

# Ti6Al4V-0.55Fe 合金连续升温过程的相变研究

汪常亮, 李 峰, 陈福文, 常 辉, 周 廉

(南京工业大学, 江苏 南京 211816)

**摘 要:** 通过连续升温热膨胀法 (DIL) 研究了 Ti6Al4V-0.55Fe 合金在连续升温过程中的  $\alpha$  相回溶 ( $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ ) 的热膨胀行为和显微组织演化。采用了 1、5、10、15 K/min 的 4 种升温速率对 Ti6Al4V-0.55Fe 合金进行热膨胀实验, 结果发现: 不同升温速率的  $\alpha$  相回溶曲线都展现出典型的“S”型曲线, 表明  $\alpha$  相回溶是一种由形核长大控制的过程。通过 Kissinger-Akahira-Sunose (KAS) 方法和 Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA) 模型分别得到  $\alpha$  相回溶转变平均相变激活能  $E$  和随着  $\alpha$  相回溶体积的增大所对应的 Avrami 指数  $n$ , 可分为 3 个阶段, 即相变初期 ( $0<f<0.01$ )、相变中期 ( $0.01<f<0.95$ ) 和相变终期 ( $0.95<f<1$ ), 表明 Ti6Al4V-0.55Fe 合金的  $\alpha$  相回溶过程机制在不同时期是不同的。同时采用背散射电子像 (BSE) 进行 Ti6Al4V-0.55Fe 合金组织演化验证分析, 发现  $\alpha$  相回溶温度区间与升温速率为 15 K/min 的热膨胀曲线确定的温度区间 885~1043 °C 相同, 增加了热膨胀实验结果的可靠性。最后, 结合相转变曲线, 给出了合金连续升温过程  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  相转变的连续升温相转变图。将 Ti6Al4V-0.55Fe 与 Ti6Al4V 合金比较, 发现两合金的热动力学差别主要为 Ti6Al4V-0.55Fe 合金  $\alpha$  相回溶平均相变激活能比 Ti6Al4V 低, 表明 Ti6Al4V-0.55Fe 合金比 Ti6Al4V 合金的  $\alpha$  相回溶更容易。

**关键词:** Ti6Al4V-0.55Fe; 连续升温; 相变; 组织演化

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)12-3917-07

1954 年, 美国开发出一种集优良加工性能和使用性能于一身的  $\alpha+\beta$  型钛合金 (Ti6Al4V 合金), 国内牌号为 TC4。该合金由于比强度高、耐蚀性好、强塑性匹配良好、热稳定性优良等优点被广泛应用于航海、石油、化工、医药等行业<sup>[1]</sup>。然而, 由于 Ti6Al4V 钛合金加工成本高且其塑韧性不能满足高要求的结构件, 限制了其使用量。最近研究表明在 Ti6Al4V 中添加少量低成本 Fe 元素, 可以提高加工性能, 降低加工成本<sup>[2]</sup>。主要原因是 Fe 的加入显著降低了钛合金热加工过程中的流变应力, 有效解决了 Ti6Al4V 钛合金加工过程中变形抗力高的问题, 优化了其钛合金的加工性能, 从而降低其加工成本, 对 Ti6Al4V-xFe 合金的深入研究对低成本高性能钛合金的发展意义深远<sup>[3]</sup>。

钛合金的性能与显微组织特征密切相关, 而合金的组织演变又取决于合金在热处理过程中复杂多样的相变过程, 不同的热处理参数会使合金中相的种类、数量、形貌、尺寸、分布等不同, 从而引起性能的变化<sup>[4-7]</sup>。在  $\alpha+\beta$  钛合金中,  $\alpha$  相是主要的强化相, 其相的变化对宏观力学性能影响极大<sup>[8]</sup>, 国内外学者通过热处理对 TC4、TC11 和 TC18 等  $\alpha+\beta$  钛合金的  $\alpha$  相组

织进行调控, 都获得合金强度和塑性等性能的良好匹配<sup>[9-11]</sup>。比如, Ti6Al4V 合金经 960 °C 固溶 1 h、水冷、550 °C 时效 4 h、空冷后, 抗拉强度达到 1120 MPa, 延伸率为 14.22%; 同样 TC11 和 TC18 经过不同的热处理工艺强度分别可达到 1115 和 1215 MPa, 延伸率也可达到 8% 左右。因此, 了解和掌握钛合金中的相变规律, 运用这些规律调整热处理工艺参数来改变合金组织, 从而挖掘合金的性能潜力是极为重要的, 并且对于新型钛合金的设计和开发具有重要的指导意义。

