相的成分、等轴初生  $\alpha$  相硬度以及  $\beta$  相稳定性与固溶温度(或两相相对比例)的关系, 固溶温度区间为 800~995  $^{\circ}\text{C}$ , 设定温度下保温 5 h 后水淬处理。

热处理后的试样去掉了表面的 2 mm, 之后依次采用研磨、抛光、腐蚀与清洗工序进行金相试样制备, 腐蚀采用体积配比为 3%HF+7%HNO<sub>3</sub>+90%H<sub>2</sub>O 的 Kroll 溶液。显微组织观察采用蔡司光学显微镜进行, 随机选取 5~7 个视野采集显微组织照片。

采用 Image-pro 6.0 的 count size 模块, 对采集的

显微组织照片进行  $\alpha_p$  的体积分数  $V_{\alpha}$ , 数量  $N_{\alpha}$ , 平均大小  $D_{\alpha}$  以及分布密度  $\rho_{\alpha}$  等组织参数的定量统计分析。其中  $\alpha_p$  数量  $N_{\alpha}$  的统计分析涉及形态识别问题。由图 1 可看出,  $\alpha_p$  晶粒间存在团聚现象, 即多个  $\alpha_p$  晶粒间有联通的部分, 并未完全由晶/相界隔开而形成孤立的  $\alpha_p$  晶粒, 该情况在高  $\alpha_p$  体积分数的情况下更为严重。这虽然不影响依赖于衬度差异而进行的相体积分数(即二维面积)分析计算的精度, 但极大增加了依赖于形态识别的  $N_{\alpha}$  的统计分析难度。为此在统计  $N_{\alpha}$  时, 采用了 2 种方式, 一是不做任何处理, 只要相邻的 2 个  $\alpha_p$  晶粒有不少于 4 个像素相连, 便认为是 1 个  $\alpha_p$  晶粒; 二是采用 watershed 算法对提取的  $\alpha_p$  进行分割, 将团聚的  $\alpha_p$  分割成多个近等轴形态的  $\alpha_p$  晶粒, 然后再进行统计分析。

采用 JXA8100 型电子探针对合金中的  $\alpha_p$  与  $\beta$  转变组织  $\beta_{\text{转}}$  的成分进行检测, 成分取 5 个点的平均值。

采用维氏显微硬度计对合金组织中的  $\alpha_p$  的维氏显微硬度进行表征, 载荷为 10 g, 保压时间 15 s, 硬度值取 10 个点的平均值。

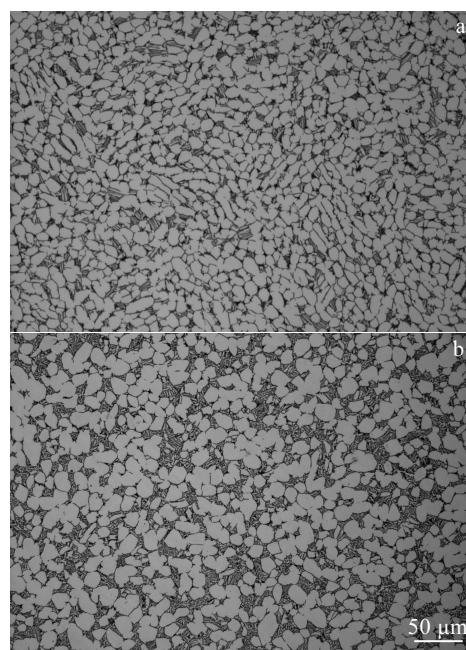


图 1 2 种 Ti6242 合金的原始组织

Fig.1 Original microstructures of the Ti6242 alloys: (a) T alloy and (b) S alloy

表 1 试验用两炉批 Ti6242 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of the two batches of Ti6242 alloys ( $\omega/\%$ )

Alloy	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Fe	C	Y	O	N	H
T	6.12	2.13	4.18	2.05	0.084	0.02	0.008	<0.004	0.13	0.004	0.0015
S	6.08	1.93	4.09	1.92	0.093	0.019	0.015	<0.0001	0.11	0.073	0.00279

## 2 实验结果

### 2.1 固溶温度对合金中等轴初生 $\alpha$ 相的影响

固溶温度对等轴初生  $\alpha$  相的影响较为显著, 图 2 显示了 950、980、1005 °C 下 T 和 S 2 种合金组织中等轴初生  $\alpha$  相的形貌。随固溶温度升高, 可以总结出以下几条基本规律: (1) 等轴初生  $\alpha$  相体积分数减小;

(2) 等轴初生  $\alpha$  相尺寸减小; (3) 原始组织中等轴初生  $\alpha$  相尺寸大的, 任意固溶温度下, 其等轴初生  $\alpha$  相尺寸均较大。

Image-pro 软件的 count size 模块对合金组织中等轴初生  $\alpha$  相进行提取效果见图 3, 显示了该提取方法的有效性和准确性。通过对提取的数据的计算与统计分析, 得到图 4。图 6~图 8 分别为定量曲线关系。

