

TC17合金的等温转变行为研究

牛 勇¹, 王兵涛¹, 王耀奇², 朱艳春¹

(1. 太原科技大学 机械工程学院, 山西 太原 030024)

(2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024)

摘 要: 利用微观组织分析和数值模拟的方法研究了TC17合金的等温转变过程。结果表明, TC17合金首先在晶界或靠近晶界的部位析出 α 相, 随着时效时间的增加, 晶粒内部析出大量的针状 α 相, 随着时效温度的降低, 析出的 α 相逐渐变得细小; 随着时效温度的降低, 析出 α 相的速率呈现先增大后减小的趋势, 在时效温度为600~650 °C时, 相变驱动力和溶质原子的扩散速度达到了最大的匹配度, 此时析出 α 相的速率达到了最大。数值模拟结果表明在等温温度为650 °C时析出 α 相的速度最快, 该结果和实验结果具有很好的吻合度。

关键词: TC17合金; 等温转变曲线; 相转变动力学; 扩散系数

中图法分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2281-09

1 引言

TC17合金是一种富 β 相的 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 其名义成分为Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr, 该合金以具有高强度、断裂韧性和淬透性, 以及具有强度和韧性的良好配合被广泛运用在航空发动机上^[1]。

钛合金的不同的微观组织是通过复杂的热加工工艺实现的, 其中 $\alpha+\beta$ 型钛合金经过热处理可以调控析出的 α 相, 不同的 α 相组织对应合金不同的性能, 通过等温处理来控制合金析出 α 相的体积分数和形貌大小进而得到理想性能的合金, 等温转变曲线(time-temperature-transformation, TTT)可反映材料在不同温度下的等温相变过程, 确定相析出时间, 分析相析出产物等。杨华斌^[2]等人通过金相法对Ti-B19近 β 合金进行等温转变研究, 确定了 α/β 转变的“鼻温”在500~550 °C, 温度高时, 析出的 α 相数量少, 尺寸大, 呈透镜状, 温度低时, 析出的 α 相数量多, 尺寸小, 为细小的片状或针状。李成林^[3]等人通过金相法测定了Ti-6554合金的TTT曲线, 测得等温转变的“鼻温”为540 °C, 在480~600 °C时效时, α 相从亚稳 β 相析出的开始时间小于30 min。王庆娟^[4]等人通过金相法、X射线衍射技术测定了新型超高强 β 钛合金(Ti-Al-V-Mo-Cr-Zr-Nb-Fe系)的等温相变曲线, 测定等温相变曲线的“鼻温”约为540 °C, 淬火敏感区为530~570 °C。余新平^[5]等人采用膨胀法、金相法研究TC21合金的等温转变行为, 金相法能够准确的绘制出等温转变曲线, 在800~840 °C左右次生 α 相的析出速率最快, $\beta\rightarrow\alpha$ 相转变

对温度的敏感性高, 在低温时析出次生 α 相的速度最慢。除了通过实验的方法研究钛合金的等温转变行为, 也有学者通过相转变动力学来预测等温转变的过程, 主要从 α 相的析出行为方面进行研究, 进而可以预测现有热处理方式产生的微观组织对后续热加工工艺的微观结构演变的影响, Appolaire^[6]等人提出了一个模型, 其中不同形貌 α 相的转变动力学由特定的成核方式和生长规律所决定, 并将模型应用于多组分亚稳态 β 钛合金。Teixeira^[7]等人提出了一种新的模型考虑了 α 的3种形态。研究等温转变过程可以稳定钛合金组织以及控制钛合金的性能, 可以获得保障钛合金性能所需的 α 相的体积分数、形貌尺寸分布等。

对于TC17合金目前已有学者对其进行了研究, 董轶^[8]等人研究固溶处理对TC17合金棒材组织与性能的影响, 高温固溶热处理的保温时间与固溶热处理的温度高低对于TC17合金的组织与性能具有较为明显的影响。徐斌^[9]等人研究了TC17合金在热变形过程中的组织演变规律, 得到变形程度是影响TC17合金球化的主要因素。徐建伟^[10]等人研究了连续冷却过程中TC17钛合金在不同冷速条件下的相析出行为和组织演变行为, 得到随着冷却速度的增加析出的 α 相变细变小。邓雨亭^[11]等人研究了航空发动机用 β 锻TC17钛合金时效析出行为, 合金经两相区固溶和不同时效温度后 α 相在 β 相基体上析出、形核和长大。本研究从2个方面研究TC17合金的等温转变过程, 一方面是通过金相法来研究TC17合金在

收稿日期: 2024-09-01

基金项目: 国家自然科学基金(52075509, 52375363); 山西省自然科学基金(20210302123203)

作者简介: 牛 勇, 男, 1981年生, 博士, 副教授, 太原科技大学机械工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: 2019005@tyust.edu.cn

等温转变过程中的组织变化,探索等温处理过程 α 相的析出行为;另一方面是通过相变动力学来模拟 TC17 合金等温相变的过程,绘制等温转变曲线。

2 实验

本研究的实验材料为 TC17 合金,其化学成分见表 1 (测试成分),热处理工艺为 800 °C/4 h/WQ+630 °C/8 h/AC。供应态 TC17 合金的微观组织是典型的双态组织,由初生 α 相和 β 转变组织构成,如图 1a 所示。采用连续升温金相法测定 TC17 合金的相转变温度,如图 1b、1c 所示,相转变温度为 905 °C。

利用机械加工制备出 $\Phi 8\text{ mm}\times 4\text{ mm}$ 的 TC17 合金分析试样,热处理采用马弗炉(KSL-1200X),所有试样首先经过固溶处理(920 °C/30 min+水淬)得到亚稳 β 相组织,然后在 $\alpha+\beta$ 两相区进行等温时效处理,时效温度为 850、800、750、700、650、600、550 °C,时效时间为 1、5、10、30、60、180、300 min,在马弗炉中进行等温热处理后,出炉水冷。首先采用金相砂纸对试样进行粗磨和精磨,采用机械抛光的方式对试样进行抛光,抛光液为二氧化硅悬浮液(0.05 μm)和过氧化氢按照 5:1 (体积比)得到,金相试样侵蚀剂配比为 5%HF+10%HNO₃+85%H₂O (体积分数),侵蚀的时间与试样的状态有关,为 3~15 s。