对于钛合金而言, 合金中相的点阵常数及点阵结构差异可造成膨胀系数的不同。在升温过程中, 如果发生固态相变, 会导致体积和热膨胀系数的变化, 热膨胀法是通过测量升温过程中体积变化的一种研究相变行为的方法, 并且热膨胀法已成功应用于各种金属的相变研究, 如钢、铜合金和钛合金等<sup>[12-15]</sup>。因此, 可采用热膨胀法来研究合金升温过程中的相变行为。

$\alpha+\beta$  型钛合金中相变行为较为复杂<sup>[5]</sup>, 特别针对 Ti6Al4V-0.55Fe 这一新合金的研究鲜有报道, 其热力学和动力学参数以及转变机制都有待研究。本工作主要通过连续升温热膨胀法, 结合显微金相法, 研究了

收稿日期: 2019-03-21

基金项目: 国家自然科学基金 (51401015); 国防基础科研计划 (JCKY2018414C020)

作者简介: 汪常亮, 男, 1994 年生, 硕士生, 南京工业大学材料科学与工程学院, 江苏 南京 211816, E-mail: liangchangwang@njtech.edu.cn

Ti6Al4V-0.55Fe 合金在连续加热过程中  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  转变的显微组织演变, 计算了相转变激活能和 Avrami 指数, 讨论了  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  转变的机制。并将 Ti6Al4V-0.55Fe 与相同处理下的 Ti6Al4V 合金进行对比, 比较微量 Fe 添加对 Ti6Al4V 合金热动力学的影响。为预测钛合金相变、组织演化以及计算机合金设计提供了必要的理论基础与实验数据。

## 1 实验

实验所用 Ti6Al4V-0.55Fe 原材料为厚度 50 mm 的热轧制板材, Ti6Al4V-0.55Fe 预制组织如图 1 所示。从金相图片上可以发现较为明显的两相组织,  $\beta$  晶粒中有大量片状的  $\alpha$  相, 对比合金 Ti6Al4V 进行相同热处理获得相似预制组织。

本实验采用型号为 NETZSCH DIL402C 的热膨胀仪进行热膨胀实验, 选用试样尺寸  $\Phi 6\text{ mm}\times 25\text{ mm}$  圆柱状 Ti6Al4V-0.55Fe 合金试样, 在高纯氩气 (纯度  $\geq 99.999\%$ ) 保护下由室温连续升温至  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 升温速率分别为 1、5、10 和  $15\text{ K/min}$ 。根据上述测得的热膨胀曲线, 我们可以确定热膨胀突变温度点, 再通过管式炉以相同升温速率将 Ti6Al4V-0.55Fe 合金试样加热至特征温度点并保温 30 s, 水冷目标温度点的组织, 将得到样品做成金相试样, 选用 Kroll 试剂  $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:2:7$  对金相试样进行腐蚀, 采用光学和扫描电子显微镜观察合金的显微组织, 作为对比合金, 对 Ti6Al4V 进行了以上相同的处理。

## 2 结果与讨论

### 2.1 连续升温的热膨胀曲线

采用连续升温热膨胀法研究钛合金  $\alpha$  相与  $\beta$  相之间的相变已被广泛地成功应用于钛合金<sup>[14,16-18]</sup>。图 2 为 Ti6Al4V-0.55Fe 合金以 1、5、10、 $15\text{ K/min}$  加热时

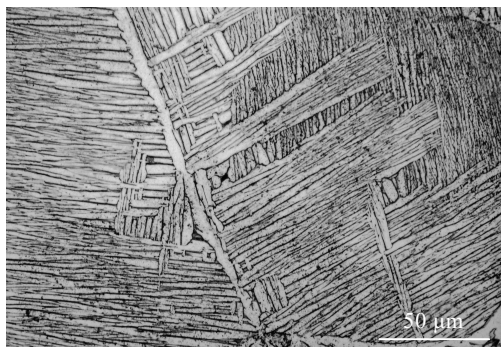


图 1 Ti6Al4V-0.55Fe 合金的初始组织

Fig.1 Microstructure of Ti6Al4V-0.55Fe alloy

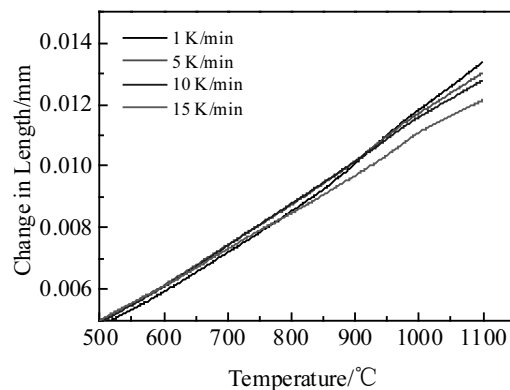


图 2 不同升温速率下 Ti6Al4V-0.55Fe 合金膨胀量与温度的关系曲线

Fig.2 Dilatometry-temperature curves of Ti6Al4V-0.55Fe alloy at different heating rates

