



少量 TiB 晶须对 Ti-B20 合金 β 晶粒长大行为的影响

黄立国^{1,2}, 陈玉勇²

- (1. 辽宁工程技术大学 材料科学与工程学院, 阜新 123000;
2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘要: 通过高温固溶及淬火处理, 研究 TiB 晶须对 Ti-B20 合金 β 晶粒长大行为的影响。结果表明: 处于晶界的 TiB 晶须显著限制了 β 晶粒的高温长大, 在高于相变点 125 °C 固溶 120 min 后, Ti-B20-0.1B 合金中 β 晶粒尺寸仅长大了 55 μm , 而 Ti-B20 合金晶粒长大了 220 μm 。从动力学角度分析了晶粒长大规律, Ti-B20 合金的晶粒长大指数处于 0.33~0.35 范围内, 接近于理论值 0.5; 而 Ti-B20-0.1B 合金的晶粒长大指数非常小, 处于 0.049~0.052 范围内。计算结果表明: Ti-B20-0.1B 合金的激活能显著高于 Ti-B20 合金的。含硼钛合金中 TiB 晶须长轴平行于晶界时, 对晶粒长大的限制作用更显著。

关键词: 钛合金; 晶粒长大; TiB; 激活能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Influence of trace TiB whisker on grain growth behavior of β grain in Ti-B20 alloy

HUANG Li-guo^{1,2}, CHEN Yu-yong²

- (1. College of Materials Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China;
2. College of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The effect of TiB whisker on the β grain growth behavior of Ti-B20 alloy was studied through solution treatment at high temperature and quenching. The results show that the TiB whisker at grain boundary significantly restricts the β grain growth when temperature is high. When solution treated at a temperature the 125 °C higher than the transformation temperature for 120 min, the size of β grain in Ti-B20-0.1B alloy increases by only 55 μm , while the size of the grain in Ti-B20 alloy increases by 220 μm . The rule of grain growth was analyzed by dynamics. The result shows that the grain growth exponent of Ti-B20 alloy is in the range of 0.33–0.35 which is close to the theoretical value of 0.5, while that of Ti-B20-0.1B alloy is quite small which is in the range of 0.049–0.052. The calculation result shows that the activation energy of Ti-B20-0.1B alloy is much higher than that of Ti-B20 alloy. When the long axis of TiB whisker in titanium alloy containing boron parallels to the grain boundary, the TiB whisker has more significant restrictive effect on the grain growth.

Key words: titanium alloy; grain growth; TiB; activation energy

众所周知, 金属材料的屈服应力与平均晶粒尺寸之间符合 Hall-Petch 关系^[1-2], Hall-Petch 关系在多晶

金属材料中具有普遍的适用性。钛合金的性能与晶粒尺寸之间亦符合这一关系, 因此, 提高钛合金力学性

基金项目: 辽宁工程技术大学博士科研启动基金资助项目(14-1122)

收稿日期: 2014-10-27; 修订日期: 2015-01-12

通信作者: 黄立国, 讲师, 博士; 电话: 0418-3351617; E-mail: liguoh@126.com

能可以通过细化晶粒的方法实现^[3]。铸态合金晶粒尺寸的细化还有助于提高钛合金的塑性, 从而改善合金的成形能力, 有助于获得无缺陷的成形零件^[4-5]。室温时 HCP 晶格结构决定了钛合金本质上是难变形材料, 往往需要通过热机械处理获得所需的组织和性能^[6]。由于 BCC 晶格的堆垛密度小, 高温时 β 钛具有高的扩散系数(β -Ti 的扩散系数比 α -Ti 的大几个数量级), 细小的晶粒在高温很难得以保持, 在 β 相区热处理或热加工之前保温时将发生晶粒快速长大^[7-8], 恶化了钛合金的力学性能及后续成形能力。通常防止钛合金晶粒长大的方法是降低高温退火温度或缩短保温时间, 从而在一定程度上防止晶粒的过度长大。除控制温度和时间外, 利用时效析出第二相粒子的钉扎作用也能够显著限制晶粒的高温长大^[9]。