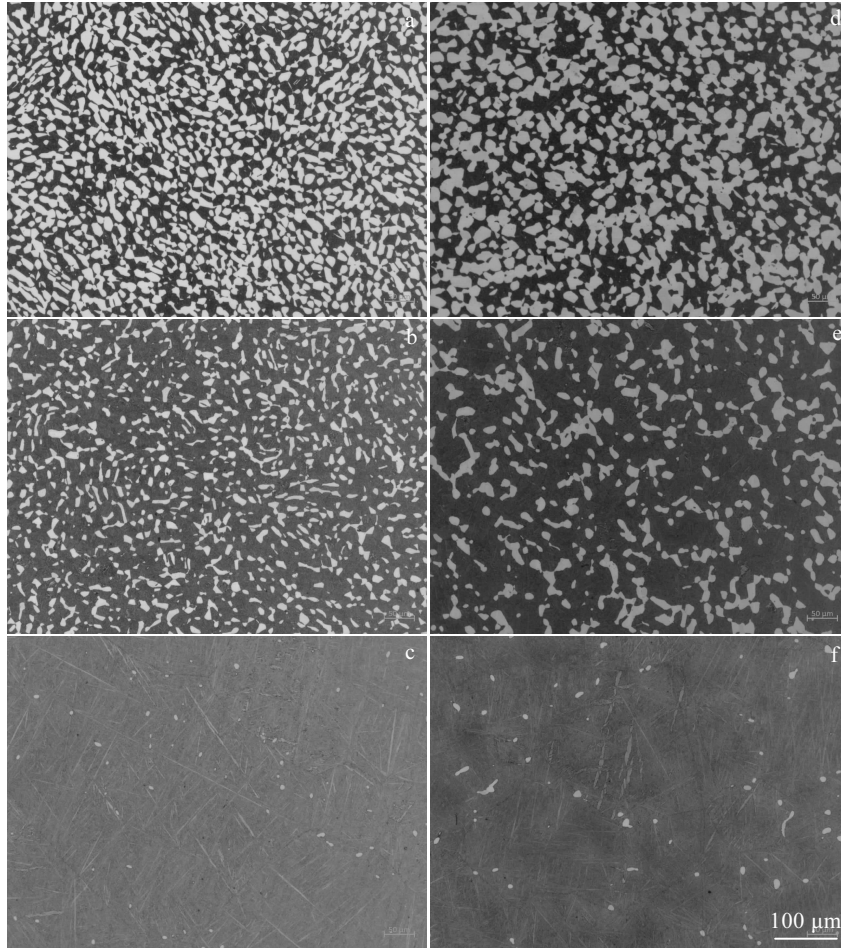


图 2 不同固溶温度下 T、S 两合金组织中  $\alpha_p$  相的形貌

Fig.2 Morphologies of the  $\alpha_p$  of T (a~c) and S (d~f) alloys at different solution temperatures: (a, d) 950 °C, (b, e) 980 °C, and (c, f) 1005 °C

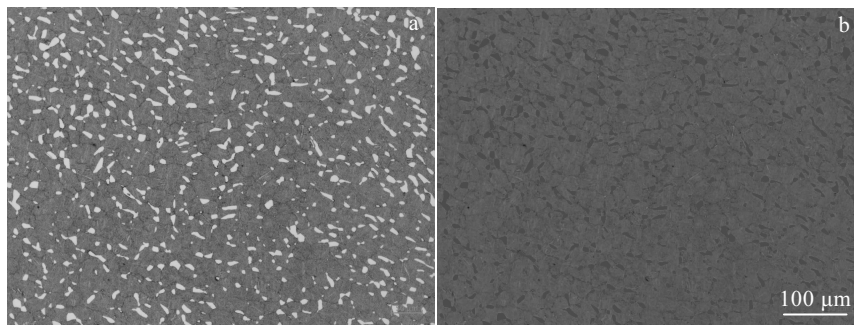


图 3 Image-pro 软件的 count size 模块对  $\alpha_p$  的提取效果的 SEM 照片

Fig.3 SEM images of  $\alpha_p$  recognition employing the count size module of Image-pro software: (a) input image and (b) output image of primary  $\alpha$  being recognized

图 4 显示了合金 T 与合金 S 中等轴初生  $\alpha$  相的体积分数  $V_\alpha$  与固溶温度  $T$  间的定量关系。可以看出, 整体上  $V_\alpha$  (体积分数, %) 与  $T$  (°C) 满足式(1)所表示的反比关系, 经过线性拟合处理, 可以得出式(1)中的比例系数  $K$  和常数  $C$  分别约为  $-0.859$  ( $^\circ\text{C}^{-1}$ ) 和  $863.8$ ,  $T$  的取值范围为  $950\sim 1010$  °C。

$$V_\alpha = KT + C \quad (1)$$

虽然整体上  $V_\alpha$  与  $T$  呈线性关系, 但两合金的曲线斜率在  $975\sim 985$  °C 区间均达到峰值, 意味着该温度区间内  $\alpha$  相与  $\beta$  相的两相体积比例对温度的变化最为敏感。温度高于  $985$  °C,  $\alpha_p$  含量变化最为缓慢。

Watershed 算法对团聚的  $\alpha_p$  的分割效果如图 5 所示。可以看出, 该算法能够有效地增加  $N_\alpha$  识别的准确率。

图 6 显示了 2 种合金采用上述 2 种处理方式统计分析得到的  $N_\alpha$  与  $T$  间的定量关系。可以看出, 合金 T 中的  $N_\alpha$  远高于合金 S; 无论分割与否, 合金 S 中  $N_\alpha$  随  $T$  的升高而逐渐减少; 分割处理后, 合金 T 中的  $\alpha_p$  数量呈现与合金 S 相近的随  $T$  升高而递减的规律, 但未分割前, 其组织中  $N_\alpha$  在  $985$  °C 达到峰值, 低于  $985$  °C,  $N_\alpha$  随  $T$  增加而缓慢增加, 而高于  $985$  °C,  $N_\alpha$  随  $T$  增加而急剧减少。