的膨胀量与加热温度的关系曲线。从图中可以发现, Ti6Al4V-0.55Fe 合金在不同升温速率下具有相同的热膨胀趋势, 总体上在  $800\sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  温度都有微小的偏移。为了明确膨胀曲线的特征, 我们以  $15\text{ K/min}$  加热速率的热膨胀曲线为例进行分析, 如图 3 所示。由图 3 可知: 低于  $885\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 合金的膨胀量与加热温度呈线性关系; 曲线在  $885\sim 1043\text{ }^{\circ}\text{C}$  区间(AB 段)热膨胀曲线发生大幅度膨胀, 高于  $1043\text{ }^{\circ}\text{C}$  后热膨胀曲线再次呈线性关系。基于以上可以确定特征温度区间  $885\sim 1043\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 温度区间内合金的膨胀率发生了变化, 表明此时有相变发生。Ti6Al4V 合金具有与 Ti6Al4V-0.55Fe 合金相似的热膨胀规律。

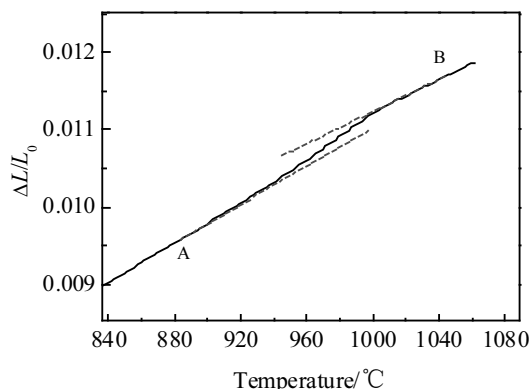


图 3 升温速率为  $15\text{ K/min}$  时 Ti6Al4V-0.55Fe 合金的热膨胀曲线

Fig.3 Dilatometry curve of Ti6Al4V-0.55Fe alloy at the heating rate of  $15\text{ K/min}$

由文献[19]可知,引起合金宏观体积变化的因素有两点,分别为结构因素和热力学配分因素。对于纯钛的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变,其体积变化率仅为 0.17%。因此,对于合金宏观体积变化起决定性因素的为热力学配分。在合金相变过程中,合金元素在各相进行配分以降低 Gibbs 自由能。对于 Ti6Al4V 和 Ti6Al4V-0.55Fe 等合金,该配分机制会导致具有较大原子半径的 $\alpha$ 稳定元素如 Al 在 $\alpha$ 相中富集,而具有较小原子半径的 $\beta$ 稳定元素如 V, Fe 在 $\beta$ 相富集。这种配分效果会改变各相晶格参数,进而引起宏体积变化。

综上分析, Ti6Al4V-0.55Fe 合金在加热过程中,在 885~1043 °C 温度范围内,发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变。由于 $\alpha$ 相稳定元素 Al 原子从 $\alpha$ 相扩散到 $\beta$ 相,而 $\beta$ 稳定元素 Fe 和 V 扩散方向相反,扩散出去的 Al 原子数量多于扩散进来的 Fe 和 V 原子数量,因此无法完全得到替换, $\alpha$ 相附加收缩。另一方面,剩余的 Fe 和 V 被困在 $\beta$ 中加大由 Al 的富集带来的膨胀效应。虽然 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变带来晶格轻微收缩,但总体结构和热力学配分作为一个整体,导致 $\beta$ 晶格膨胀,与曲线一致。

## 2.2 连续加热过程中的组织演变

图 4 为以 15 K/min 的加热速率加热 Ti6Al4V-0.55Fe 合金过程中的背散射电子 (BSE) 显微组织照片。由图 4 可以看出,在 15 K/min 加热速率下,加热到 885 °C (图 4a) 时, Ti6Al4V-0.55Fe 合金的组织形貌为片层状晶内 $\alpha$ 相和晶界 $\alpha$ 相析出在 $\beta$ 晶粒中。随着加热温度升高,片层状 $\alpha$ 相明显变细,含量变少,如图 4b,继续升高温度到 1043 °C (图 4c) 时,片层状 $\alpha$ 相消失,全部转化为 $\beta$ 相,说明在 885~1043 °C 温度范围内发生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变。Ti6Al4V 合金的相变序列与 Ti6Al4V-0.55Fe 相同。