3 结果与讨论

3.1 固溶处理后的显微组织

TC17 合金经 920 °C/30 min 固溶水淬之后的显微组织为亚稳 β 相组织^[12],晶粒尺寸约 200 μm ,如图 2 所示,亚稳 β 相组织与平衡态的 $\alpha+\beta$ 组织在成分上存在差异,因此它为等温相变提供了化学驱动力,同时, β 相向 α 相

进行转变时,体积会发生变化,产生的体积应变为等温相变提供了力学驱动力^[3]。

3.2 时效处理后的显微组织

图 3~图 5 分别为 TC17 合金经固溶时效处理后的金相显微组织,钛合金的中的 α 相一般从晶界开始,然后晶内 α 相析出。在时效温度为 850 °C (图 3a~3f),时效时间为 1 和 5 min 时,在 β 晶界部位析出了 α 相,称为晶界 α 相(α_{GB}),在靠近晶界的部位析出了一定取向生长的针状 α 相,称为晶界魏氏体 α 相(α_{WGB})^[13], α_{WGB} 是在 α_{GB} 相上生成的相互平行的 α 板条,如图 3a~3b 所示,同时可以观察到靠近晶界的部位有出现“空白区”附近没有 α 相析出,这是由于不同元素在相同温度下的扩散速率不同,会出现连续 α_{GB} 和不连续 α_{GB} ,并且在连续 α_{GB} 周围出现无相析出区(phase-free-zone, PFZ),不连续 α_{GB} 周围析出晶界魏氏 α 相(α_{WGB})^[14],晶粒内部没有明显的 α 相析出。随着时效时间的延长,析出的 α 相逐渐增多,当时效时间为 30 min 时,晶粒内部开始析出大量的针状 α 相,如图 3d 所示;当时效时间为 1 h 时,析出的 α 相的体积分数和形貌大小趋于稳定,如图 3e 所示。

在时效温度为 800 °C (图 3g~3l)时,时效时间为 1 min 时,只有在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了少量 α_{WGB} ,晶粒内部无明显的 α 相析出,同时出现了 PFZ 的现象(图 3g)。随着时效时间的延长,析出的 α 相逐渐增多,当时效时间为 5 和 10 min 时,只是在晶界处或者靠近晶界处析出少量的 α 相;当时效时间为 30 min 时,晶粒内部开始析出大量的 α 相(图 3j);当时效时间为 1 h 时,析出的 α 相的体积分数和形貌大小趋于稳定(图 3k)。

在时效温度为 750 °C (图 3m~3p),时效时间为 1 min 时,只有在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了少量

表 1 TC17 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC17 titanium alloy (wt%)

Al	Mo	Cr	Sn	Zr	Fe	C	O	H	N	B	Cu	Mn	Y	Ti
4.90	4.07	4.04	2.15	1.99	0.047	0.02	0.10	0.0054	0.005	<0.010	<0.010	<0.010	<0.005	Bal.

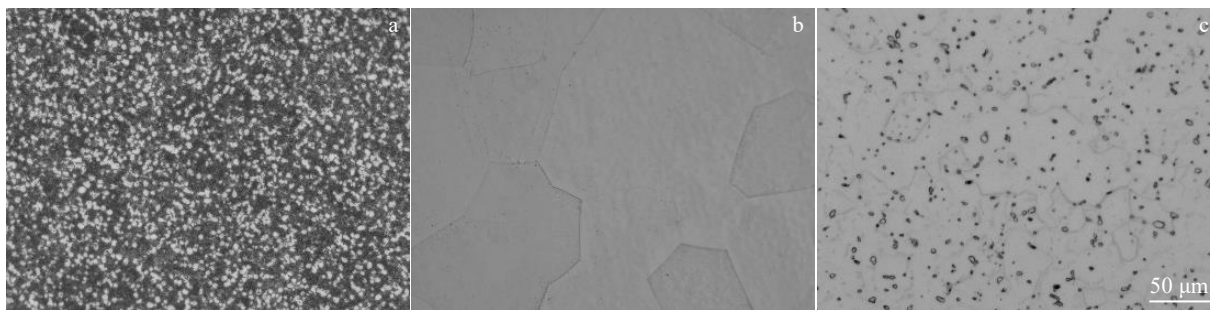


图 1 TC17 合金的原始显微组织及经不同温度淬火后得到的显微组织

Fig.1 Origin microstructure of TC17 titanium alloy (a); microstructures of TC17 titanium alloy obtained after quenching at 910 °C (b) and 900 °C (c) for 30 min

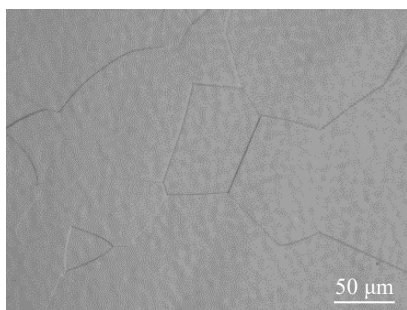


图2 TC17合金经920 °C/30 min固溶处理后的显微组织

Fig.2 Microstructure of TC17 titanium after solution treatment at 920 °C for 30 min

α_{WGB} ,析出的 α_{WGB} 和时效温度为800 °C时相比更细小^[15],晶粒内部区域通过光学显微镜观察没有明显析出的 α 相。随着时效时间的延长,当时效时间为1 h时,观察到部分独立连片的 α 相(island α),并最终形成魏氏体 α 相^[16](图3o);当时效时间为5 h时才能明显观察到晶粒内部析出的 α 相(图3p)。

在时效温度为700、650 °C(图4a~4f),当时效时间为5 min时,只有在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了少量 α_{WGB} ,与时效温度为750 °C的金相照片对比,可知随着时效温度的降低,析出的 α 相越来越细小;时效时间为5 h时也未能在金相显微镜下观察到明显析出 α 相(图4f)。

在时效温度为600、550 °C(图4g~4l),当时效时间为5 min时,观察到晶粒内部存在黑色团状的“组织”,如图4g、4j所示。随着时效时间的延长,金相照片只能看到 β 晶界,在高倍下已看不到析出的 α 相,如图4h、4k所示,需要景深更高的显微镜才能看到。