微量元素 B 或 TiB₂ 通过成分过冷机制显著细化了钛合金的铸态晶粒尺寸, 添加 0.1% B(质量分数)或 0.32% TiB₂ 可以使晶粒尺寸减小一个数量级^[10-11], 细小的晶粒通过 Hall-Petch 机制显著改善了铸态合金的综合力学性能。依据 Ti-B 二元合金相图^[12]可知, B 或 TiB₂ 在钛合金熔体中是不稳定的, 通过共晶反应 Ti+B→TiB 生成 TiB 晶须。由于 TiB 晶须是由富集在固-液界面前沿的元素 B 与剩余的少量液相在凝固最后阶段生成, 因此, 含硼钛合金中 TiB 作为不溶的第二相粒子通常处于晶界, 当温度低于液相线时, 其在热力学上是稳定的, 不与 Ti 发生反应。TiB 可能类似于析出的第二相粒子限制钛合金在高温保温时的晶粒长大。目前, 就此问题的研究还鲜见报道, 因此, 有必要研究少量 TiB 对钛合金在 β 相区保温时晶粒长大行为的影响。

1 实验

本实验材料为 Ti-B20 合金和 Ti-B20-0.1B 合金。Ti-B20 合金由西北有色金属研究院基于“临界钼当量条件下的多元强化”原则开发^[13], 其是一种新型亚稳 β 钛合金(Ti-3.5Al-5Mo-4V-2Cr-1Fe-2Zr-2Sn), 钼当量约为 10.3。两种合金均采用真空自耗电弧熔炼方式制备, 熔炼时元素 Al、V 和 Mo 以中间合金的形式加入, 元素 Fe、Cr、Zr 和 Sn 以纯金属的形式添加, 而含硼钛合金中的 TiB 晶须通过元素 B 与 Ti 原位反应生成。利用截线法测得 Ti-B20-0.1B 合金铸锭晶粒尺寸为 (176 ± 27) μm , 而 Ti-B20 合金铸锭晶粒尺寸非常大,

为 (1175 ± 179) μm 。在研究少量 TiB 对合金组织稳定性的影响时, 含硼合金和不含硼合金的初始晶粒尺寸相差较大, 不具有可比性。本文作者将经过开坯锻造的 Ti-B20 合金在 855 $^{\circ}\text{C}$ 保温 5 min 后空冷, 得到退火态组织, 其晶粒尺寸为 (145 ± 7.5) μm 。铸态 Ti-B20-0.1B 合金和退火态 Ti-B20 合金用于组织稳定性研究, 固溶温度均处于 β 相区。试样尺寸为 d 10 mm \times 10 mm, 每个试样在固溶温度分别保温一定时间后水淬, 具体实验参数如表 1 所列。

表 1 晶粒长大的实验参数

Table 1 Experimental parameter for grain growth

Material	Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Exposure time/min
As-annealed Ti-B20	855, 895, 935	5, 15, 30, 60, 120
As-cast Ti-B20-0.1B	855, 895, 935	5, 15, 30, 60, 120

2 结果与分析

2.1 Ti-B20-0.1B 合金相变点测定

将 Ti-B20-0.1B 合金在 785~825 $^{\circ}\text{C}$ 范围内每间隔 10 $^{\circ}\text{C}$ 保温 30 min 后淬火, 图 1 所示为 Ti-B20-0.1B 合

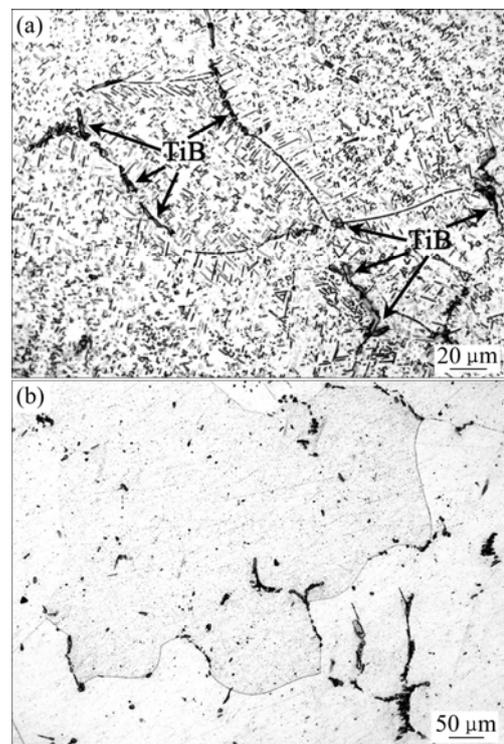


图 1 在不同固溶温度下 Ti-B20-0.1B 合金的淬火组织

Fig. 1 Quenched microstructures of Ti-B20-0.1B alloys at different solution temperatures: (a) 805 $^{\circ}\text{C}$; (b) 815 $^{\circ}\text{C}$

