

文章编号:1671-6833(2009)01-0006-04

近 β 型高强钛合金 Ti-26 的 β 晶粒长大行为

于 腾¹, 王 磊¹, 赵永庆², 王红才¹, 耿可屏¹, 倪浩天¹

(1. 东北大学 材料各向异性与织构工程教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110004; 2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 研究了 Ti-26 合金在不同固溶温度和固溶时间条件下 β 晶粒的长大规律, 并且计算了该合金在 775~880 $^{\circ}\text{C}$ 范围内, 保温 1 h 时, β 晶粒的长大激活能 Q_m 和在 820 $^{\circ}\text{C}$ 保温 0.5~4 h 的生长指数 n , 分析了影响 β 晶粒的长大激活能 Q_m 和生长指数 n 的主要原因. 研究表明, Ti-26 合金在 β 相区不同温度保温时, β 晶粒的长大过程受 Ti 元素控制; 合金在 820 $^{\circ}\text{C}$ ($T_{\beta} + 45^{\circ}\text{C}$) 固溶时, 晶粒生长指数 n 仅为 0.24 是由于固溶原子落后于 β 晶界的移动而形成拖曳造成的, 然而当固溶温度超过 820 $^{\circ}\text{C}$ 时, β 晶界的移动可以摆脱溶质原子的束缚.

关键词: Ti-26 合金; 晶粒长大; 长大激活能; 生长指数; 固溶处理

中图分类号: TG 146.2*3

文献标识码: A

0 引言

近代航空和航天系统的机械连接大量采用了钛合金紧固件, 其优势之一是减重效果显著, 减重对于飞机和航天器提高推力、减少发射费用等方面都会产生巨大的技术和经济效益^[1]. Ti-26 合金是一种新型高强紧固件, 用近 β 钛合金, 具有抗腐蚀性能好、优异的抗疲劳断裂能力、固溶后强度低、塑性好的特点, 在航空、航天和航海等领域具有广阔的应用前景. 以往对 Ti-26 合金的研究都集中在热处理、大变形或者热变形等研究上^[2-4], 热处理温度和时间与 β 晶粒之间关系的研究还未见报道. 然而, 钛合金的 β 晶粒尺寸以及长大规律对材料的强度、塑性、韧性和抗腐蚀性等性能有着至关重要的影响. 因此作者对 Ti-26 合金的 β 晶粒在不同热处理条件下的平均晶粒尺寸、长大规律以及长大激活能进行了系统的研究, 以期为该合金的热处理制度的优化以及综合强韧化提供依据.

1 试验材料与方法

Ti-26 合金属于 Ti-Al-V-Cr-Nb-Sn-Zr 系合金, 采用 3 次真空自耗电弧炉熔炼而成, 经开坯锻造后在 β 相区轧制成 $\Phi 14$ mm 的棒材,

经金相法测得合金的 β 相转变温度 $T_{\beta} = 775^{\circ}\text{C}$, Ti-26 合金的轧态组织如图 1 所示.

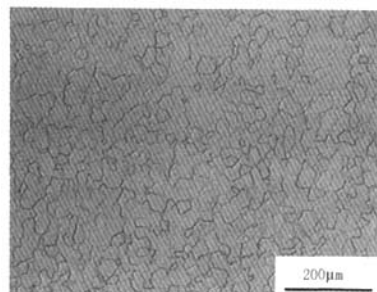


图 1 Ti-26 合金轧态组织

Fig. 1 Microstructure of Ti-26 alloy rolled bar

由图 1 可知, Ti-26 合金未热处理之前为单一的 β 组织, 并且 β 晶粒尺寸比较小, 平均晶粒直径 $D_0 = 16.8 \mu\text{m}$. 热处理采用 SX-10-13 箱形电阻炉, 试样经腐蚀后, 在 OLYMPUS-GX71 金相显微镜下进行组织观察, 并利用 OLYCIA m3 金相分析软件对 Ti-26 合金的 β 晶粒的平均直径进行测量.