为了进一步观察低温时效过程中的组织变化,图5给出了固溶态TC17合金经650、600和550 °C时效处理的SEM照片。

在时效温度为650 °C(图5a~5d),当时效时间为10 min时,在晶界部位析出了 α_{GB} 和靠近晶界部位析出了 α_{WGB} ,出现了少量的 β 转变组织图,如图5a所示,晶粒内部析出了大量细小的针状 α 相,在低温时效处理时晶内析出的细小 α 相为 α_{WI} 相,如图5b所示;当时效时间为1 h时,在靠近晶界部位析出的 α_{WGB} 和时效时间为10 min相比更多,同时靠近晶界的部位有少量的 β 转变组织^[17],晶粒内部已全是 α_{WI} ,如图5c~5d所示。

在时效温度为600 °C(图5e~5h), α 相析出的规律和时效温度为650 °C时相似,当时效时间为10 min时,在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了 α_{WGB} ,晶粒内部析出了大量的 α_{WI} ,且和时效温度为650 °C时相比更细小, β 转变组织也更少了,如图5e~5f所示;当时效时间为1 h时,只有靠近晶界的部位有少量的 β 转变组织,晶粒内部全是 α_{WI} ,如图5g~5h所示。

在时效温度为550 °C(图5i),当时效时间为1 h时,在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了少量的 α_{WGB} ,晶粒内部有部分区域析出 α_{WI} 。

TC17合金等温转变的过程是一个形核长大的过程,是不稳定的亚稳 β 相分解的过程,在高温时效时,首先在晶界处析出了 α_{GB} 和靠近晶界处析出了 α_{WGB} ,并且出现了PFZ,随着时效时间的延长,晶粒内部开始析出 α 相, α 相的整体析出速率并不快,这是因为在高温时效时,比较接近于相变温度,虽然溶质原子的扩散速度比较快,但相变驱动力有所欠缺;在低温时效时,由于随着时效温度的降低,析出的针状 α 相逐渐变小,且析出 α 相的速率逐渐减慢,这是因为在低温时效时,虽然相变的驱动力比较大,但是溶质原子的扩散速度比较慢,所以 α 相析出的速度也慢。处于低温和高温中间的温度区间,在时效温度为650和600 °C,时效时间为10 min时,晶界和晶粒内部析出了大量的 α 相, α 相的析出速率很快,这是因为处在高温和低温之间的时效处理相变驱动力和溶质的扩散系数匹配度比其他的温度高^[18]。

4 TC17合金等温相变模拟

4.1 模型假设

基于近年来对近 β 钛合金预测等温处理过程中 $\beta \rightarrow \alpha$ 的析出机制以及生长规律的影响,根据 α 相的析出位置和形貌,将其分为3类:分别为 α_{GB} 相— β 晶界析出的 α 相; α_{WGB} —在 β 晶界的 α_{GB} 相生成的相互平行的 α 板条以及 α_{WI} —在 β 晶内析出,钛合金相变的过程就是在不同的时效温度下元素的扩散过程,假设 β 晶粒基质是一个理想的溶液,元素在两相之间的扩散只是局部的扩散,整体处于动态平衡,基于热化学平衡和元素在不同温度下的扩散速率可以计算出不同形态的 α 相的生长速率,进而建立起完整的 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变模型,通过Python编写化学动态平衡的方程计算出各温度下的相变程度随着时间变化的关系,绘制出TTT曲线。

在本模型中,微观结构及其演变被简化为如下:

(1) 假设对其进行固溶处理后, β 晶粒具有相同的尺寸(直径为200 μm),且其大小仅与固溶的温度和保温时间有关,为了简化计算这些晶粒由截八面体表示^[19]。(2) 在等温处理期间相变的进展遵循图6中所示的顺序:首先是 α_{GB} 在晶界上成核,直至完全覆盖晶界,假设得到的 α_{GB} 层遵循扩散控制的平面生长;然后是 α_{WGB} 在 α_{GB} 的平面上成核,并在 β 晶粒内开始生长;最后,在较低的时效温度下, α_{WI} 析出在还未被 α_{GB} 和 α_{WGB} 生长的地方。

假设 β 相是理想溶液,化学平衡可以用溶解度积^[20]来表示:

$$\prod_i (x_i^{\beta})^{x_i^{\alpha}} = K(T) \quad (1)$$

式中, x_i^{α} 和 x_i^{β} 分别表示元素 i 在 α 和 β 的平衡摩尔分数,

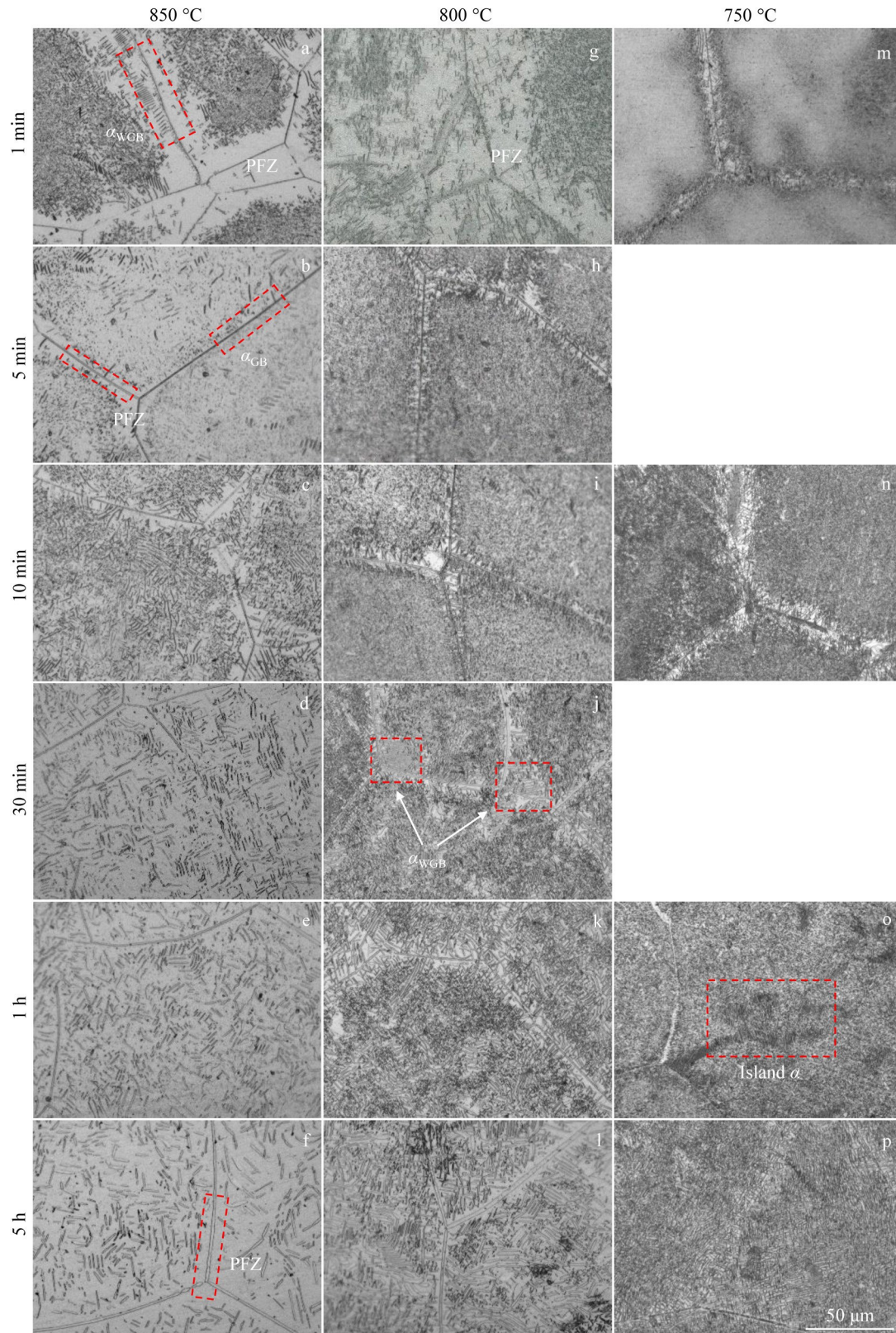


图3 TC17合金经不同温度时效处理的OM照片

Fig.3 OM images of TC17 titanium alloy after aging treatment at different temperatures

溶解度积已从测量中得到:

$$K(T) = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

式中, R 是气体常数, $K_0=0.810$, $Q=3440 \text{ J/mol}$ 。

4.1.1 α_{GB} 的成核和生长

α_{GB} 的成核属于非均匀成核, 非均匀成核的成核频率

(2)

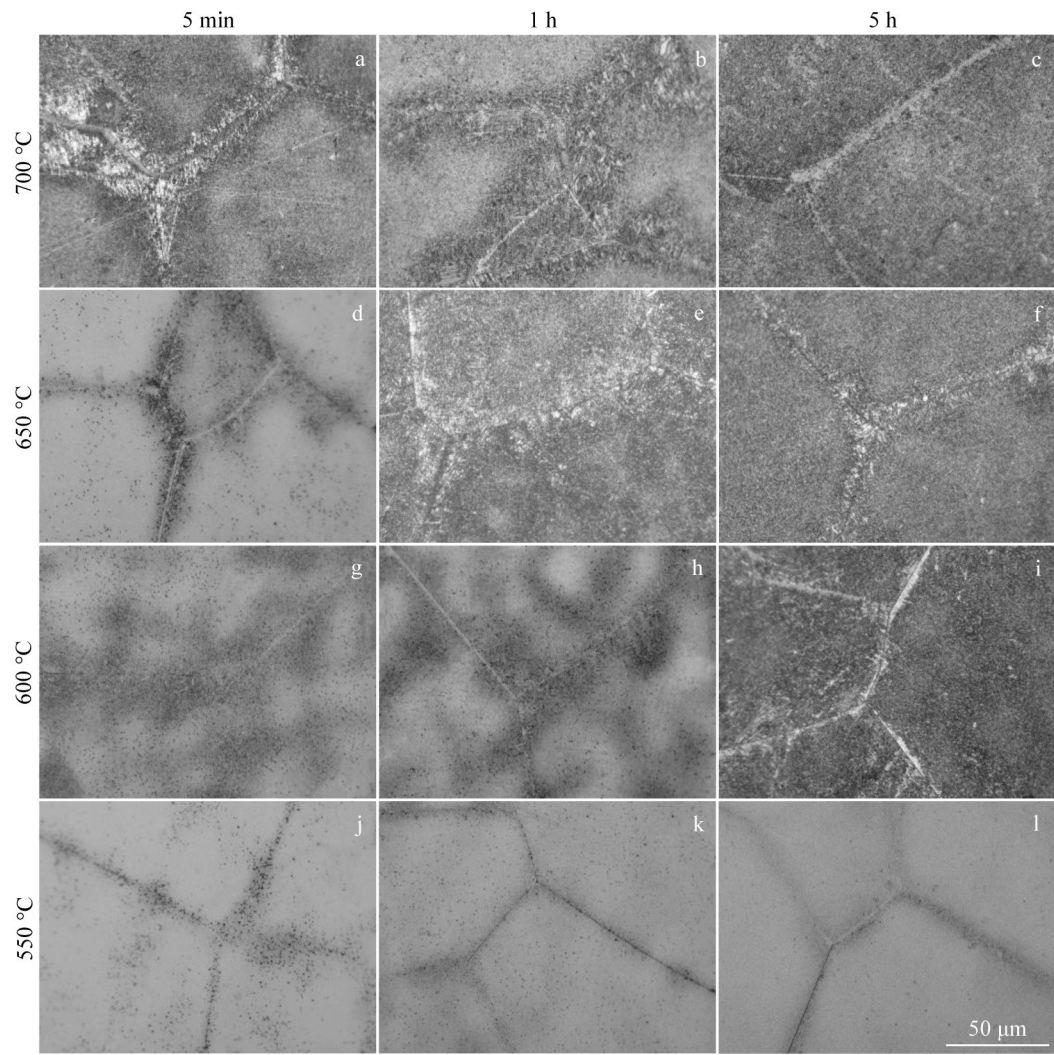


图4 TC17合金经不同温度时效处理的OM照片
Fig.4 OM images of TC17 titanium alloy after aging treatment at different temperatures

与能量呈现正相关的关系,将 α_{GB} 完全覆盖晶界所需的时间定义为 $t_n^{[6]}$,Teixeira^[21]的定义如下, t_n 近似为 $t_n \approx 1/J^*$, J^* 为成核频率, α_{GB} 的成核选用碉堡形状的几何体^[22], J^* 可以用经典非均匀成核理论来表示^[23]:

$$J^* = \frac{2v_{at}}{a^4} \sqrt{\frac{\chi}{3k_B T}} D_{min} x_{min}^\beta \exp\left(-\frac{4\pi\chi\gamma_b^2}{\Delta G_v^2 k_B T}\right) \quad (3)$$