金的淬火组织。由图 1(a)可知, 在 805 °C 淬火后, 组织主要由晶界 α 相、沿 β 晶界向两侧析出的初生 α 相、晶界 TiB 相和晶粒内部析出的初生 α 相构成, 初生 α 相的存在意味着其是两相区淬火组织。由图 1(b)可知, 815 °C 淬火组织由晶界 α 相、晶界 TiB 相和保留到室温的 β 相构成, 未发现初生 α 相的存在, 这是典型的 β 相区淬火组织。因此, 可以确定 Ti-B20-0.1B 合金的相变点为 (810 ± 5) °C。根据已经报道的结果可知, Ti-B20 合金的相变点为 810 °C, 说明少量 B 加入未显著影响合金的相变点。

2.2 Ti-B20 合金的淬火组织及晶粒长大

图 2 和 3 所示分别为 Ti-B20 合金和 Ti-B20-0.1B 合金在 935 °C 固溶后的淬火组织。由图 2 和 3 可知, 除晶界 α 相外, 淬火组织完全由 β 相组成。随保温时间的延长, Ti-B20 合金的晶粒明显长大, 保温 120 min 后晶粒长大了 220 μm , 其尺寸达到 (365 ± 52) μm 。而 Ti-B20-0.1B 合金保温 120 min 后晶粒尺寸为 (231 ± 41) μm , 仅长大了 55 μm , 晶粒长大不明显。

图 4 所示为固溶后平均晶粒尺寸 D 与初始晶粒尺寸 D_0 的值。由图 4 可知, 随着固溶温度的升高和时间的延长, Ti-B20 合金的晶粒尺寸逐渐变大, 保温

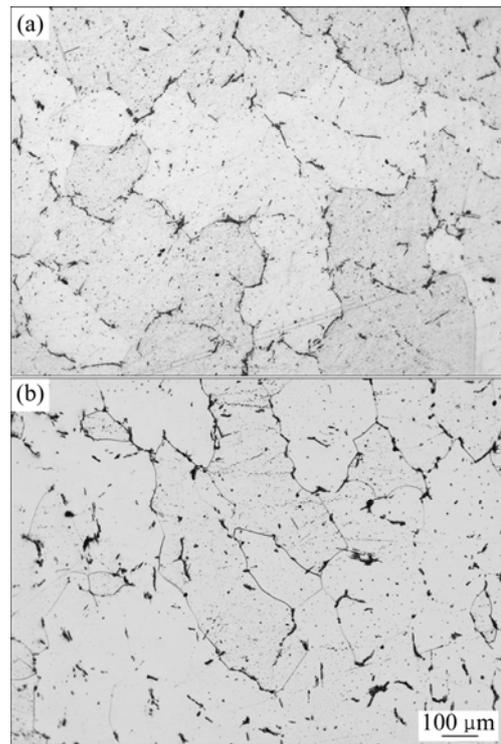


图 3 Ti-B20-0.1B 合金在 935 °C 固溶不同时间的淬火组织
Fig. 3 Quenched microstructures of Ti-B20-0.1B alloys solution treated at 935 °C for different time: (a) 5 min; (b) 120 min

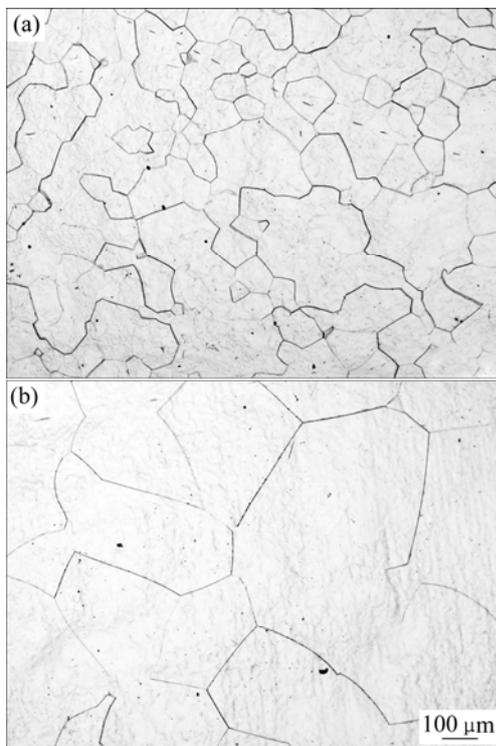


图 2 Ti-B20 合金在 935 °C 固溶不同时间的淬火组织
Fig. 2 Quenched microstructures of Ti-B20 alloys solution treated at 935 °C for different time: (a) 5 min; (b) 120 min

