

第二相颗粒对 Ti-22Al-25Nb 合金中 B2 晶粒长大的抑制作用

薛 晨¹, 曾卫东¹, 王 伟¹, 马 雄^{1,2}, 梁晓波², 张建伟²

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072;

2. 北京钢铁研究总院, 北京 100081)

摘 要: 研究了 Ti-22Al-25Nb 合金中第二相颗粒对于 B2 晶粒长大的抑制作用。采用图像分析软件统计了不同加热温度和时间下的 B2 晶粒尺寸。总体上来说, B2 晶粒尺寸随着加热温度的升高和时间的延长而增加。随着加热时间的延长, 原先的 α_2 颗粒逐渐溶解到 B2 基体里面, α_2 颗粒的数量减少, 这导致颗粒的钉扎作用减弱。当保温时间少于 2 h, 加热温度从 1 000 °C 升高到 1 040 °C 时, B2 晶粒的平均长大值分别为 24、35 和 53 $\mu\text{m}/\text{h}$ 。而当加热时间超过 2 h 后, B2 晶粒的长大速度明显减慢。Zener 模型可以很好地预测第二相颗粒作用下的晶粒长大行为, 其预测模型为 $R=4/9(r/f_v)$ 。

关键词: Ti₂AlNb; 显微组织; 晶粒长大; 钉扎作用; 模型

中图分类号: TG146

文献标志码: A

Pinning effect of second-phase particles on B2 grain growth of Ti-22Al-25Nb alloy

XUE Chen¹, ZENG Wei-dong¹, WANG Wei¹, MA Xiong^{1,2}, LIANG Xiao-bo², ZHANG Jian-wei²

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

2. Beijing Iron and steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The pinning effect of the second-phase particles on B2 grain growth of Ti-22Al-25Nb was investigated. The grain sizes at different heat treatment temperatures and holding time were obtained by means of the image analysis software. Generally, the grain size increases with the heating temperature and time increasing. The α_2 particles will be gradually dissolved and transformed to B2 phase as the holding time increases at a certain temperature, leading to the decreasing of the pinning effect of α_2 particles. The B2 grains grow up at 24, 35 and 53 $\mu\text{m}/\text{h}$ in average as the temperature increases from 1 000 °C to 1 040 °C with the holding time below 2 h; while after 2 h, the grains grow up slowly. Zener's equation is a reliable model to predict the B2 grain growth and the prediction model can be expressed by $R=4/9(r/f_v)$.

Key words: Ti₂AlNb; microstructure; grain growth; pinning effect; model

Ti₂AlNb 基合金以其低密度、高比强度、良好的抗氧化性及无磁性等优势, 成为能在 600~800 °C 使用的最具潜力的轻质高温结构材料, 在航空航天领域具有广阔的应用前景, 受到了全世界材料科学工作者的广泛重视, 现已成为国内外研究的热点^[1-2]。众所周知, 合金的力学性能与其组织形态密切相关^[3]。在 Ti₂AlNb 基合金中通常存在 α_2 、B2 和 O 这三相, 其中 O 相相

比于 α_2 相具有更好的强化效果^[4-5], 而 B2 晶粒的尺寸是影响合金的塑性和热加工性能的重要因素之一^[6]。根据 Hall-Petch 理论, 合金的塑性与晶粒尺寸成线性反比的关系, 即晶粒尺寸的增大会降低合金的塑性。因此, 为了获得性能优异的合金, 必须对加热过程中的 B2 晶粒尺寸的长大行为进行抑制。依照 Miracle 的 Ti-22Al-xNb 的相图可以发现^[7], 在 1 060 °C 的 B2 单

相区以下, 存在一个 α_2+B2 两相区。在两相区加热时, 析出的第二相颗粒可以很好地钉扎 $B2$ 晶界, 对 $B2$ 晶粒的长大起到较好的抑制作用。

因此, 本文作者通过对不同加热温度和时间下的 $B2$ 晶粒尺寸的测定研究了第二相颗粒对 $B2$ 晶粒长大的抑制作用, 并结合 Zener 模型分析了 $B2$ 晶粒的异常长大行为。