通过多项式拟合可以得出, 分割后, 合金 S 与合金 T 中  $N_\alpha$  (counts) 与固溶温度  $T$  (°C) 均满足式(2)所示的抛物线关系, 对应的常数  $A_1$ 、 $A_2$  和  $A_0$  数值列于表 2 中。

$$N_\alpha = A_0 + A_1T + A_2T^2 \quad (2)$$

图 6 显示, 分割前后  $N_\alpha$  有较大的变化, 且这种变化在低温区域更为明显, 这与  $\alpha_p$  晶粒的聚集程度有关。根据等轴初生  $\alpha$  相分割前后的数量  $N_{\alpha 0}$  和  $N_{\alpha s}$ , 定义了一个用以描述  $\alpha_p$  晶粒聚集程度的参数  $E_\alpha$ :

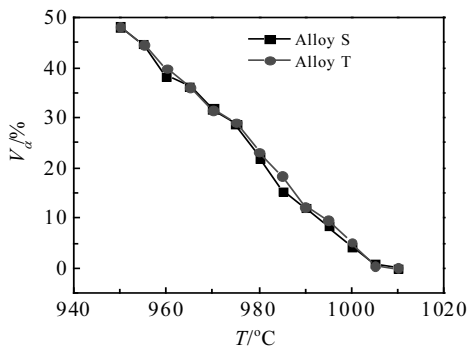


图 4 合金 T 与合金 S 中  $\alpha_p$  的体积分数  $V_\alpha$  与固溶温度  $T$  的关系

Fig.4 Relationships between the volume fraction  $V_\alpha$  and solution temperature  $T$  of  $\alpha_p$  in alloy T and alloy S

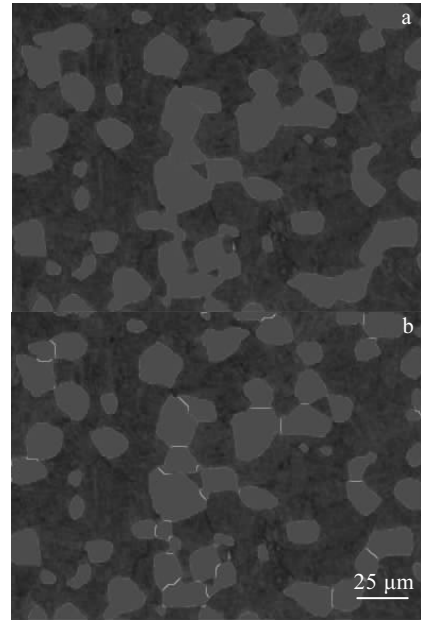


图 5 Watershed 算法对  $\alpha_p$  晶粒的分割效果

Fig.5 Split effect of the Watershed algorithm on the  $\alpha_p$  phase grains

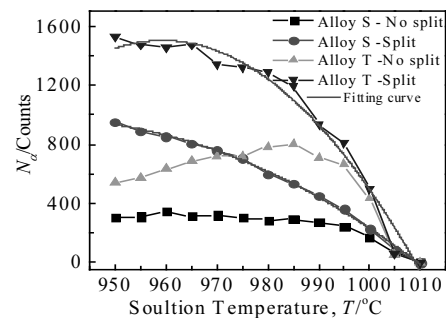


图 6 合金 T 与合金 S 中  $\alpha_p$  数量  $N_\alpha$  与固溶温度  $T$  间的关系

Fig.6 Relationships between solution temperature  $T$  and the quantity  $N_\alpha$  of  $\alpha_p$  grain in alloy T and alloy S

表 2 满足式(2)关系的合金 S 与合金 T 的对应常数

Table 2 Value of constant in formula (2) for alloy T and alloy S

Alloy	$A_0$ /counts	$A_1$ /counts·°C <sup>-1</sup>	$A_2$ /counts·°C <sup>-2</sup>
T	-560413.84	1171.44	-0.61
S	-151129.65	325.48	-0.17

$$E_\alpha = N_{\alpha s} / N_{\alpha 0} - 1 \quad (3)$$

各温度下两合金中  $\alpha_p$  晶粒聚集程度  $E$  的对比见图 7。可以看出两合金的  $E$  均随固溶温度的升高而降低; 任何温度下, 合金 T 的  $\alpha_p$  晶粒聚集程度均低于合金 S, 在温度接近合金  $\beta$  相转变温度时, 二者差异逐渐减少。

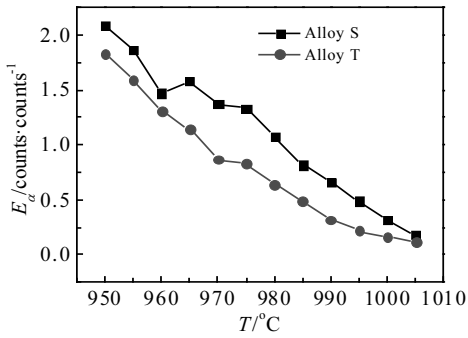


图7 合金T与合金S中 $\alpha_p$ 聚集程度 $E_\alpha$ 与固溶温度 $T$ 的关系  
Fig.7 Relationships between aggregation degree  $E_\alpha$  and solution temperature of  $\alpha_p$  grain in alloy T and alloy S