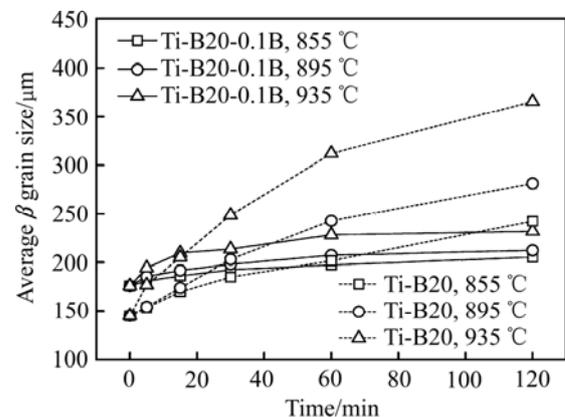


图 4 不同固溶温度下 Ti-B20 和 Ti-B20-0.1B 合金的平均 β 晶粒尺寸和时间的关系

Fig. 4 Relationship between average β grain size of Ti-B20 and Ti-B20-0.1B alloys and solution treatment time at different temperatures

120 min 后晶粒尺寸比初始晶粒尺寸增大 2.5 倍, 而 Ti-B20-0.1B 合金的晶粒尺寸仅发生了略微长大。从图 3(b)还可以看出, 固溶 120 min 后, 由于 TiB 的钉扎, 晶界呈现弯曲的形态, 而 Ti-B20 固溶 120 min 后晶界平直(见图 2(b))。晶粒长大的本质是晶界在晶体中的

迁移过程, 晶界迁移的结果表现为大晶粒长大且吞并小晶粒, 从而使系统总的界面能降低。TiB 的存在显著限制了晶界移动, 从而抑制了晶粒快速长大。类似的实验结果也曾被报道, 在 β 相区热处理时 TiC 结构的碳化物阻碍了原始 β 晶粒的长大^[14]。

2.3 Ti-B20 合金的 β 晶粒增长动力学

在 β 相区固溶时, 合金晶粒长大是平均晶粒尺寸逐渐增加的过程, 其依赖于晶界的可动性及相应的驱动力(驱动力来源于与晶界面积减少有关自由能的下降)。晶粒长大过程通常可以分为正常晶粒长大和异常晶粒长大, 晶粒正常长大过程是连续的且组织均匀的粗化, 晶粒尺寸分布在较窄的范围内。晶粒增长经过最初的过渡期后, 正常长大的晶粒组织达到了“准静止状态”, 其平均晶粒尺寸随着时间的几次幂变化^[15]。对于纯金属和固溶体合金, 正常晶粒长大动力学可以利用经验方程描述, 其表达式如式(1)所示^[15]:

$$D^{1/n} - D_0^{1/n} = kt \quad (1)$$

式中: D 为平均晶粒尺寸; D_0 为初始晶粒尺寸; k 为速率常数; t 为等温退火时间; n 为晶粒长大指数。

通过式(1)计算得到基体合金及含硼合金的晶粒长大指数 n 和速率常数 k (见表 2)。

表 2 在不同温度下测得的晶粒长大参数

Table 2 Measured coarsening parameters at different temperatures

Alloy	Temperature/°C	n	k
Ti-B20	855	0.35	4.5×10^4
	895	0.33	2×10^5
	935	0.33	5.6×10^5
Ti-B20-0.1B	855	0.052	6.3×10^{42}
	895	0.050	3.2×10^{44}
	935	0.049	1.8×10^{46}

从表 2 中可以看出, 含硼合金和不含硼合金的 n 值随温度变化较小。Ti-B20 合金的 n 值在 0.33~0.35 范围内, 而 Ti-B20-0.1B 合金的 n 值在 0.049~0.052 范围内, 显著小于 Ti-B20 合金的 n 值。依赖于合金的成分及固溶处理温度, 式(1)中的晶粒长大指数 n 值通常处于 0.1~0.5 范围内。在理想的情况下, 也就是对于高纯金属或固溶温度接近于熔点时, n 为 0.5。对于大多数合金来说, 在高温保温时 n 值小于 0.5, 这已被许