2 结果与讨论

2.1 固溶温度与晶粒长大的关系

图 2 为 Ti-26 合金在不同固溶条件下的显微组织. 由图 2(a)(b)(c) 可知, 随着固溶温度的

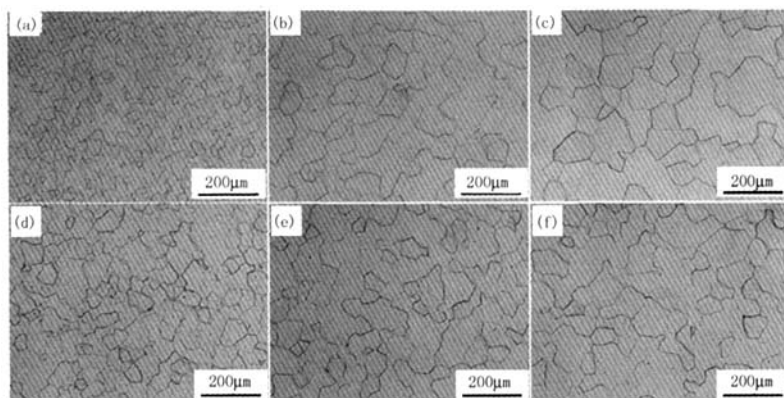
收稿日期: 2008-09-15; 修订日期: 2008-10-30

基金资助: 国家“973”计划资助项目 (2007CB613805)

作者简介: 于 腾 (1980-), 男, 辽宁人, 东北大学博士研究生, 主要从事钛合金方面的研究, E-mail: yuteng0318@

163.com; 通讯作者: 王 磊, 教授, E-mail: wanglei@mail.neu.edu.cn

升高,合金 β 晶粒的直径快速增大,合金 β 晶粒 具体的长大情况如图 3 所示。



(a) 775 °C/1 h; (b) 850 °C/1 h; (c) 880 °C/1 h; (d) 820 °C/1 h; (e) 820 °C/2 h; (f) 820 °C/4 h

图 2 Ti-26 合金不同固溶条件下的显微组织

Fig. 2 Microstructures of Ti-26 alloy solution treated at different conditions with AC

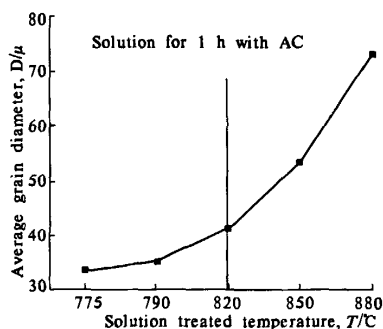


图 3 Ti-26 合金在不同固溶温度下的晶粒长大规律

Fig. 3 β -phase grain growth of Ti-26 alloy at different solution treated temperatures

由图 3 所示曲线可知,在 775 ~ 880 °C 之间固溶 1 h 后,合金的 β 晶粒平均直径快速增大,由 33.4 μm 急剧增大到 73.3 μm ,增大了 120%。由此可见,Ti-26 合金 β 晶粒的尺寸对固溶温度很敏感。

固溶温度对晶粒长大的影响,实际就是对合金晶界移动的影响。晶界的平均迁移率与 $\exp(-Q_m/RT)$ 成正比^[5],因此恒温条件下晶粒长大速度为

$$dD/dt = K_1 D^{-1} e^{-Q_m/RT} \quad (1)$$

式中: K_1 为常数; Q_m 为晶界移动的激活能; R 为气体常数 $\text{J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$ 。将(1)式积分可得

$$(D_t^2 - D_0^2)/t = K_2 e^{-Q_m/RT} \quad (2)$$

式中: D_t 为 t 时间下的晶粒平均直径, μm ; D_0 为原始晶粒平均直径, μm ; K_2 为常数。

将(2)式两端取对数得

$$\ln[(D_t^2 - D_0^2)/t] = \ln K_2 - Q_m/RT \quad (3)$$

式(3)相当于 $\ln[(D_t^2 - D_0^2)/t]$ 对 $1/T$ 的直线方程,因此利用图 3 中的测量结果绘制 $\ln[(D_t^2 - D_0^2)/t]$ 与 $1/T$ 的坐标图如图 4 所示。直线的斜率 $S = -Q_m/R$,所以 $Q_m = -RS$ 。