1 实验

试验用原材料为北京钢铁研究总院提供的棒材, 合金的名义成分为 Ti-22Al-25Nb, 合金的初始组织如图 1 所示。从图 1 中可以看出, 合金的组织较为均匀, 晶界较为弯曲, 大量的等轴颗粒在晶界和晶内析出, 其体积分数约为 50%。 $B2$ 晶粒的平均尺寸经测定为 180 μm 。加热实验在箱式电阻炉中进行, 并采用铂铑 10-铂热电偶以及 UJ36 型电位差计校正炉温, 以保证温度的准确性。实验的试样尺寸为 $d13\text{ mm}\times 70\text{ mm}$, 加热温度为 1 040、1 020、1 000 $^{\circ}\text{C}$; 加热时间为 10 min、30 min、1 h、3 h、6 h; 加热完成后水冷。将热处理完后的试样按常规方法磨制, 经过深腐蚀制成金相试样, 借助奥林巴斯 PMG3 型卧式光学显微镜进行显微组织的观察。晶粒的尺寸用 Pro-Plus Image 软件测量, 为了保证测量的晶粒尺寸的均匀性, 对每个试样选取 100 个晶粒进行测量。

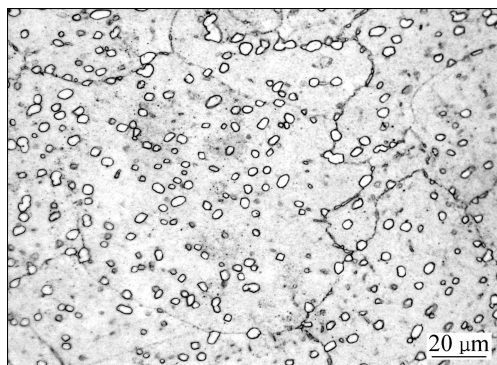


图 1 Ti-22Al-25Nb 合金的锻态组织

Fig. 1 As-forged microstructure of Ti-22Al-25Nb alloy

2 结果与讨论

2.1 $B2$ 晶粒长大行为

通常来说, 材料的组织主要是由加热的温度和时间来决定。对不同加热条件下材料组织的演变规律的

研究对解释第二相颗粒作用下 $B2$ 晶粒长大行为具有重要的作用。图 2 所示为不同加热温度下加热 30 min 的合金显微组织。从图 2(a)和(b)中可以看到, 当加热温度为 1 000 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 020 $^{\circ}\text{C}$ 时, 有大量的 α_2 颗粒分布在晶界和晶粒内部。这些第二相颗粒的存在可以很好地抑制晶界的迁移。 α_2 颗粒的钉扎作用比较的明显, $B2$ 晶粒的长大速率减小。随着加热温度升高到 1 040 $^{\circ}\text{C}$ (见图 2(c)), 第二相颗粒的数量明显减少, 钉扎作用减弱, $B2$ 晶粒长大得较快。图 3 所示为在 1 040 $^{\circ}\text{C}$ 时加热不同时间的显微组织。当加热时间为 10 min 时, 析出的等轴颗粒数量较多, 主要分布在晶界和晶粒内部。相比于初始状态的组织, 析出的颗粒数量更多, 颗粒更为细小。这主要是由于锻态组织由 α_2+B2+O 组成。而当加热是在 α_2+B2 两相区中进行时, 随着温度的升高, 锻态组织中的部分 O 相转变为 α_2 相, 另外一部分溶解在 $B2$ 基体里。因此, 当加热时间很短时, 析出的颗粒的数量就增加了。当加热时间延长到 2 h