多实验证实^[16]。实验中测试得到的 n 值通常小于理想值 0.5, 这主要是由于晶粒长大过程中受溶质拖曳效应、自由表面效应、织构及位错亚结构的影响^[17]。在本实验中用于研究组织稳定性的初始材料为铸态和退火态合金, 组织中的位错密度较低。另外, 在淬火组织中未发现异常长大的晶粒, 织构的影响可以被忽略。Ti-B20 合金中溶质元素的质量分数较大, 大约为 20%, 这些溶质元素对晶界移动具有阻碍作用。因此, Ti-B20 合金的 n 值小于理想值 0.5 主要归因于溶质拖曳效应。GIL 等^[18]也报道了类似的实验结果, 在纯钛中添加质量分数为 0.2% 的 Pd, 晶粒长大指数 n 值明显小于纯钛的。对于 Ti-B20-0.1B 合金, n 值远小于 0.5, 这除了高的溶质含量导致的溶质拖曳效应外, 更主要的原因是处于晶界的 TiB 粒子对晶界的钉扎作用。依据二元合金相图, 在液相线温度以下, TiB 在热力学上是稳定的, 其在高于相变点温度能够稳定存在, 这显著限制了晶界的移动, 从而大大降低了晶粒长大指数 n 值。CHERUKURI 等^[19]研究认为, TiB 降低高稳定 β 钛合金的 n 值, β 21S-0.1B 合金在 β 相区固溶时, 其 n 值处于 0.018~0.062 范围内, 显著小于基体合金的 n 值。

速率常数 k 的表达式^[19]如式(2)所示:

$$k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中: Q 为激活能; k_0 为材料常量; R 为摩尔气体常数; T 为绝对温度。

图 5 所示为依据表 2 中的数据及式(2), $\ln k$ 与 T^{-1} 之间的线性关系拟合关系。由图 5 可得到 Ti-B20 合金和 Ti-B20-0.1B 合金的激活能分别为 207.8 和 664.2 kJ/mol。 β 钛的自扩散激活能处于 145~315 kJ/mol 范围内^[20], Ti-B20 合金的激活能处于此范围内, 说明 Ti-B20 合金在 β 相区固溶时自扩散过程具有重要的作用。Ti-B20-0.1B 合金的激活能为 664.2 kJ/mol, 显著高于不含硼合金的, 激活能增加了 3~4 倍。由于晶界的迁移率与激活能成反比关系, 因此, 具有高激活能的含硼钛合金晶界迁移率低, 晶粒长大速度慢。

2.4 TiB 晶须对晶界的钉扎效应

由于 TiB 晶须主要处于晶界, 部分晶界被 TiB 晶须占据, 这降低了系统的界面能。晶界与晶须分离将导致界面能的上升, 因此, 处于晶界的 TiB 晶须对晶界具有显著的钉扎作用。弥散第二相粒子能够以一定的阻力阻碍晶界移动, 这个阻力大小主要取决于粒子

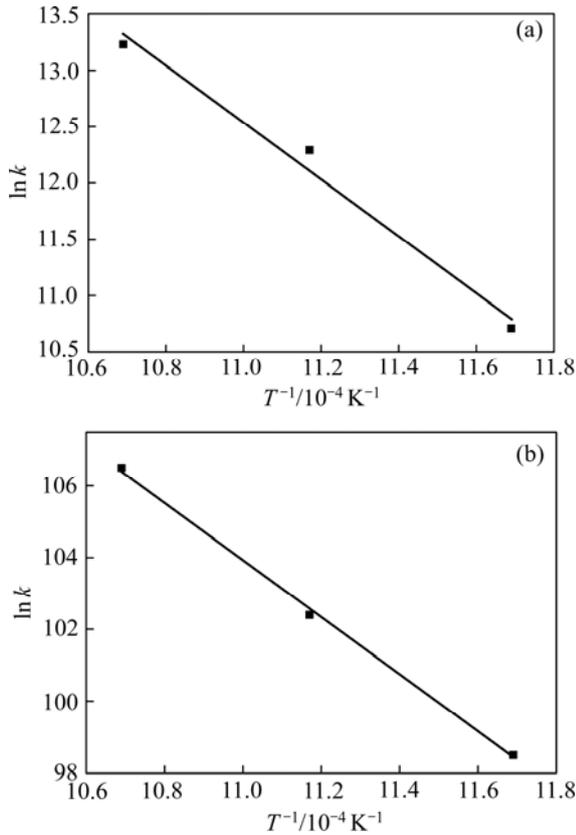


图5 不同合金的 $\ln k$ 与 T^{-1} 之间的线性关系拟合关系
Fig. 5 Linear relationship between $\ln k$ and T^{-1} of different alloys: (a) Ti-B20 alloy; (b) Ti-B20-0.1B alloy