式中, v_{at} 为原子振动频率,Hz,钛合金典型取值为 6×10^{12} Hz(Ti-6Al-4V), a 为 β 相(母相)的晶格常数, $\chi = 2\gamma_{\alpha\beta} - \gamma_{\beta\beta}$, k_B 为玻尔兹曼常数(1.380649×10^{-23} J/K), $\gamma_{\beta\beta}$ 表示晶界能量, $\gamma_{\alpha\beta}$ 表示 α_{GB} 与晶界接触部分的晶界能量, γ_b 是远离 α_{GB} 远离晶界部位的能量, ΔG_v^2 为体积自由能差,其他术语含义在文献[24]中定义。 $\gamma_{\beta\beta}$ 是通过晶界的取向角 θ 计算得出,对于这些合金目前还没有办法直接测量 $\gamma_{\beta\beta}$,但是晶界取向角 θ 的取值范围已经通过实验确定,对于模拟的 β 晶粒的每1个面的 $\gamma_{\beta\beta}$ 值通过Wolf^[25]的经验公式计算出(适用于所有的边界取向角 θ):

$$\gamma_{\beta\beta} = \gamma_0 \sin[A - \ln(\sin\theta)] \quad (4)$$

式中, $A = 4\pi(1 - \nu)k$, $\gamma_0 = \mu b/[4\pi(1 - \nu)]$,其中 μ 是剪切模量, ν 是泊松比, b 是晶界处的Burgers 矢量模量, k 与位错核心的能量有关,例如 $E_{core} = k\mu b^2$ 。

假设 α_{GB} 是平面生长的,遵循由组成的元素进行扩散控制,通过设置的边界条件,求解出 β 相中各元素的守恒方程,计算出 α_{GB} 层的宽度。

(1)假设界面上的局部平衡用溶解度积来描述,见公式(1);(2)假设 β 晶粒是1个无限的介质,远离晶界部分的各元素浓度没有发生变化(等于标称浓度 $x_i^{\beta^0}$),这种假设对于 α_{GB} 来说是合理的,因为 α_{GB} 扩散长度远小于 β 晶粒的大小。

需要求解的方程为:

$$\left(1 - \sum_i \left[(x_i^{\beta^0} - x_i^\alpha \Omega_i) / (1 - \Omega_i) \right] \right)^{x_i^\alpha} \cdot \prod_i \left[(x_i^{\beta^0} - x_i^\alpha \Omega_i) / (1 - \Omega_i) \right]^{x_i^\alpha} = K(T) \quad (5)$$

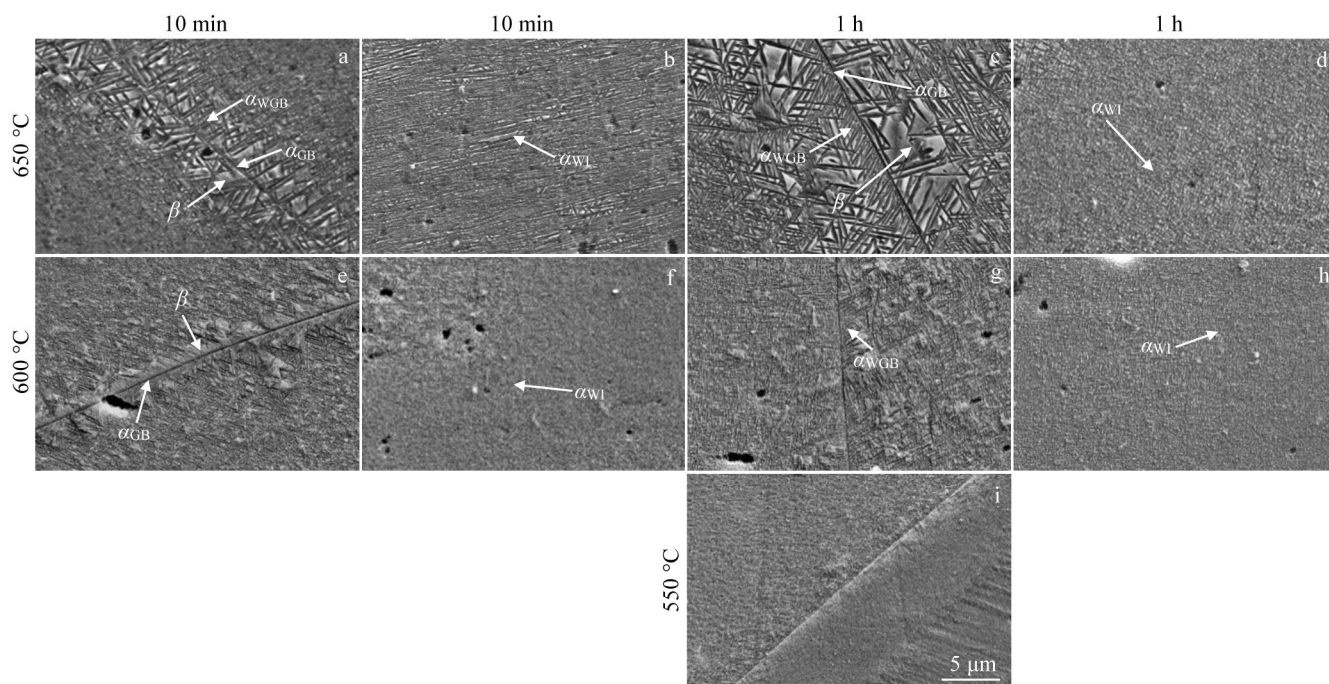
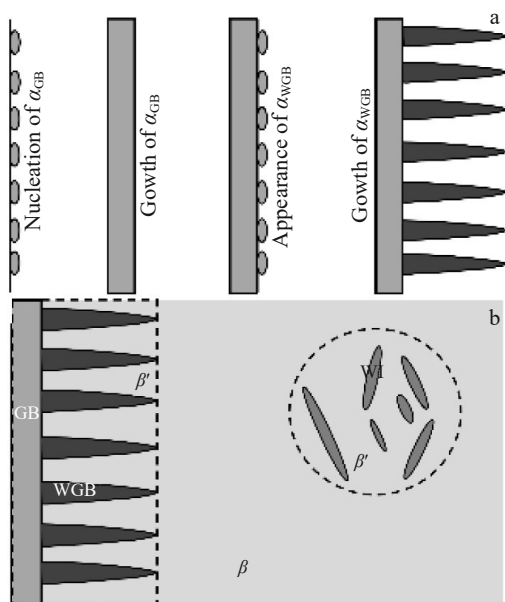