## 2.3 连续加热过程中的相转变动力学

Ti6Al4V-0.55Fe 合金 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 转变动力学可以通过热膨胀曲线进行定量分析, $\alpha$ 相回溶的相变体积分数可通过杠杆定律方法确定。不同温度下,相转变量与体积膨胀量成正比,其公式如下:

$$f_{\alpha} = \frac{p - p_0}{p_1 - p_0}, 0 \leq f \leq 1 \quad (1)$$

式中, $p$ 表示相变过程中所测物理量的值; $p_1$ 和 $p_0$ 分别表示相变开始和结束时所测物理量的值。

通过计算,得到 Ti6Al4V-0.55Fe 合金不同升温速率下 $\alpha$ 相转变量 $f$ 与温度 $T$ 的变化关系如图 5 所示 $\alpha \rightarrow \beta$ 相变动力学曲线。从图中可以发现,不同升温速率的 $\alpha$ 回溶曲线转变趋势都大体相同且都展现着典型的“S”型曲线,曲线没有交叉,速率越低起始点越小,结束点也越小。相变初始阶段,曲线缓慢增加;相变中间阶段,曲线快速上升,转变量 $f$ 随温度快速增长;在转变后期,曲线斜率缓慢降低,这一现象表明 $\alpha$ 相回溶过程是形核长大控制机制<sup>[20]</sup>,同时对比 Ti6Al4V 合金也满足此现象,规律相似。

## 2.4 相变的激活能

相变过程中需要跃过的能垒称为相变激活能,其可以很好反映相变的难易程度。所以相变激活能是评估 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变的重要热力学参数<sup>[21]</sup>。在 $\alpha$ 相回溶过程中,相变激活能将随着 $\alpha$ 相转变机制改变而变化,所以根据 Ti6Al4V-0.55Fe 合金在不同速率下的转变温度,可用 Kissinger-Akahira-Sunose (KAS) 法计算出 $\alpha \rightarrow \beta$ 相不同转变量下的激活能<sup>[22,23]</sup>。通过综合考虑转变各阶段的相变激活能变化情况,可得到平均激活能。

Kissinger 方程为:

$$\ln \left( \frac{T_{\beta}^2}{H} \right) = -C + \frac{E}{RT_{\beta}} \quad (2)$$

式(2)中, $H$ 为加热速率; $T_{\beta}$ 为不同相转变量相变点;

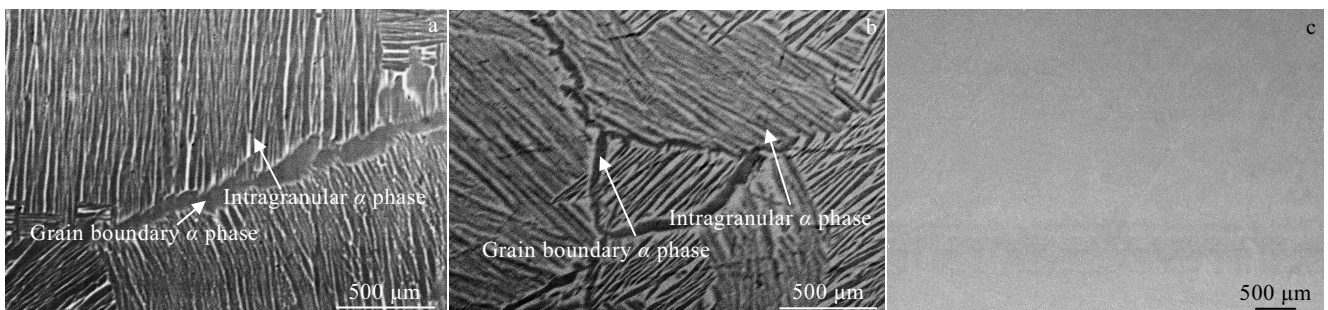
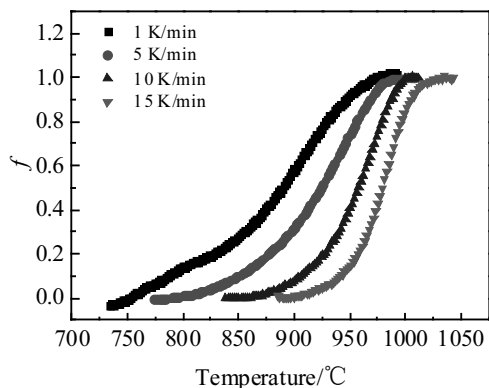