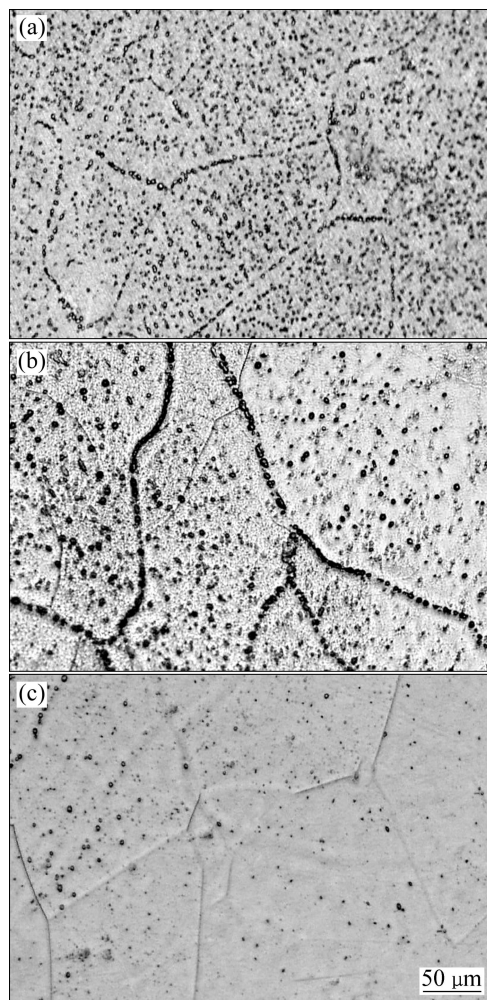


图 2 不同温度下加热 30 min 后的合金组织

Fig. 2 Morphology of alloys at different heating temperatures for 30 min: (a) 1 000 $^{\circ}\text{C}$; (b) 1 020 $^{\circ}\text{C}$; (c) 1 040 $^{\circ}\text{C}$

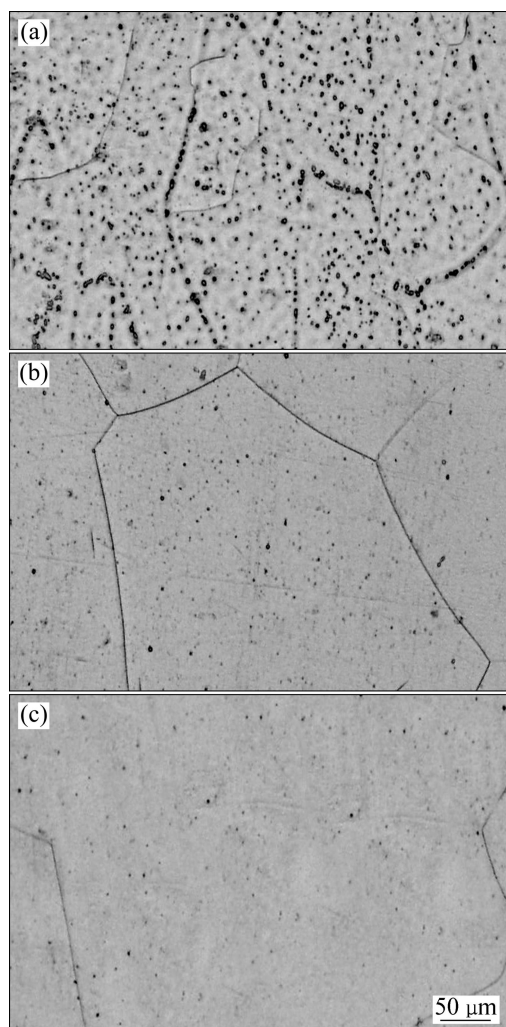


图 3 在 1 040 °C 下加热不同时间后合金的显微组织

Fig. 3 Microstructures of alloys at heating temperature of 1 040 °C for different times: (a) 10 min; (b) 2 h; (c) 6 h

时, α_2 相完全溶解, 析出的 α_2 颗粒数量大幅度减少。总体来说, 随着加热时间的延长, B2 晶粒长大速度加快, α_2 颗粒的析出数量减小。

图 4 所示为不同加热时间下 B2 晶粒尺寸的变化规律。当保温时间低于 2 h, 加热温度从 1 000 °C 升高到 1 040 °C 时, B2 晶粒的平均长大值分别为 24、35 和 53 $\mu\text{m}/\text{h}$ 。而当加热时间超过 2 h 后, B2 晶粒的长大速度明显减慢。一般来说, 随着加热时间的延长, 原先的 α_2 颗粒逐渐溶解到 B2 基体里面, α_2 颗粒的数量减少, 这就导致了颗粒的钉扎作用减弱。然而, 当加热时间超过 2 h 后, B2 晶粒的长大速度明显减慢, 主要是由于随着晶粒尺寸的增加, 单位体积下的晶界面积减少, 这意味着单位体积下的晶粒界面能减小。因此, 晶粒长大的驱动力减小了。