图5 TC17合金经不同温度时效处理的SEM照片

Fig.5 SEM images of TC17 titanium alloy after aging for different time at different temperatures

图6 高温下模拟 α 不同形态沉淀及转换体积的几何模型Fig.6 Geometrical models for simulating different precipitation morphologies (a) and transformed volumes (b) of α phase at high temperatures

$$\Omega_i = \mathfrak{I}(\eta_i^{*2}) = \sqrt{\pi} \eta_i^{*} \exp(\eta_i^{*2}) \operatorname{erfc}(\eta_i^{*}) \quad (6)$$

式中, Ω_i 表示元素 i 在 β 基体中过饱和度, 由界面浓度, 初始浓度及平衡浓度定义: $\Omega_i = (x_i^{\beta^*} - x_i^{\beta^0}) / (x_i^{\beta^*} - x_i^{\beta^e})$, η_i^{*} 表示由元素 i 控制的扩散长度 $\eta_i^{*} = W / (4D_i t)^{1/2}$.

4.1.2 α_{WGB} 的成核和生长

α_{WGB} 析出机制是一个尚未得到深入研究的问题, 本研究中使用了 Laude^[26] 等人测量 β -Cez 钛合金在不同温度下最终的 α_{WGB} 的宽度, 并拟合得到了其关于温度的函数:

$$W_f = 7.89 \times 10^{-11} T^2 - 9.59 \times 10^{-8} + 2.93 \times 10^{-5} \quad (7)$$

但是在每一层 α_{GB} 达到临界厚度 W_c 时, α_{GB} 停止生长, α_{WGB} 开始形核生长, 选择 W_c 的值等于 β -CEZ 合金的测量值 W_c^0 , 即对于高晶界取向角 θ 。然而 Teixeira^[27] 详细讨论 W_c 可能高度依赖晶界的取向角, 所以对 α_{GB} 的临界宽度进行了修正, 使得低角度的晶界取向角对 α_{GB} 的临界宽度影响同样快, 如式(8)所示:

$$W_c = \frac{\gamma_{\beta\beta}}{\gamma_{\beta\beta}^0} W_c^0 \quad (8)$$

式中, $\gamma_{\beta\beta}^0$ 表示当晶界取向角达到最大时, 即为 90° 时 $\gamma_{\beta\beta}$ 的取值。

对于 α_{WGB} 的生长, 假设 α_{WGB} 的生长的几何形状为抛物线圆柱, 通过扩散控制生长, 边界条件如下:

(1) 假设在界面处局部平衡, 同时还假设它是抛物线圆柱最末端的扩散, 最末端的曲率半径 ρ 最小, 它控制着延长动力学, 在这些条件下, 平衡式表示如下:

$$\prod_i (x_i^{\beta^*})^{x_i^{\beta^*}} = K(T) \exp\left(\frac{\gamma_{\alpha\beta} V_m}{\rho RT}\right) = K_\rho(T) \quad (9)$$

式中, V_m 表示 α 相的摩尔体积, ρ 表示 α_{WGB} 相抛物线圆柱体最末端的曲率半径, $K_\rho(T)$ 表示 α_{WGB} 阶段的溶解度积, R

表示气体常数。

(2)假设 β 晶粒是无限介质,因为扩散长度与 β 晶粒的大小相比,抛物线圆柱末端的扩散特征长度非常小。需要求解的方程如下:

$$\left(1 - \sum_i \left[(x_i^{\beta_0} - x_i^{\alpha} \Omega_i) / (1 - \Omega_i) \right] \right)^{x_i^{\alpha}} \cdot \quad (10)$$

$$\prod_i \left[(x_i^{\beta_0} - x_i^{\alpha} \Omega_i) / (1 - \Omega_i) \right]^{x_i^{\alpha}} = K_p(T)$$

$$\Omega_i = \Im(P_i) = \sqrt{\pi P_i} \exp(P_i) \operatorname{erfc}(\sqrt{P_i}) \quad (11)$$

$$P_i = \rho \dot{L} / 2D_i \quad (12)$$

式中, P_i 为Péclet数(无量纲强度参数),表征界面移动效应与扩散效应的相对强度, \Im 为函数符号, \dot{L} 表示 α_{WGB} 的生长速度, D_i 表示元素 i 在合金中的扩散系数。

与扩散平面生长不同的是,描述抛物线圆柱扩散生长有2个特征长度,一个是抛物线圆柱的生长速率 \dot{L} ,还有一个是抛物线圆柱末端的曲率半径 ρ ,所以需要找到两者的联系才能求解出 \dot{L} ,求解方程(公式(9)~(12))可以得出生长速率 \dot{L} 与曲率半径 ρ 的关系,如图7b所示,生长速率随着曲率半径的增加会先增大后减小,Zener^[28]建议取这个最大速率对应的曲率半径作为工作半径,虽然是经验性的,但Simonen^[29]等对Fe-C合金的Widmanstätten研究符合上述经验。

4.1.3 α_{WI} 的成核和生长

利用JMAK定律计算 α_{WI} 的转化率,Teixeira^[30]等利

用该定律对TC17合金进行了模拟。计算方法如下,首先计算扩展转化体积分 ξ_{WI} ,为了考虑不同形态的 α 同时沉淀,采用文献[31]中的方法进行,扩展体积转换分数 ξ_{WI} 按照Russell^[24]中定义的计算:

$$\xi_{\text{WI}}^e = k_{\text{WI}} (t - t_{\text{SWI}})^{n_{\text{WI}}} \quad (13)$$

式中, n_{WI} 和 k_{WI} 为 α_{WI} 形态的JMAK系数, n_{WI} 为Avrami指数^[32],与相变的形核长大机制相关,对相变温度不敏感; k_{WI} 为相变速率常数,对相变温度较为敏感^[33], t_{WI} 表示 α_{WI} 开始沉淀的时间, ξ_{WI}^e 作为一个中间值是为了计算出真实的转化体积分:

$$d\xi_{\text{WI}} = \left(1 - \sum_j \xi_j\right) d\xi_{\text{WI}}^e \quad (14)$$