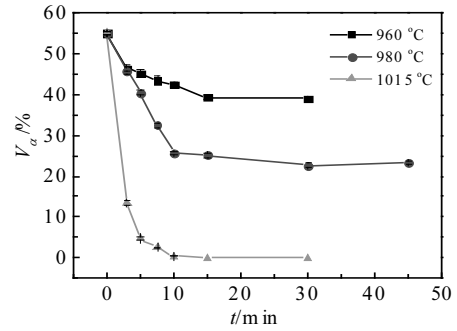


图9  $\alpha_p$ 的体积分数 $V_\alpha$ 与固溶时间 $t$ 的关系  
Fig.9 Relationships between solution time  $t$  and volume fraction  $V_\alpha$  of  $\alpha_p$

为便于进行 $\alpha_p$ 晶粒大小的计算与统计分析,将 $\alpha_p$ 的形态作规则的球形假设,以平均直径 $D_\alpha$ 来表示 $\alpha_p$ 的尺寸,其与固溶温度 $T$ 的关系见图8。可以看出,两合金中 $\alpha_p$ 的 $D_\alpha$ 值随 $T$ 的升高逐步降低;任何温度下,合金S的 $D_\alpha$ 值均大于合金T,但二者的差异随 $T$ 的升高而降低。

2.2 固溶时间对等轴初生 $\alpha$ 相的影响

等轴初生 $\alpha$ 相除了受固溶温度影响显著外,也受固溶时间的影响。图9显示了 $\alpha_p$ 的体积分数与固溶时间 $t$ 的关系。有如下规律:(1)温度高于960 °C时, $\alpha_p$ 的体积分数 $V_\alpha$ 达到相应温度下的稳定值的时间均不超过15 min;(2)随固溶温度升高, $V_\alpha$ 达到稳定值的时间缩短,即 $\alpha_p$ 的回溶速度大幅提高;(3)任意温度下, $\alpha_p$ 的回溶速度随时间的延长而降低。

2.3 固溶温度(相比例)对相成分、硬度与稳定性的影响

Ti6242合金中的主要合金元素为Al、Sn、Zr、Mo,其中Al为 $\alpha$ 稳定元素,Mo为 $\beta$ 稳定元素,Sn和Zr为中性元素。

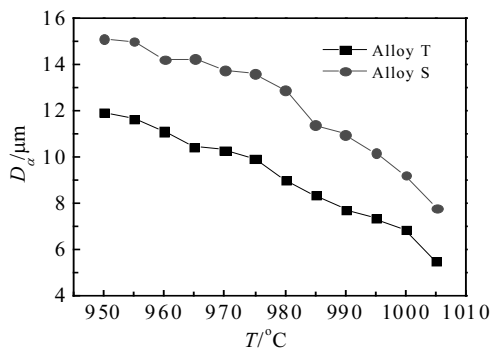


图8 合金T与合金S中 $\alpha_p$ 的平均大小 $D_\alpha$ 与固溶温度 $T$ 的关系  
Fig.8 Relationships between average size  $D_\alpha$  of  $\alpha_p$  and solution temperature  $T$  in alloy T and alloy S

经过5 h的长时保温固溶处理,可以认为合金中 $\alpha$ 与 $\beta$ 两相达到了相应温度下的平衡状态。不同固溶温度处理后,合金中呈平衡状态的 $\alpha$ 与 $\beta$ 两相比列不同,相成分也有差异。WDS检测的 $\alpha$ 、 $\beta$ 两相中主合金元素随固溶温度的变化曲线见图10。可以看出以下规律:(1)Al、Sn、Zr、Mo 4种合金元素在 $\alpha$ 与 $\beta$ 两相中的含量存在明显差异,但随着固溶温度的升高,该差异减少;(2)任何温度下Al元素在 $\alpha$ 相中的含量均高于 $\beta$ 相,而Sn、Zr、Mo三元素则相反,在 $\beta$ 相中的含量均高于 $\alpha$ 相;(3)温度不高于995 °C时, $\alpha$ 相中的Al元素含量趋于稳定,而 $\beta$ 相中Al元素含量却随温度的升高而升高;(4) $\alpha$ 相中的Sn元素含量基本趋于稳定,在1.75%~1.77%(质量分数)之间, $\beta$ 相中的Sn含量随温度的升高而降低;(5) $\alpha$ 相中Zr元素的含量虽有波动,但没有明显的趋势变化; $\beta$ 相中的Zr元素含量随固溶温度的升高而降低;(6) $\alpha$ 相中Mo元素的含量一直稳定在0.3%左右; $\beta$ 相中Mo元素的含量随固溶温度的升高而降低。

需要注意的是,相的晶粒(或区域)尺度过小,会导致WDS的检测结果偏离相实际成分的程度增大,虽然不会影响统计规律的趋势,但在精细分析相成分的影响时,必须进行校正。

不同固溶温度下,Ti6242合金中 $\alpha$ 与 $\beta$ 两相比列不同,导致不同的合金元素在两相中的含量分配产生差异,相成分的差异,不仅会带来相的性能的不同,而且会影响后续热处理过程中相的稳定性与相变机制。