图 4 加热速率为 15 K/min 时 Ti6Al4V-0.55Fe 合金不同温度下的 BSE 显微照片

Fig.4 Microstructures of Ti6Al4V-0.55Fe alloy heated to different temperatures at heating rate of 15 K/min:

(a) 885 °C, (b) 915 °C, and (c) 1043 °C

图 5 不同升温速率下  $\alpha \rightarrow \beta$  相变动力学曲线Fig.5  $\alpha \rightarrow \beta$  phase transformed volume fraction ( $f$ ) as a function of temperature at different heating rates

$E$  为相变激活能;  $C$  是积分因子常数,  $R$  为摩尔气体常数。

独立取各升温速率下 Ti6Al4V-0.55Fe 合金  $\alpha$  相回溶转变量为 0.1~0.9 的特征相变点代入方程 (2), 对计算得到的  $\ln(T_\beta^2/H)$  和  $1/T_\beta$  值进行线性回归, 得到结果如图 6a 所示。图 7a 为通过图 6a 所示的直相线斜率计算出的每个相转变量的相变激活能, 从图 7 中可以看出, 相变激活能随相转变量的增加而增加, 说明相变转变量越大相变越困难。采用相同方法对 Ti6Al4V 合金处理, 得出相变激活能图, 如图 6b 和图 7b, 比较可发现, 相变激活能都随转变量的增加而增加, Ti6Al4V 合金的不同相转变量激活能都较 Ti6Al4V-0.55Fe 合金大, 表明 Ti6Al4V 合金  $\alpha$  相回溶能垒较大<sup>[16,18]</sup>。

通过计算, 可得到整个 Ti6Al4V-0.55Fe 合金  $\alpha$  相回溶相变过程中的平均激活能  $E$  为 200 kJ/mol, 相同处理过程下的 Ti6Al4V 合金  $\alpha$  相回溶相变过程中的平均激活能  $E$  为 251 kJ/mol。通过比较发现, Ti6Al4V-0.55Fe 合金相变激活能分别比 Ti6Al4V 低 51 kJ/mol, 相变激活能反应了相变的难易程度, 结果表明, Ti6Al4V-0.55Fe 合金比 Ti6Al4V 合金的  $\alpha$  相回溶更容易。

## 2.5 基于 KJMA 模型的 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变机制分析

相变动力学有助于阐明合金相变相关规律, 这些规律的阐明可为合金的热加工和热处理工艺的确定提供必要的理论依据, 而 KJMA 模型能够更好地研究钛合金的等温相变动力学<sup>[24,25]</sup>。Ozawa、Blazquez 等对 KJMA 模型拓展<sup>[26,27]</sup>, 使其适用于非等温相变动力学。

拓展 Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami(KJMA):

$$f = 1 - \exp\left\{-\left[\frac{k'(T-T_0)}{H}\right]^n\right\} \quad (3)$$

$k'$  是一个新的频率因子, 关系式为:

$$k' = k_0 \exp(-E/RT) \quad (4)$$

其中,  $f$  为转变量,  $T_0$  为转变起始温度,  $H$  为升温速率,  $k_0$  是常数,  $E$  是激活能,  $R$  为摩尔气体常数,  $n$  为 Avrami 指数。

通过对式 (4) 推导, 可得出 Avrami 指数  $n$  的方程如下:

$$n = \frac{\partial \ln[-\ln(1-f)]}{\partial (E/RT)} \quad (5)$$

通过式 (5) 计算出的 Ti6Al4V-0.55Fe 合金不同升温速率下的 Avrami 指数与相转变量的函数如图 8a 所示,  $n$  值大小可以反应相变过程的形核长大机制, 就如图 1 K/min 为例。根据  $n$  的数值, 可将  $\alpha$  回溶分为 3 个阶段: 第 1 阶段相变初期 ( $0 < f < 0.01$ ),  $n$  值降到 2, 表明在转变的初始阶段, 三维形核和由扩散控制的长大机制主导了相变过程, 由于其形核率下降导致指数下降; 第 2 阶段相变中期 ( $0.01 < f < 0.95$ ),  $n$  值由 2 降到 0.5, 说明该阶段, 核胚已趋于饱和, 形核率接近于 0, 主要的相转变机制为由扩散控制的三维晶