的尺寸、体积分数、界面和分布。球状的粒子对晶界移动的阻力表达式如式(3)所示^[21];

$$Z = 3f\sigma_b / 2r \tag{3}$$

式中: Z 为 Zener 拖曳力; f 为粒子的体积分数; σ_b 为晶粒的界面能; r 为粒子的半径。

晶粒长大时晶界移动的平均驱动力 P 可表示为

$$P = k\sigma_b / d \tag{4}$$

式中: k 为几何常数; d 为晶粒的半径。

当晶粒增长具有高驱动力时, 晶界移动可以越过第二相粒子。随着晶粒的长大, 系统总的界面能不断下降, 晶粒长大的驱动力随之下降。当晶粒长大驱动力 P 等于粒子钉扎引起的晶界阻力 Z 时, 晶粒长大停止, 达到极限晶粒尺寸。极限晶粒尺寸 d_{max} 可表达为

$$d_{max} = 2kr / 3f \tag{5}$$

由于式(5)仅适用的第二相粒子为球状, 而当粒子的形状不是球形时, 粒子对 Zener 拖曳力有一定的影响, 因此, 式(5)不适用于 TiB 晶须。TiB 的横截面是由(100)、(101)和(10 $\bar{1}$)构成的六边形, TiB 沿着[010]

晶相生长速度快, 可将其近似成椭球体。NES 等^[22]评估了椭球体粒子与晶界的交互作用, 结果表明, 当椭球体的长轴与晶界垂直或平行时, 最大的拖曳力 F_Z 可表示为

$$\begin{cases} F_Z = F_Z^S \frac{2}{(1+\varepsilon)\varepsilon^{1/3}} & (\text{椭球体长轴垂直于晶界}) \\ F_Z = \frac{F_Z^S}{\pi} \frac{(1+2.14\varepsilon)}{\varepsilon^{1/2}} & (\text{椭球体长轴平行于晶界}) \end{cases} \tag{6}$$

式中: F_Z^S 为与椭球体具有相同体积分数的球状粒子产生的拖曳力; ε 为椭球状粒子长轴与短轴的比值。

根据式(6), TiB 对晶界钉扎时的极限晶粒尺寸 d_{max} 可表示为^[19]

$$\begin{cases} d_{max} = \frac{16\varepsilon(1+\varepsilon)}{3\pi f} & (\text{椭球体长轴垂直于晶界}) \\ d_{max} = \frac{32\varepsilon^{1/6}}{3f(1+2.14\varepsilon)} & (\text{椭球体长轴平行于晶界}) \end{cases} \tag{7}$$

Ti-B20-0.1B 合金中 TiB 的体积分数为 0.59%, 即 f 约为 0.0059。图 6 所示为利用式(7)绘制 d_{max} 随 ε 的变化曲线。由图 6 可知, 当 TiB 的长轴平行于晶界时, 随着长径比的增加, TiB 对晶界的钉扎效果更明显。利用图像分析软件测得 Ti-B20-0.1B 合金中 TiB 长径比为 $6.66 \pm 4 \mu\text{m}$, 通过式(7)计算得到 Ti-B20-0.1B 合金的极限晶粒尺寸预测值处于 162.6~14677.2 μm 范围内。将 Ti-B20-0.1B 合金在 935 $^\circ\text{C}$ 固溶处理 120 min 后晶粒尺寸的实验值也绘制在图 6 中, 实验值非常接近于式(7)的预测值, 说明处于晶界的 TiB 更倾向于长轴平行于晶界的排列方式。图 7 所示为 Ti-B20-0.1B 合金的 SEM 像。由图 7 可知, 长轴平行于晶界的 TiB