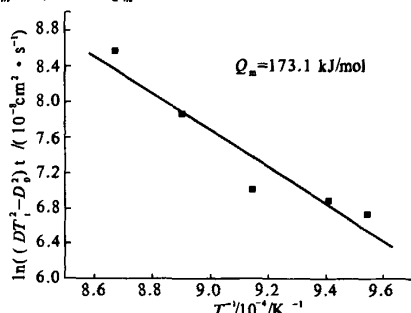


图 4 Ti-26 合金的晶粒长大速度 $\ln[(D_t^2 - D_0^2)/t]$ 与 $1/T$ 的关系

Fig. 4 Relationship between grain growing rate $\ln[(D_t^2 - D_0^2)/t]$ and reciprocal solution temperature ($1/T$) of Ti-26 alloy

由此可以计算出 Ti-26 合金在 775 ~ 880 °C 范围内的 β 晶粒长大激活能约为 173.1 kJ/mol 。根据 Arrhenius 方程 ($D = D_0 \exp(-Q/RT)$) 和(1)式,可以从元素的扩散激活能判断 β 晶粒长大过程的控制元素,即如果合金中某个元素的扩散激活能与 β 晶粒的长大激活能相近,那么该元素就是控制 β 晶粒长大过程的元素。Ti 在 β 钛合金的自扩散激活能为 153 kJ/mol ^[6-7],与 Ti-26 合金 β 晶粒长大激活能相近,因此可以判定 Ti-26 合金 β 晶粒长大过程主要受 Ti 元素控制。

固态金属原子的扩散途径有体扩散、晶界扩散和表面扩散等^[8],由于晶界的内吸附现象,被

吸附的溶质原子形成一种拖曳晶界的“气团”,给晶界的移动造成阻碍,造成晶粒生长减慢。

由图 3 可知,在 850 ℃ 和 880 ℃ 时,β 晶粒的平均直径分别比 820 ℃ 增大了 30% 和 79%。晶粒以如此快的速度长大的原因是当温度比较高时,溶质原子拖曳形成的“气团”逐渐消散,晶界移动的驱动力将不再和“气团”的拉应力相平衡,使晶界和“气团”脱开,此时晶界的移动速度可表示为^[9]

$$v = fF \quad (4)$$

式中: f 为晶界迁移率; F 为晶界驱动力。

由(4)式可知,晶粒长大速度是由晶界原子的迁移率 f 和晶界驱动力 F 共同决定的,此时晶界移动的驱动力为^[5]

$$F = \Delta\mu/\lambda \quad (5)$$

式中: $\Delta\mu$ 为晶界两侧化学位之差, J/mol; λ 为晶界厚度, m。对于球形晶界,由 Gibbs - Thompson 公式^[5]可知:

$$\Delta\mu = 2\sigma/R \quad (6)$$

式中: σ 为表面应力; R 为弯曲界面的曲率半径;为比容。

由(5)式和(6)式得

$$F = 2\sigma/R\lambda \quad (7)$$

由(7)式可知,随着固溶温度的升高,β 晶粒直径增大(β 晶粒曲率半径减小),晶界移动驱动力 F 增加。因此,在固溶温度比较高的情况下,β 晶粒直径增大的速度非常的快,从图 3 中不同温度下的 β 晶粒直径变化趋势可以知道 β 晶粒平均直径是加速增大的。当固溶温度超过 820 ℃ 时, Ti-26 合金的 β 晶粒平均直径增大过快并且难以控制;当固溶温度为 880 ℃ 时,β 晶粒的平均直径已经达到 73.29 μm,合金的强韧性必定受到很大影响。所以要控制 β 晶粒长大速度,就必须严格控制固溶温度,根据图 3 中 β 晶粒的长大情况, Ti-26 合金的固溶温度必须控制在 820 ℃ 以下,在此温度以下合金的 β 晶粒长大速度是比较容易控制的。