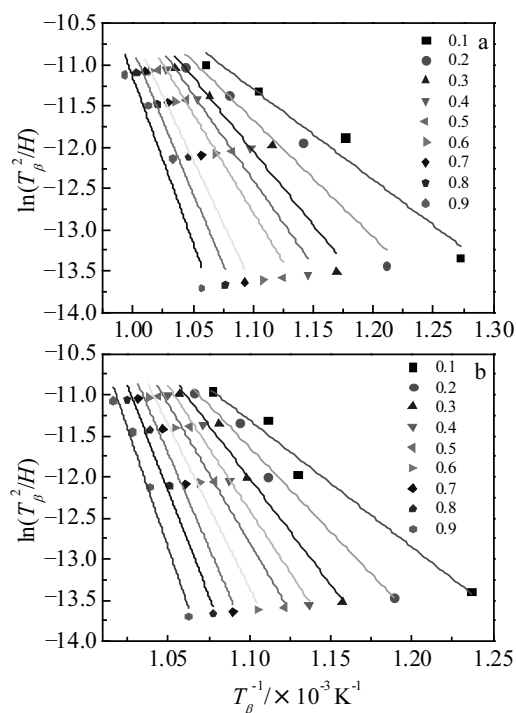
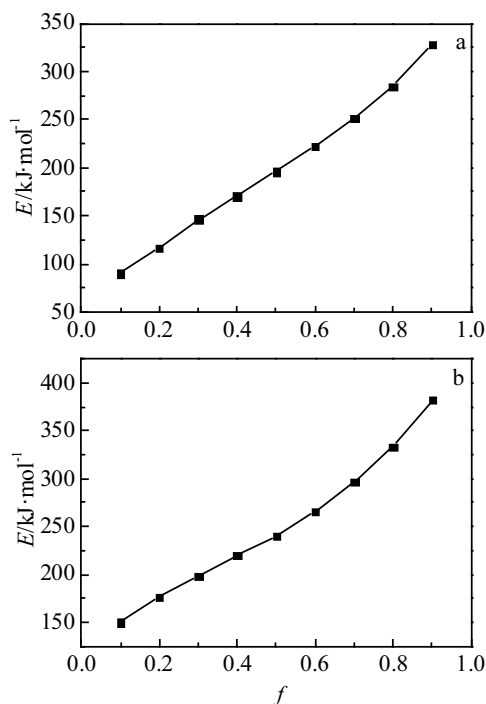


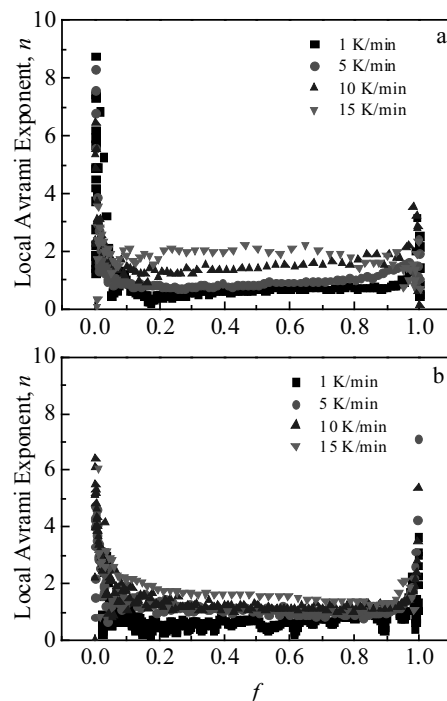
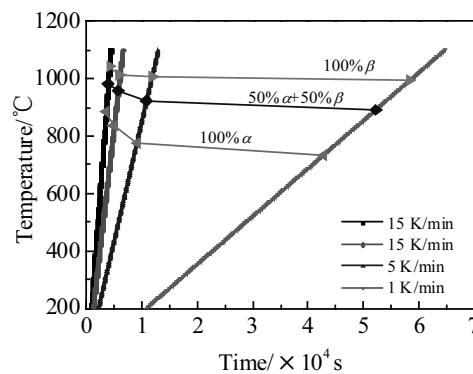
图 6 不同的  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变量对应的线性回归结果  
Fig.6 Linear fitting of  $\ln(T_\beta^2/H)$  versus  $1/T_\beta$  at different  $\alpha \rightarrow \beta$  transformed volume fractions: (a) Ti6Al4V-0.55Fe alloy and (b) Ti6Al4V alloy