式中, j 表示针对每一个 α 的所有形态。

使用Scheil定律控制何时 α_{WI} 开始沉淀:

$$S_{\text{WI}} = \int \frac{dt}{t_{\text{SWI}}(T)} \quad (15)$$

式中,当 S_{WI} 达到1时, α_{WI} 开始沉淀。

计算 α_{WI} 的转化率:

$$\frac{d}{dt} \xi_{\text{WI}} = k_{\text{WI}} n_{\text{WI}} (t - t_{\text{SWI}})^{n_{\text{WI}}-1} \left(1 - \sum_j \xi_j\right) \quad (16)$$

从上式可以得出 α_{WI} 的转化率与之前 α 不同形态的转换形式无关,只与当前温度和转换后的体积分有关。

4.2 模型数据和参数

各温度下 α 相和 β 相的元素分布以及元素对应的扩散系数来自文献[20],模拟 β 晶界的散射性需要 β 相的弹

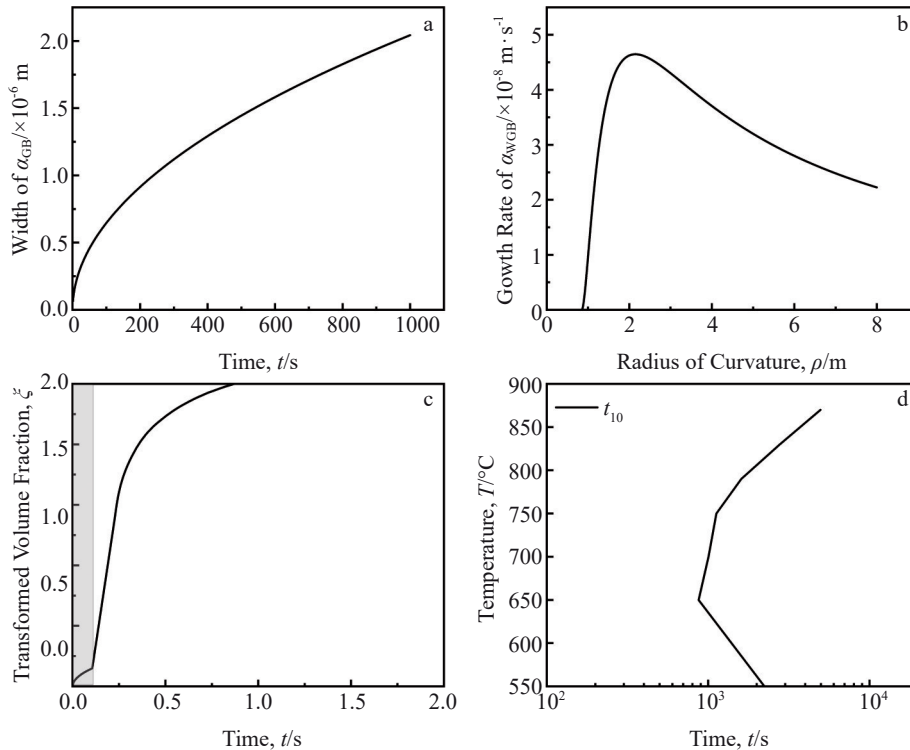


图7 模拟结果

Fig.7 Simulation results: (a) width of α_{GB} vs time; (b) growth rate of α_{WGB} vs radius of curvature; (c) transformed volume fraction vs time; (d) TTT curve

性系数,在 1000 °C 时多晶钛的杨氏模量 $E=58$ GPa 和泊松比 $\nu=0.4$, 公式(3)中 k 与位错核心的能量有关,在不同钛合金中其取值也不同,选取与文献[27]中 $k=0.12$ 相同,晶界错向角的取值是根据高斯概率分布模型赋予的,高斯概率分布模型的必要参数平均值 $\langle\theta\rangle=19^\circ$ 和标准差 $\delta\theta=15^\circ$, 同时这也是模型的调控参数。 α_{WI} 的模拟是基于 JMAK 方程,不同温度下的 n_{WI} 、 k_{WI} 和 t_{WI} 来自文献[20]。

4.3 模拟结果与实验结果讨论

在包含了 1000 个 β 晶粒代表的多晶 β 相计算相转化率。取每个时间步长下,各个晶粒内的 α_{GB} 的宽度和 α_{WGB} 的长度的平均值,根据 JMAK 方程计算出 α_{WI} 的体积分数,然后计算出每个晶粒内 α 相的转化率,最后取这 1000 个 β 晶粒计算出的平均值代表每个时间步长下的转化率。图 7a~7b 分别为 750 °C 下 α_{GB} 的生长宽度与时间的关系和 α_{WGB} 的生长速率与末端曲率半径的关系,图 7c 为 750 °C 时 α 相的转化量与时间的关系,图中阴影的区域为 α_{GB} 析出的时间范围,当覆盖晶界并且生长到一定宽度时就会停止,且 α_{WGB} 的析出速率比较快, α_{WI} 在低温时效时所占的比例高。随着时效时间的延长,越来越多的晶粒完成了 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变停止析出,所以 α 相转化率到最后是缓慢的增加直至所有晶粒完成析出。

模拟得到 α 转化率为 10% 的 TTT 曲线如图 7d 所示,可以看出析出 α 相的速率随着时效温度的降低呈现先增大后减小的趋势,模拟出的 TTT 曲线是“C”型的,“鼻温”为 650 °C。等温转变实验在时效温度为 850 和 800 °C 时,时效时间为 10 min 时在晶界或靠近晶界的部位析出了少量的 α 相,如图 3c、3i 所示;在时效温度为 650 和 600 °C 时,时效时间为 10 min 时析出了大量的 α 相,如图 5b、5f 所示;在时效温度为 550 °C,时效时间为 1 h 时析出了少量的细小 α 相,如图 5i 所示。等温转变实验 α 相的析出速率随着时效温度的降低先增大后降低,在时效温度为 600~650 °C 时, α 相的析出速率最快,模拟结果与实验结果相吻合。

5 结论

1) TC17 合金经等温时效处理,从高温到低温,析出 α 相的速率呈现先增大后减小的趋势,在时效温度区间为 600~650 °C 时,相变驱动力和溶质原子的扩散速度达到了最大的匹配程度,此时析出 α 相的速率达到了最大。

2) TC17 合金经等温时效处理, α 相首先在晶界或靠近晶界的部位析出,晶粒内部没有明显的析出,随着时效时间的延长,晶粒内部析出大量的针状 α 相,随着时效温度的降低,析出的 α 相逐渐细小。