图11显示了Ti6242合金中 $\alpha$ 相的显微硬度 $HV_{0.001}$ 与固溶温度 $T$ 之间的关系。 $\alpha$ 相的峰值硬度对应的固溶温度为985 °C,温度低于985 °C,随 $T$ 的升高, $\alpha$ 相的硬度增加,超过985 °C,硬度下降。

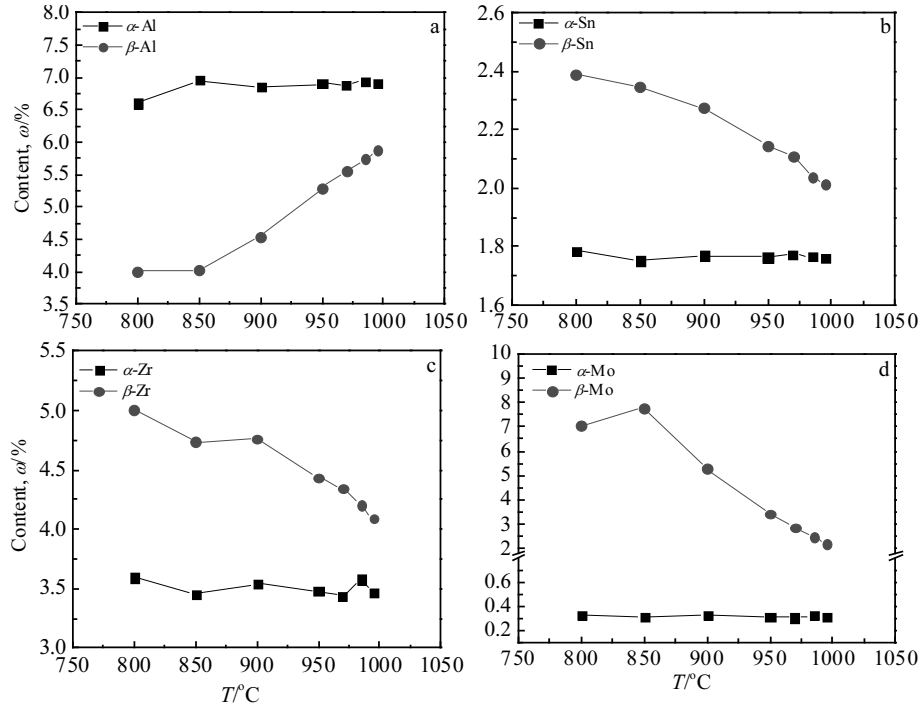


图 10 相平衡状态下  $\alpha$  与  $\beta$  两相的成分与固溶温度  $T$  的关系

Fig.10 Relationships between solution temperature  $T$  and the chemical composition of  $\alpha$  and  $\beta$  under phase equilibrium condition: (a) Al, (b) Sn, (c) Zr, and (d) Mo

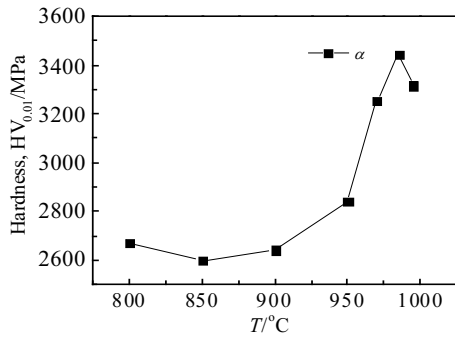


图 11 Ti6242 合金中  $\alpha_p$  的显微硬度  $HV_{0.01}$  与固溶温度间的关系  
Fig.11 Relationships between microhardness  $HV_{0.01}$  and solution temperature  $T$  of  $\alpha_p$  in Ti6242 alloy

图 12 显示了 Ti6242 合金经 850 和 800 °C 固溶水淬处理后的显微组织。可明显看出，固溶温度为 850 °C 时， $\beta$  相的稳定性不足，水淬后  $\beta$  相发生了马氏体转变，析出了大量的针状马氏体；固溶温度为 800 °C 时， $\beta$  相的稳定性提高，水淬处理后， $\beta$  相以亚稳态的结构形式完全保留至室温，未发生相转变。因此，可以确定 800~850 °C 是 Ti6242 合金中  $\beta$  相水淬稳定与否的临界温度区间。

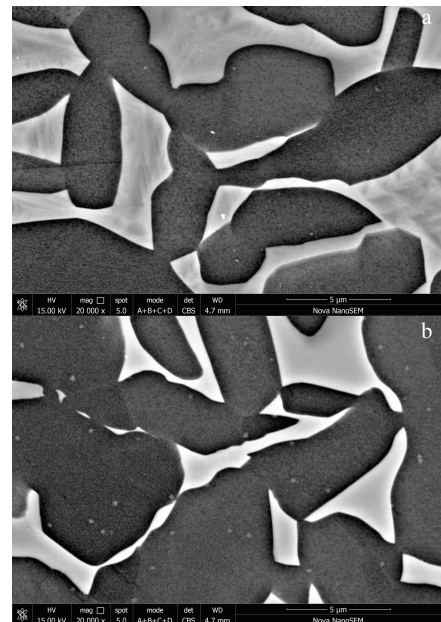


图 12 不同固溶水淬处理后 Ti6242 合金显微组织  
Fig.12 Microstructures of Ti6242 alloy after being quenched in water at different solution temperatures: (a) 850 °C and (b) 800 °C