图 7 不同相转变量的  $\alpha \rightarrow \beta$  相变激活能结果Fig.7 Local activation energy as a function of the  $\alpha \rightarrow \beta$  transformed volume fractions: (a) Ti6Al4V-0.55Fe alloy and (b) Ti6Al4V alloy

粒的三维长大。第 3 阶段相变末 ( $0.95 < f < 1$ ),  $n$  值异常增加, 根据 Blazquez 等人研究, 这属于反常无物理意义的数值区间, 在其他非晶金属相变的阶段也曾出现相同现象<sup>[28,29]</sup>。随后我们将 Ti6Al4V-0.55Fe 合金与图 8b 中相同处理后的 Ti6Al4V 合金 Avrami 指数与相转变量的函数比较, 我们发现两者都可分为 3 个相变阶段且 Avrami 指数  $n$  指数相似。Ti6Al4V 合金升温速率为 1 K/min 时, 其相变主体 Avrami 指数  $n$  值从 2 降到 0.5, 与 Ti6Al4V-0.55Fe 合金相同, 表明 Ti6Al4V 合金与 Ti6Al4V-0.55Fe 合金在升温过程中  $\alpha$  相回溶主体相变机制相同, 相变主体都为形核率为 0 的三维扩散长大机制。

## 2.6 Ti6Al4V-0.55Fe 合金 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变 CHT 图

对于给定原始组织, 加热速率和温度直接影响相转变, CHT 图可用来分析这 2 个因素的影响。图 9 为不同升温速率下 Ti6Al4V-0.55Fe 合金连续升温相转变 (CHT) 曲线, 所标注的温度线是  $\alpha$  相回溶体积分数的 0%, 50% 和 100%, 可以看出, 随着升温速率的增加, 3 个不同体积分数的温度都随之增高, 根据该图对制定 Ti6Al4V-0.55Fe 合金的热处理新工艺有着重要指导意义。

图 8 不同升温速率时 Avrami 指数  $n$  与相转变量的函数关系Fig.8 Local Avrami exponent  $n$  as a function of the transformed volume fraction: (a) Ti6Al4V-0.55Fe alloy and (b) Ti6Al4V alloy图 9 Ti6Al4V-0.55Fe 合金升温  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变 CHT 图Fig.9 CHT diagram of  $\alpha \rightarrow \beta$  phase transformation in Ti6Al4V-0.55Fe alloy

## 3 结 论

1) 采用热膨胀曲线和显微金相分析明确了 Ti6Al4V-0.55Fe 合金不同升温速率下  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变温度区间, 其中在 15 K/min 的升温速率下  $\alpha$  回溶过程的相变温度区间为 885~1043  $^{\circ}\text{C}$ 。

2) 结合热膨胀曲线, 得出 Ti6Al4V-0.55Fe 合金  $\alpha \rightarrow \beta$  相转变量曲线, 曲线表现出典型的“S”型曲线, 表明  $\alpha$  相回溶过程是形核长大控制机制。

3) 通过 KAS 方程得出 Ti6Al4V-0.55Fe 合金和 Ti6Al4V 合金  $\alpha \rightarrow \beta$  相变激活能分别为 200 和 251 kJ/mol, 表明对于  $\alpha$  相回溶而言, Ti6Al4V-0.55Fe 合金比 Ti6Al4V 更容易。

4) 采用 KJMA 方程分别得出 Ti6Al4V-0.55Fe 合金和 Ti6Al4V 合金 Avrami 指数  $n$  与相转变量的函数, 发现结果相似, 当升温速率为 1 K/min 时相转变量  $f$  从 0.01 升到 0.95 时,  $n$  值从 2 降到 0.5, 表明两者相变主体都为形核率为 0 的三维扩散长大机制。