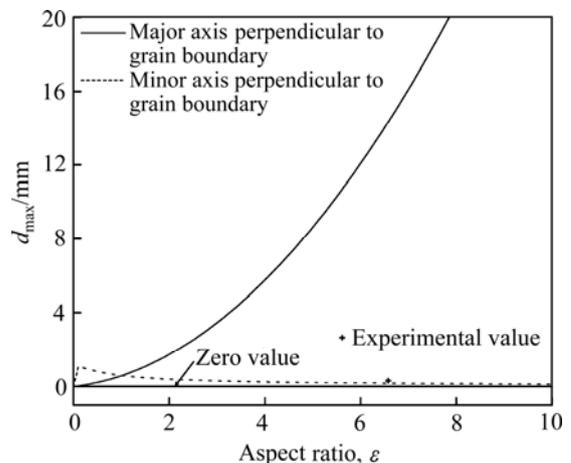


图6 极限晶粒尺寸的预测值与实验值的比较
Fig. 6 Comparison between calculated and experimental values of critical grain size

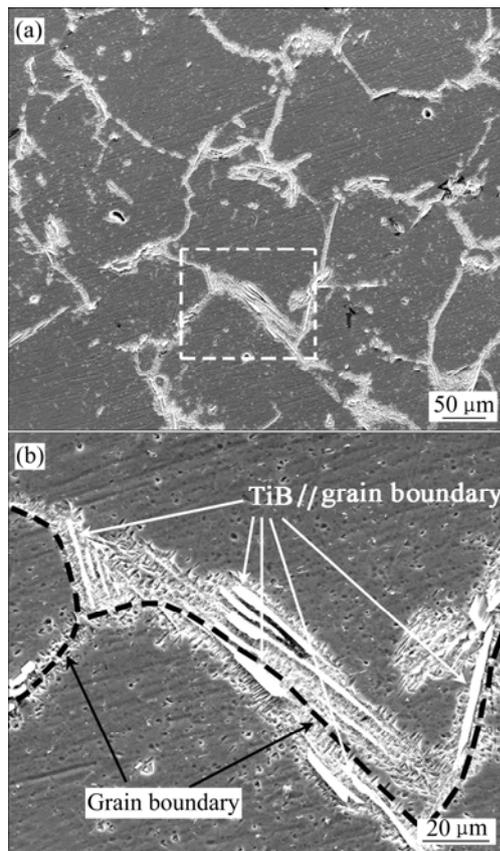


图 7 Ti-B20-0.1B 合金的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of Ti-B20-0.1B alloys: (a) Low magnification; (b) High magnification of selected zone shown in Fig. 7(a)

晶须显著限制了 β 晶粒长大, 在高温长时间固溶时, Ti-B20-0.1B 合金极限晶粒尺寸仍然较小。

3 结论

1) 在高温固溶处理时, 处于晶界的 TiB 晶须对晶界移动具有显著钉扎作用。在高于相变点 $125\text{ }^{\circ}\text{C}$ 保温 120 min 后, Ti-B20-0.1B 合金晶粒仅发生了略微长大, 而 Ti-B20 合金晶粒尺寸比初始晶粒尺寸增大了 2.5 倍。

2) Ti-B20 合金的晶粒长大指数接近于理想值 0.5, 而 Ti-B20-0.1B 合金的晶粒长大指数远小于 0.5。Ti-B20-0.1B 合金的晶粒长大激活能显著高于 Ti-B20 合金的。