### 3 讨论

#### 3.1 Ti6242 合金组织中等轴初生 $\alpha$ 相的特征参数

具有等轴组织或双态组织特征的 Ti6242 合金, 热处理过程中, 等轴初生  $\alpha$  相的体积分数  $V_\alpha$ 、尺寸  $D_\alpha$ 、数量  $N_\alpha$  均会按照 2.1 节揭示的规律发生演化, 三者之间并非完全独立变化, 而是通过式(4)相互关联, 并只有 2 个自由度。其中  $D_\alpha$  可通过固溶温度的高低配合固溶后冷却速度的控制实现增大或减少, 即提高固溶温度、增大固溶冷速可使  $D_\alpha$  减小, 反之则使  $D_\alpha$  增大;  $N_\alpha$  则不然, 仅通过热处理过程不能使  $N_\alpha$  增加, 任何热处理均能促进  $\alpha_p$  的更好地球化、融合与吞并, 从而使  $N_\alpha$  呈现减少的趋势。因此,  $V_\alpha$  的减小基本上伴随着  $D_\alpha$  与  $N_\alpha$  的同步减少, 而  $V_\alpha$  的增加则是通过能够补偿  $N_\alpha$  减少的  $D_\alpha$  的增大来实现。因此,  $N_\alpha$  的这一特点赋予了其对认识和评价合金组织更为本质和重要的意义。

$$V_\alpha = LN_\alpha D_\alpha^2 \quad (4)$$

$N_\alpha$  具有广延性质, 与受检面积  $S$  有关, 在对不同的合金或组织进行精细化分析评价时, 不能反映组织的本质特征, 也不能方便有效地进行量化对比。为此定义一个具有强度性质的参量,  $\alpha_p$  的分布密度  $\rho_\alpha$ :

$$\rho_\alpha = N_\alpha / S \quad (5)$$

则式(4)可转化为:

$$V_\alpha = \pi / 4 \rho_\alpha D_\alpha^2 \quad (6)$$

图 13 显示了  $\alpha_p$  的分布密度  $\rho_\alpha$  随固溶温度  $T$  的变化, 趋势与  $N_\alpha$  类似。

根据式(2),  $\rho_\alpha$  (counts/mm<sup>2</sup>) 满足式(7), 相应的参数列于表 3 中。

$$\rho_\alpha = B_0 + B_1 T + B_2 T^2 \quad (7)$$

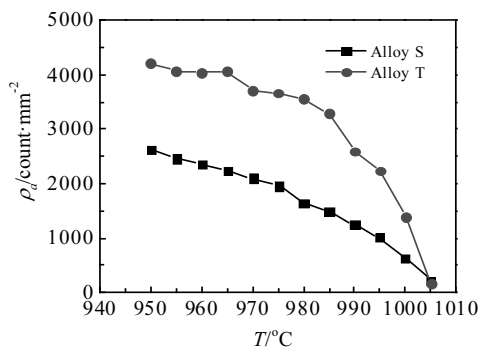


图 13 合金 T 与合金 S 中  $\alpha_p$  的分布密度  $\rho_\alpha$  与固溶温度间的关系

Fig.13 Relationships between solution temperature  $T$  and the distribution density  $\rho_\alpha$  of primary  $\alpha$  grain in alloy T and alloy S

表 3 满足式(7)关系的合金 S 与合金 T 的对应常数

Table 3 Value of constant in formula (7) for alloy T and alloy S

Alloy	$B_0/$ counts·mm <sup>-2</sup>	$B_1/$ (counts·mm <sup>-2</sup> )·°C <sup>-1</sup>	$B_2/$ (counts·mm <sup>-2</sup> )·°C <sup>-2</sup>
T	$-1.55 \times 10^6$	3240.47	-1.69
S	$-4.18 \times 10^5$	900.35	-0.47

定量确定了  $\rho_\alpha$ 、 $D_\alpha$  以及  $E_\alpha$ , 合金组织中有关  $\alpha_p$  的精细特征便被充分表征出来, 同时不同合金或组织形貌也可进行定量对比分析。这对于更加深入地认识合金组织及其演化, 推动建立更为准确的工艺-组织-性能响应关系具有重要意义。

#### 3.2 Ti6242 合金中 $\beta$ 相的成分与水淬稳定性

处于  $\alpha+\beta$  两相区温度区间的 Ti6242 合金, 合金元素在两相中含量的差异性分配, 必然导致  $\beta$  相的成分 (或钼当量  $[Mo]_{eq}$ ) 与合金成分产生偏离, 偏离程度随  $\beta$  相含量的降低而增大, 当  $[Mo]_{eq}$  超过某一临界值,  $\beta$  相的水淬稳定性将发生质变, 最终改变  $\beta$  转变组织 ( $\beta_{\#}$ ) 的形貌。2.5 节的结果显示, 这一  $[Mo]_{eq}$  临界值在 850~800 °C 的温度区间内达到。

由于固溶温度低于 850 °C 时, Ti6242 合金中  $\beta$  相的含量少、尺寸小、形状不规则, 电子束的“滴状”作用区域往往会超过  $\beta$  相而进入  $\alpha$  相中, 所以电子探针不能直接测得准确的  $\beta$  相成分, 而  $\alpha_p$  的含量高、尺寸大、形状规则, 直接测得的成分更为准确可靠。因此, 以  $\alpha_p$  的成分、 $V_\alpha$  及合金的成分为基准, 对合金中的  $\beta$  相的成分进行校准, 得到 800 与 850 °C 固溶水淬后合金中  $\beta$  相的成分如表 3 所示。二者对应的  $[Mo]_{eq}$  (即 Mo 含量) 分别为 12.55% 和 9.26%, 明显高于合金的 2.05% (见表 4 和表 5)。