#### 参考文献 References

- [1] Cui Chunxiang, Hu Baomin, Zhao Lichen *et al. Materials & Design*[J], 2011, 32(3): 1684
- [2] Chang Hui(常 辉), Guo Yanhua(郭艳华), Zhu Xiaoxian(朱晓弦) *et al. China Patent*(中国专利), CN106544543A[P], 2017
- [3] Zhu Xiaoxian(朱晓弦), Chang Hui(常 辉), Xie Yingjie(谢英杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(S1): 204
- [4] Xin Shewei(辛社伟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(3): 12
- [5] Chang Hui(常 辉), Zhou Lian(周 廉), Zhang Tingjie(张廷杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(9): 1505
- [6] Dai Shijuan(戴世娟), Wang Yu(王 煜), Chen Feng(陈 锋) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2013, 3(11): 20
- [7] Chang Hui(常 辉), Zhou Lian(周 廉), Wang Xiangdong(王向东). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 37
- [8] Chen Shiqing(陈石卿). *Titanium Alloy Metallography*(钛合金金相)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1986: 879
- [9] Yao Meng(姚 梦). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2015
- [10] Deng Zhe(邓 喆), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Li Zhiyou(李志友) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(8): 23
- [11] Liu Wangying(刘婉颖), Zhu Yike(朱毅科), Ling Yuanhua(林元华) *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2013, 27(9): 108
- [12] Mittemeijer E J, Van Gent A, Van Der Schaaf P J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1986, 17(8): 1441
- [13] Zhou Zhongbo, Lai Minjie, Tang Bin *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(20): 5100
- [14] Bein S, Béchet J. *Le Journal de Physique IV*[J], 1996, 6(C1): C1-99
- [15] Hamana D, Boumaza L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 477(1-2): 217
- [16] Shah A K, Kulkarni G J, Gopinathan V *et al. Scripta Metallurgica et Materialia*[J], 1995, 32(9): 1353
- [17] Elmer J W, Palmer T A, Babu S S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391(1-2): 104
- [18] Wang Yihong, Kou Hongchao, Chang Hui *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 472(1-2): 252
- [19] Chen Fuwen, Xu Guanglong, Zhang Xiaoyong *et al. Materials & Design*[J], 2017, 130: 302
- [20] Christian J W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*[M]. Amsterdam: Elsevier, 2002
- [21] Kissinger H E. *Analytical Chemistry*[J], 1957, 29(11): 1702
- [22] Sha W, Guo Z L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 1999, 290(1-2): L3
- [23] Wang Guangnan(王广楠), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Li Zhiyou(李志友) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(7): 1771
- [24] Malinov S, Sha W. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 365(1-2): 202
- [25] Malinov S, Sha W. *JOM*[J], 2005, 57(9): 42
- [26] Ozawa T. *Polymer*[J], 1971, 12(3): 150
- [27] Blazquez J S, Conde C F, Conde A. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(8): 2305
- [28] Majhi K, Varma K B R. *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*[J], 2009, 98: 731
- [29] Calka A, Radlinski A P. *Journal of Materials Research*[J], 1988, 3(1): 59

## Phase Transformation of Ti6Al4V-0.55Fe Alloy During Continuous Heating Process

Wang Changliang, Li Feng, Chen Fuwen, Chang Hui, Zhou Lian

(Nanjing Tech University, Nanjing 211816, China)

**Abstract:** The dilatometry behavior and microstructure of the  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  phase transformation in the Ti6Al4V-0.55Fe alloy were investigated during continuous heating process. Four heating rates (1, 5, 10, 15 K/min) were applied for the dilatometry behavior research. The results show that for the  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  phase transformation curve, the S-shaped pattern under the different heating rates indicates that the  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  phase transformation is a nucleation-growth-controlled process. The mean phase transition activation energy  $E$  was obtained by the Kissinger-Akahira-Sunose (KAS) method which equals to 200 kJ/mol. By calculating the corresponding Avrami index  $n$  with the increase of the  $\beta$  phase volume under the Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA) model, we can divide the Avrami index  $n$  into three stages which include the initial phase transformation stage ( $0<f<0.01$ ), the middle phase transformation stage ( $0.01<f<0.95$ ) and the phase transformation end stage ( $0.95<f<1$ ). It indicates that  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  transformation mechanism in the Ti6Al4V-0.55Fe alloy varies at different stages. At the meantime, the back scattered electron (BSE) micrograph was applied for the microstructure analysis. The microstructural aspects perfectly match the previous dilatometry research, which validate our assumptions. Finally, a continuous heating transformation (CHT) diagram of  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  phase transition in the Ti6Al4V-0.55Fe alloy was obtained. It can be found that the Ti6Al4V-0.55Fe alloy has a lower  $\alpha+\beta\rightarrow\beta$  phase transition activation energy compared with Ti6Al4V alloy, which indicates that the  $\alpha$  phase re-dissolution is easier in the Ti6Al4V-0.55Fe alloy.

**Key words:** Ti6Al4V-0.55Fe; continuous heating process; phase transformation; microstructure evolution

---

Corresponding author: Li Feng, Ph. D., Assistant Professor, College of Materials Science and Engineering, Nanjing Tech University, Nanjing 211816, P. R. China, Tel: 0086-25-83587270, E-mail: fli@njtech.edu.cn