2.2 固溶时间与晶粒长大的关系

由图 2(d)(e)(f)可知,随着固溶时间的延长, Ti-26 合金 β 晶粒的平均直径在逐渐增大。图 5 为 Ti-26 合金 β 晶粒在 820 ℃ 等温长大曲线。由图 5 可知,在 820 ℃ 保温 0.5 ~ 4 h, Ti-26 合金的平均晶粒直径随时间的增接而呈抛物线规律增大,合金的 β 晶粒平均直径由 36.1 μm 增大到 58.3 μm,增大了 62%。

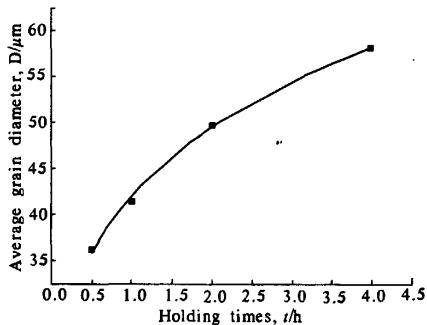


图 5 Ti-26 合金 β 晶粒等温长大曲线

Fig. 5 β-phase grain growth of Ti-26 alloy solution treated at 820 °C

等温长大条件下,晶粒长大与时间的关系可由 Beck 方程^[10]来描述:

$$D_t - D_0 = kt^n \quad (8)$$

式中: k 为保温时间, h; n 为晶粒的生长指数。

将各时刻的晶粒平均直径 D_t 和保温时间 t 的测量结果利用 $y = ax^b$ 方程进行拟和,从而可知 Ti-26 合金在 820 ℃ 固溶保温时 β 晶粒平均直径 D 的经验表达式

$$D = 16.8 + 42.0t^{0.24} \quad (9)$$

由式(9)式可知, Ti-26 合金在 820 ℃ ($T_\beta + 45$ ℃) 晶粒生长指数为 0.24,然而纯 Ti 在 $T_\beta + 20$ ℃ 的晶粒生长指数为 0.5^[11]。因此可以推断在 820 ℃ 固溶条件下, Ti-26 合金中的固溶原子对晶界的移动有着非常大的影响。Zr 在钛合金中的扩散激活能为 304 kJ/mol^[12], Sn 在钛合金中的扩散激活能为 340 kJ/mol^[13], Al 在钛合金中的扩散激活能为 329 kJ/mol^[14],这些元素的扩散激活能都远高于 Ti 的自扩散激活能(153 kJ/mol),因此当晶界移动时,溶质原子不是由沿晶界扩散来控制晶界的迁移,而是由追随在晶界后的体扩散来控制,由于体扩散要比晶界扩散慢的多,所以吸附的溶质原子形成一种被晶界所拖曳的“气团”,给晶界的移动造成阻碍,造成晶粒生长减慢。因此,在 820 ℃ 时 Ti-26 合金的 β 晶粒生长指数小于 0.5 主要是由于溶质原子对晶界移动的阻碍效应造成的。

通过以上研究的结果可知,固溶温度是控制 Ti-26 合金 β 晶粒尺寸的主要影响因素。通过对固溶温度和固溶时间的控制可以控制晶粒尺寸,合金的强韧性得到良好的控制。为了避免因 Ti-26 合金的晶粒尺寸增大过快而影响其强韧性,固溶温度不应超过 820 ℃,固溶时间不应超过 2 h。

3 结论

(1) 在 775 ~ 880 °C 范围内固溶 1 h 后, Ti-26 合金 β 晶粒的长大激活能为 173.1 kJ/mol, 其值与 Ti 在 β 钛合金的自扩散激活能 (153 kJ/mol) 相近, Ti-26 合金 β 晶粒长大过程主要是受 Ti 的控制。

(2) 当固溶温度超过 820 °C 时, 晶界的移动摆脱溶质原子的束缚, β 晶粒的平均直径快速增大, 并且难以控制其长大速度, 因此必须控制 Ti-26 合金的固溶温度低于 820 °C 才能比较容易地控制 β 晶粒尺寸。