可以知道, 钛合金分类的理论依据是  $\beta$  稳定元素含量及其带来的  $\beta$  相水淬稳定性与相转变方式的不同。不同类别钛合金对应的  $\beta$  稳定元素含量范围, 折算成钼当量  $[Mo]_{eq}$  如表 5<sup>[40,41]</sup> 所示。其中  $[Mo]_{eq}$  小于 10 的  $\alpha$ 、近  $\alpha$  和  $\alpha+\beta_3$  类钛合金在  $\beta$  单相区水淬时均发生马氏体转变。当  $[Mo]_{eq}$  超过 10 时,  $\beta$  相的稳定性增加, 水淬后可以亚稳  $\beta$  相的结构形式保留至室温。

表 4 800 与 850 °C 两相平衡条件下 Ti6242 合金中  $\beta$  相的成分  
Table 4 Chemical composition of  $\beta$  phase at 800 and 850 °C under  $\alpha$  &  $\beta$  phase equilibrium condition ( $\omega/\%$ )

Temperature/°C	Al	Sn	Mo	Zr
800	2.659077	2.737615	12.54962	7.251077
850	2.144889	2.638889	9.263556	6.94

该理论可很好的解释 850 与 800 °C 水淬后 Ti6242 合金中  $\beta$  转组织的差异。即 850 °C 下残余  $\beta$  相的  $[Mo]_{eq}$  落入  $\alpha+\beta$  型钛合金的  $[Mo]_{eq}$  区间, 水淬后可发生马氏体转变; 800 °C 下残余  $\beta$  相的  $[Mo]_{eq}$  落入亚稳  $\beta$  型钛合金的  $[Mo]_{eq}$  区间, 水淬后保温亚稳  $\beta$  相。

表 5 钛合金的分类及其对应的钼当量  $[Mo]_{eq}$

Table 5 Range of  $[Mo]_{eq}$  for different types of Ti alloys<sup>[40,41]</sup>

Type of Ti alloy	$[Mo]_{eq}, \omega/\%$
$\alpha$	0
Near $\alpha$	2~2.5
$\alpha+\beta$	2.5~10
Metastable $\beta$	>10
Stable $\beta$	>30

### 4 结 论

1) 采用体积分数  $V_\alpha$ 、尺寸  $D_\alpha$ 、分布密度  $\rho_\alpha$  和聚集程度  $E_\alpha$  4 个参量, 可较为精确地定量描述 Ti6242 合金组织中中等轴初生  $\alpha$  相  $\alpha_p$  的特征。

2)  $V_\alpha$ 、 $D_\alpha$ 、 $\rho_\alpha$  和  $E_\alpha$  均随固溶温度的升高而减小,  $V_\alpha$  和  $\rho_\alpha$  分别满足线性和抛物线规律;  $V_\alpha$  的减小速度随温度升高而增加, 随时间的延长而降低。

3) 随  $V_\alpha$  减小,  $\beta$  相中 Al 元素含量增加, Sn、Zr 和 Mo 三元素含量均降低; 4 种合金元素在  $\alpha$  与  $\beta$  两相中的含量差异变小。

4) 850 与 800 °C 下,  $\beta$  相的  $[Mo]_{eq}$  分别落入  $\alpha+\beta$  型和亚稳  $\beta$  型钛合金对应的  $[Mo]_{eq}$  区间, 水淬后  $\beta$  相分别发生马氏体转变和保留亚稳态。

### 参考文献 References

[1] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Shao Yitao(邵一涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(3): 398

[2] Shao Yitao(邵一涛), Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S3): 708

[3] Zeng Weidong(曾卫东), Wang Kaixuan(王凯旋), Zhao Yongqing(赵永庆) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 505

[4] Zhou Dadi, Zeng Weidong, Xu Jianwei et al. *Materials Characterization*[J], 2019, 151: 103

[5] Wang Kaixuan(王凯旋), Zeng Weidong(曾卫东), Zhao Yongqing(赵永庆) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S9): 411

[6] Xue Chen, Zeng Weidong, Wang Wei. *Materials Science and*

*Engineering A*[J], 2013, 573(20): 183

[7] Zhu Bin(朱斌), Zeng Weidong(曾卫东), Jiang Yue(江悦) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(1): 71

[8] Yang Mei(杨梅), Wang Gang(王刚), Xu Dongsheng(徐东生) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 491

[9] Wang Gang(王刚), Xu Dongsheng(徐东生), Ya Rui(杨锐). *Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2009, 58(S): 343

[10] Li Siqing(李四清), Liu Jingnan(刘晶南), Wang Xu(王旭). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(S1): 67

[11] Wu Guoqing(吴国清), Qie Xiwang(鄢喜望), Wen Fuhua(文富华) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2018, 10(3): 120

[12] Jia Baifang(贾百芳). *Effects of Heat Treatment on Microstructure Parameters and Mechanical Properties of TC18 Titanium Alloy*(热处理对 TC18 钛合金显微组织参数及力学性能的影响)[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2011

[13] Liu Jun(刘军). *Research of Relationship between Microstructure and Properties for Ti6242S and Ti6242 Alloys at Different Heat Treatment*(不同热处理制度下 Ti6242S 及 Ti6242 显微组织和性能关系的研究)[D]. Xi'an: Xi'an University of Architecture and Technology, 2012