3) 晶界处 TiB 粒子的不同排列方式对晶界移动具有显著影响。对合金极限晶粒尺寸的预测分析表明, TiB 晶须长轴平行于晶界的排列方式对晶界移动

具有更明显的钉扎作用。

REFERENCES

- [1] YUAN W, PANIGRAHI S K, SU J Q, MISHRA R S. Influence of grain size and texture on Hall-Petch relationship for a magnesium alloy[J]. Scripta Materialia, 2011, 65(11): 994-997.
- [2] LEHTO P, REMES H, SAUKKONEN T, HÄNNINEN H, ROMANOFF J. Influence of grain size distribution on the Hall-Petch relationship of welded structural steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 592: 28-39.
- [3] 卢金文, 赵永庆, 葛鹏, 周伟. Ti-Mo 系钛合金 β 晶粒长大规律及晶粒尺寸对硬度的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(11):2269-2273.
LU Jin-wen, ZHAO Yong-qing, GE Peng, ZHOU Wei. Growth behavior of β -phase grain and influence of its grain size on hardness in Ti-Mo alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(11): 2269-2273.
- [4] HUANG L G, CHEN Y Y, KONG F T, XU L J, XIAO S L. Direct rolling of Ti-6Al-4V-0.1B alloy sheets in the β phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 577: 1-8.
- [5] HUANG L G, KONG F T, CHEN Y Y, XIAO S L. Microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V-0.1B alloys of direct rolling in the near β phase region[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 560: 140-147.
- [6] 李凯, 杨平, 沙爱学, 颜孟奇. 锻态 TC18 钛合金棒材中相组织和织构特征研究[J]. 金属学报, 2014, 50(6): 707-714.
LI Kai, YANG Ping, SHA Ai-xue, YAN Meng-qi. Investigation of microstructure and texture of phase in a forged TC18 titanium alloy bar[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(6): 707-714.
- [7] 于洋, 李成林, 惠松晓, 叶文君, 王韦琪, 张平辉, 羊玉兰. Ti-6554 钛合金的晶粒长大动力学[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): s161-s166.
YU Yang, LI Cheng-lin, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, WANG Wei-qi, ZHANG Ping-hui, YANG Yu-lan. Grain growth dynamics of Ti-6554 titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): s161-s166.
- [8] 王国, 惠松晓, 叶文君, 米绪军. 固溶处理对 Ti-3.0Al-2.3Cr-1.3Fe 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(11): 3015-3021.
WANG Guo, HUI Song-xiao, YE Wen-jun, MI Xu-jun. Influence of solution treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-3.0Al-2.3Cr-1.3Fe titanium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(11): 3015-3021.
- [9] PAYTON E J, WANG G, MILLS M J, WANG Y. Effect of initial grain size on grain coarsening in the presence of an unstable population of pinning particles[J]. Acta Materialia, 2013, 61(4): 1316-1326.

- [10] HUANG L G, KONG F T, CHEN Y Y, XIAO S L, XU L J. Effects of trace TiB₂ on microstructure in cast titanium alloys[J]. *International Journal of Cast Metals Research*, 2012, 25(6): 358–363.
- [11] PEDERSON R, GADDAM R, ANTTI M L. Microstructure and mechanical behavior of cast Ti-6Al-4V with addition of boron[J]. *Central European Journal of Engineering*, 2012, 2(3): 347–357.
- [12] MARRAY J L L P, SPEAR K E. IN: BAKER H, EDITOR. *Binary alloy phase diagrams*[M]. OH: ASM International, 1992: 285.
- [13] 葛 鹏, 赵永庆, 周 廉. Ti-B20 钛合金的时效特征[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(1): 44–48.
GE Peng, ZHAO Yong-qing, ZHOU Lian. Aging characteristics of Ti-B20 alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2005, 15(1): 44–48.
- [14] 张尚洲, 王 波, 刘子全, 高 原, 杨 锐. 碳对高温钛合金 Ti-60 组织和性能的影响[J]. *材料研究学报*, 2007, 21(4): 433–438.
ZHANG Shang-zhou, WANG Bo, LIU Zi-quan, GAO Yuan, YANG Rui. Effect of carbon on microstructures and mechanical properties of Ti-60 high-temperature titanium alloy[J]. *Chinese Journal of Materials Research*, 2007, 21(4): 433–438.
- [15] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. *Recrystallization and related annealing phenomena*[M]. Oxford: Elsevier, 2004: 335–336.
- [16] HOSEINI M, HAMID POURIAN M, BRIDIER F, VALI H, SZPUNAR J A, BOCHER P. Thermal stability and annealing behaviour of ultrafine grained commercially pure titanium[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 532: 58–63.
- [17] SEMIATIN S L, SOPER J C, SUKONNIK I M. Short-time beta grain growth kinetics for a conventional titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 1996, 44(5): 1979–1986.
- [18] GIL F J, PICAS J A, MANERO J M, FORN A, PLANELL J A. Effect of the addition of palladium on grain growth kinetics of pure titanium[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 1997, 260(1/2): 147–152.
- [19] CHERUKURI B, SRINIVASAN R, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B. The influence of trace boron addition on grain growth kinetics of the beta phase in the beta titanium alloy Ti-15Mo-2.6Nb-3Al-0.2Si[J]. *Scripta Materialia*, 2009, 60(7): 496–499.
- [20] ZWICKER U. *Titan und titanlegierungen*[M]. Berlin: Springer-Verlag, 1974: 102.
- [21] MARTIN J W, DOHERTY R D, CANTOR B. *Stability of microstructure in metallic systems*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1997: 326–329.
- [22] NES E, RYUM N, HUNDERI O. On the Zener drag[J]. *Acta Metallurgica*, 1985, 33(1): 11–22.

(编辑 王 超)