(3) Ti-26 合金在 820 °C ($T_{\beta} + 45$ °C) 固溶保温时, β 晶粒的生长指数为 0.24, 由于溶质原子的拖曳作用, 使得其生长指数远小于纯 Ti 在 $T_{\beta} + 20$ °C 的晶粒生长指数。

参考文献:

- [1] 张庆玲, 王庆如, 李兴无. 航空用钛合金紧固件选材分析[J]. 材料工程, 2007, (1): 11-18.
- [2] 罗媛媛, 赵永庆, 戚运莲, 等. Ti-26 高强钛合金在大变形条件下的组织与性能研究[J], 钛工业进展, 2007, 24(4): 35-38.
- [3] 杜宇, 刘 伟, 戚运莲, 等. Ti-26 钛合金热变形特征研究[J], 稀有金属快报, 2007, 26(12): 29-33.
- [4] 郭获子, 杨英丽, 赵恒章. Ti-26 钛合金斜插穿孔管坯热处理工艺研究[J]. 研发与应用, 2007, 26(11): 38-41.
- [5] [美] 费豪文著, 卢光熙, 赵子伟译. 物理冶金学基

础[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1980, 86-129.

- [6] FROST F J, ASHBY M F. Deformation mechanism maps [M]. London: Pergamon Press, 1982.
- [7] SESHACHARYULU T, MEDEIROS S C, MORGAN J T, et al. Hot deformation mechanism in ELI grade Ti-6Al-4V[J]. Scripta Materialia 1999, 41(3): 283-288.
- [8] 余永宁. 金属学原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2003. 169-214.
- [9] RATH B B, HU H. Recrystallization and grain growth in metals [J]. Trans AIME, 1969, 245(16): 1577-1578.
- [10] WEAIRE D, MCMURRY S. Some fundamentals of grain growth[J]. 1996, 50: 1-36.
- [11] GIL F J, PLANELL J A. Behavior of normal grain growth kinetics in single phase titanium and titanium alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2000, 283(1-2): 17-24.
- [12] PÉREZ R A, DYMENT F, MATZKE H J, et al. Zr diffusion in α -Ti measured by RBS and HIRBS[J]. Journal of Nuclear Materials, 1994, 217(1-2): 48-53.
- [13] PÉREZ R A, DYMENT F, BATZKE M. Diffusion of Sn in different purity α -Ti [J]. Materials Letters, 2003, 57(18): 2670-2674.
- [14] KÖPPERS M, HERZIG C H R, FRIESEL M. Intrinsic self-diffusion and substitutional Al diffusion in α -Ti [J]. Acta Materialia, 1997, 45(10): 4181-4191.

Growing Behavior of β -phase Grain in High Strength Near- β Titanium Alloy Ti-26

YU Teng¹, WANG Lei¹, ZHAO Yong-qing², WANG Hong-cai¹, GENG Ke-ping¹, NI Hao-tian¹

(1. Northeastern University, Key Laboratory of Ministry of Education for Anisotropy and Texture of Materials, Shenyang 110004, China; 2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: The growing behavior of β -phase grain in Ti-26 alloy at different solution temperatures and holding times were investigated. The active diffusion energy Q_n (at 775 ~ 880 °C, for 1 h) and the growing exponent n (at 820 °C, for 0.5 h to 4 h) were calculate and the main influence factors of Q_n and n were analyzed. The results show that the growth of β -phase grain was controlled by Ti element at different temperatures above the β transus temperature of Ti-26 alloy. Moreover, the growing exponent n is only 0.24 with holding times of 0.5 h to 4 h at 820 °C ($T_{\beta} + 45$ °C) because of the drag effect of solute atoms. However, the migration of β -phase grain boundary freed from restraint of solute atoms, when solution temperature was higher than 820 °C.

Key words: Ti-26 alloy; growth of grain; growth activation energy; growing exponent; solution treatment