[14] He Dong(何东). *Quantitative Research on Micro-plastic Deformation Mechanism and Microstructure Evolution of Polycrystal-dual Phase Titanium Alloy*(双相多晶钛合金微观塑性变形机理与组织演化的定量研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2012

[15] Gao P F, Yang H, Fan X G. *Materials and Design*[J], 2011, 32(4): 2012

[16] Gao P F, Qin G, Wang X X et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 739: 203

[17] Luo J, Liu S F, Li M Q. *Materials Characterization*[J], 2015, 108: 115

[18] Yang Xuemei, Guo Hongzhen, Zhao Zhanglong et al. *Procedia Engineering*[J], 2017, 207: 2167

[19] Wu Wei(吴伟), Wu Jianjian(吴剑剑), Zhang Yonghua(张永华). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2014(2): 75

[20] Warchomiccka F, Stockinger M, Degischer H P. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 177(1-3): 473

[21] Marczewski M, Miklaszewski A, Jurczyk M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 765: 459



- [22] Khalil-Allafi J, Eggeler G, Schmahl W W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2006, 438-440: 593
- [23] Urbina C, Gispert-Guirado F, Ferrando F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 712: 833
- [24] Charpentier M, Hazotte A, Daloz D. *Materials Science & Engineering A*[J], 2008, 491(1-2): 321
- [25] Liu Hongwu, Li Zhenxi, Gao Fan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 785: 131
- [26] Huang Weiqing, Li Shaolin, Yang Xiaoguang *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 762(25): 488
- [27] Shen Junwu, Campbell Lou, Suri Pavan *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2005, 23(2): 99
- [28] Maria Popa Ana, Jean-Marc Chaix. *Image Analysis & Stereology*[J], 2002, 21(2): 133
- [29] Kresse T, Meinhard D, Bernthaler T *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2018, 75: 287
- [30] Prakash D G L, Regener D, Vorster W J J. *Computational Materials Science*[J], 2008, 43(4): 759
- [31] Choi Sungjun, Jeon Minjae, Ahn Junsung. *ACP Applied Materials & Interfaces*[J], 2018, 10(28): 23 740
- [32] Aghjeh M R, Kazerouni Y, Otadi M *et al. Composites Part B*[J], 2018, 137: 235
- [33] Kang S, Speer J G, Regier R W *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2016, 669: 459
- [34] Sciancalepore C, Bondioli F, Manfiredini T *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 100: 88
- [35] Wang Chan(王 婵), Liang Shuhua(梁淑华), Zou Juntao(邹军涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(4): 1037
- [36] Hu Qiaodan, Luo Peng, Yang Youwei *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(4): 1443
- [37] Dutta B, Pompe O, Rettenmayr M. *Materials Science and Technology*[J], 2004, 20(8): 1011
- [38] Yin Wei, Ye Fen, Lu Huang. *Construction and Building Materials*[J], 2017, 131: 291
- [39] Samih Y, Beausir B, Bolle B *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 83: 129
- [40] Lutjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Heidelberg: Springer, 2007
- [41] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys (Fundamentals and Applications)*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2007

## Fine Analysis of Microstructure Evolution of Ti6242 Alloy

Zhou Yi<sup>1,2</sup>, Cao Jingxia<sup>1,2</sup>, Sui Nan<sup>1,2</sup>, Zhang Mingda<sup>1,2</sup>, Tan Qiming<sup>1,2</sup>, Ding Jianshan<sup>1,2</sup>, Huang Xu<sup>1,2</sup>

(1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. AECC Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, Beijing 100095, China)

**Abstract:** Microstructure characterization and evolution analysis of Ti6242 alloy with equiaxed microstructure were studied by optical and scanning electronic microscopes, combining with image processing software. The origin alloy was processed under different heat treatments. Four parameters, including volume fraction  $V_\alpha$ , size  $D_\alpha$ , distribution density  $\rho_\alpha$  and degree of aggregation  $E_\alpha$ , were used to accurately describe the characteristics and evolution process of the equiaxed primary  $\alpha$  phase. It is found that  $V_\alpha$ ,  $D_\alpha$ ,  $\rho_\alpha$  and  $E_\alpha$  all decrease with the increase of the solution temperature  $T$ , and the relationships of  $V_\alpha$  vs.  $T$  and  $\rho_\alpha$  vs.  $T$  satisfy the linear and parabolic law, respectively. The declining rate of  $V_\alpha$  increases with the  $T$  arising and decreases with time prolonging. With the  $V_\alpha$  dropping, the content of element Al in  $\beta$  phase increases, while the content of Sn, Zr, and Mo decreases; the difference of the content of the four alloying elements in  $\beta$  and  $\alpha$  phase becomes smaller. At 850 and 800 °C, the  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  of  $\beta$  phase is in the  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$  range of  $\alpha+\beta$  and metastable  $\beta$  alloy type, respectively. After being quenched in water, the  $\beta$  phase shows martensitic transformation at 850 °C while it retains metastable  $\beta$  phase at 800 °C.

**Key words:** Ti6242 titanium alloy; heat treatment; microstructure evolution; quantitative analysis

Corresponding author: Zhou Yi, Ph. D., AECC Key Laboratory of Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62496630, E-mail: ChinaMonday@163.com