3) 通过相转变动力学对 TC17 合金等温转变过程进行模拟预测,通过化学平衡动态方程和不同温度下溶质原子的扩散速率,计算出各温度下 α 相转化量与时间的

关系,绘制出 TTT 曲线,鼻尖温度为 650 °C。

4) 通过相变动力学模拟得到的 TC17 合金的 TTT 曲线与等温转变实验所得的结果有较大的吻合度。

参考文献 References

- [1] Cai Jianming(蔡建明), Mi Guangbao(弭光宝), Gao Fan(高帆) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(8): 1
- [2] Yang Huabin(杨华斌), Chang Hui(常辉), Cheng Jun(陈军) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(S1): 221
- [3] Li Chenglin(李成林), Yu Yang(于洋), Hui Songxiao(惠松晓) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(10): 560
- [4] Wang Qingjuan(王庆娟), Chen Qiang(陈强), Li Qiang(李强) et al. *The 18th Annual Meeting of China Association for Science and Technology*(第十八届中国科协年会)[C]. Xi'an: CAST, 2016: 1
- [5] Yu Xinping(余新平), Dong Hongbo(董洪波). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(12): 37
- [6] Appolaire B, Héricher L, Aeby-gautier E. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(10): 3001
- [7] Teixeira J D C, Appolaire B, Aeby-gautier E et al. *Computational Materials Science*[J], 2008, 42(2): 266
- [8] Dong Yi(董轶), Zhang Junjie(张俊杰), Quan Xiuyu(全秀煜) et al. *World Nonferrous Metals*(世界有色金属)[J], 2021(8): 118
- [9] Xu Bin(徐斌), Wang Xiaoying(王晓英), Zhou Jianhua(周建华) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 167
- [10] Xu Jianwei(徐建伟), Ji Xiaoyu(纪晓宇), Tian Shengli(田胜利) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2024, 48(3): 317
- [11] Deng Yuting(邓雨亭), Li Siqing(李四清), Wang Xu(王旭). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2023, 51(12): 68
- [12] Guo Ping(郭萍), Pan Hao(潘浩), Jia Guoyu(贾国玉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 301
- [13] Kuang Yunhua(况云华), Xin Zhouyuan(辛周媛), Xu Yong(徐勇) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2024(4): 146
- [14] Wang Hao(王浩), Hu Yining(胡怡宁), Wang Tao(王涛). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2024, 51(12): 1202301
- [15] Chang Hui(常辉), Elisabeth G, Zhou Lian(周廉). *Chinese Science Bulletin*(科学通报)[J], 2014, 59(10): 854
- [16] Manda P, Pathak S B, Devi R S R et al. *Metallography, Microstructure, and Analysis*[J], 2019, 8(4): 517
- [17] Du Z, Guo H, Liu J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 791: 139677
- [18] Li Shenlan(李慎兰), Huang Zhiqi(黄志其), Chen Weiping(陈维平) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(4): 57
- [19] Van L Y, Vooijs S, Sietsma J et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1998, 29: 2925
- [20] Héricher L. *Contribution à La Modélisation Des Transforma-*

- tions De Phases Dans Les Alliages De Titanes: Application à L'Alliage β -CEZ[D]. Nancy: Institut National Polytechnique de Lorraine, 2004
- [21] Teixeira J. *Étude Expérimentale Et Modélisation Des Évolutions Microstructurales Au Cours Des Traitements Thermiques Post Forgeage Dans L'Alliage De Titane Ti17*[D]. Nancy: Institut National Polytechnique de Lorraine, 2005
- [22] Menone S K, Aaronson H. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1986, 17: 1703
- [23] Plichta M, Perepezko J, Aaronson H *et al. Acta Metallurgica*[J], 1980, 28(8): 1031
- [24] Russell K. *Acta Metallurgica*[J], 1969, 17(8): 1123
- [25] Mraizika-Chaussy F. *Évolutions Microstructurales En Compression à Chaud Des Alliages De Titane BêTa-Cez Et 6246 Et Influence Du Forgeage Sur La Transformation BêTa Vers Alpha*[D]. Thèse de doctorat, Grenoble: Grenoble INP, 1996
- [26] Laude E, Gautier E, Archambault P *et al. Revue de Métallurgie*[J], 1996, 93(9): 1067
- [27] Teixeira J D C, Appolaire B, Aeby-gautier E *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(16): 4261
- [28] Zener C. *Trans Aime*[J], 1946, 167: 550
- [29] Simonen E, Aaronson H, Trivedi R. *Metallurgical Transactions*[J], 1973, 4: 1239
- [30] Teixeira J D C, Appolaire B, Aeby-gautier E *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 448(1–2): 135
- [31] Jones S, Bhadeshia H. *Acta Materialia*[J], 1997, 45(7): 2911
- [32] Yuan Jiandong(袁建东), Yu Aibing(于爱兵), Zou Pian(邹 翩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(1): 159
- [33] Wu Nan(吴 楠), Cui Xuefei(崔雪飞), Wei Yanguang(魏衍广) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(9): 115

Study on Isothermal Transformation Behavior of TC17 Alloy

Niu Yong¹, Wang Bingtao¹, Wang Yaoqi², Zhu Yanchun¹

(1. School of Mechanical Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China)

Abstract: The isothermal transformation process of TC17 alloy was investigated by microstructure analysis and numerical simulation. The experimental results show that TC17 alloy firstly precipitates α phase at or near grain boundaries. And with the increase in aging time, a large number of needle-like α phases precipitated inside the grains, and the precipitated α phase gradually becomes fine with the decrease in aging temperature. With the decrease in the aging temperature, the rate of precipitated α phase shows a tendency of increasing and then decreasing, and both the phase transition driving force and solute atom diffusion rate reach the maximum matching degree at aging temperatures of 600–650 °C. The maximum rate of precipitated α phase is reached currently. At the aging temperature of 600–650 °C, the phase transition driving force and the diffusion speed of solute atoms reach the maximum matching degree, and the rate of precipitating α phase reaches the maximum currently. Numerical simulation results show that the precipitation rate of α phase is the fastest at an isothermal temperature of 650 °C, and the results are in good agreement with the experimental results.

Key words: TC17 alloy; isothermal transition curve; phase transition kinetics; diffusion coefficient

Corresponding author: Wang Yaoqi, Ph. D., Professor, AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, P. R. China, Tel: 0086-10-85701237, E-mail: xiaoqigh@sina.com