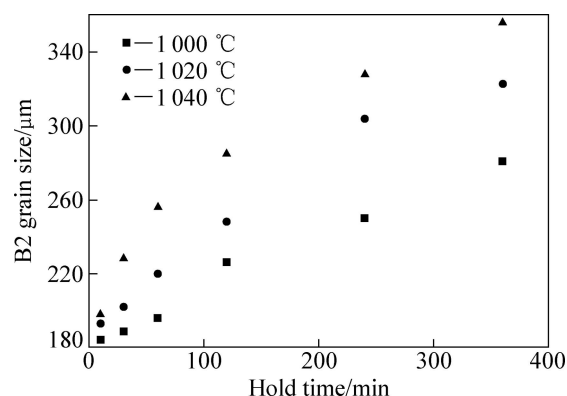


图 4 不同加热时间下 B2 晶粒的尺寸

Fig. 4 B2 grain size versus holding time

2.2 Zener 模型预测

对于第二相颗粒的钉扎作用, SMITH 等^[8]最早提出了其理论模型。

$$R = 4/9(r/f_v^m) \quad (1)$$

其中: R 为晶粒的尺寸, r 为颗粒的半径, f_v 是颗粒的体积分数。模型中最困难的是确定钉扎参数 β 和指数 m 。根据 NISHIZAWA 等^[9]的研究, 确定 β 主要有 4/3 和 4/9, m 主要有 2/3、1/2 和 1。图 5 所示为代入不同参数下的晶粒尺寸预测值和实验值的对比图。从图 5 中可以看到, 当 $m=1$ 、 $\beta=4/9$ 时, 实验值和理论值最为接近, 这也与 HELLMAN 和 HILLERT^[10]的研究结果一致。尽管如此, 预测值还是要小于实验值, 尤其对于加热时间较短的实验。一方面, 这主要是由于 Zener 模型是基于球形颗粒的假设, 而实际的颗粒并非球形, 这减少了单位界面面积上的颗粒的数量。而

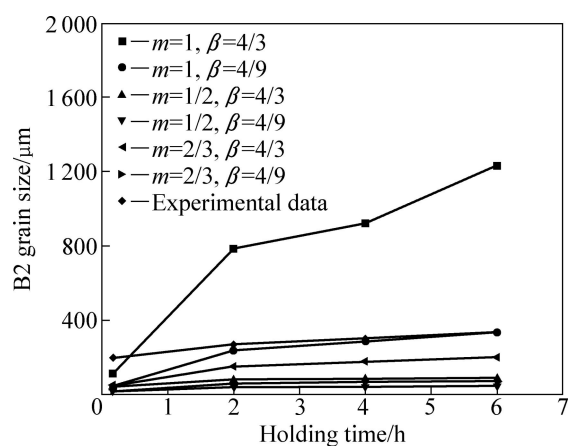


图 5 在 1 040 °C 下不同加热时间下模型值和实验值对比图

Fig. 5 Comparison between model predicted data and experimental data at 1 040 °C and different heating time

另一方面,原始的 α_2 颗粒并未完全溶解在 $B2$ 基体中,大量的颗粒分布在晶粒的内部而不是晶界上,而晶粒内部的颗粒对晶粒长大的抑制作用要小于晶界上的颗粒。而这些晶粒内的颗粒增加了总的颗粒的体积分数,却没有很好的钉扎效果,因此,理论值会低于实验值。在考虑以上的影响因素后, $B2$ 晶粒在第二相钉扎作用下的晶粒尺寸预测模型为 $R = 4/9(r/f_v)$ 。

3 结论

主要研究了第二相颗粒对 Ti-22Al-25Nb 合金中 $B2$ 晶粒长大行为的抑制作用。随着加热温度的升高和时间的延长, $B2$ 晶粒尺寸增大。当保温时间少于 2 h,加热温度从 1 000 °C 升高到 1 040 °C 时, $B2$ 晶粒的平均长大值分别为 24、35 和 53 $\mu\text{m/h}$ 。而当加热时间超过 2 h 后, $B2$ 晶粒的长大速度明显减慢。Zener 模型可以很好地预测第二相颗粒抑制下 $B2$ 晶粒的长大行为。其预测模型为 $R = 4/9(r/f_v)$ 。

REFERENCES

- [1] BANERJEE D, GOGIA A K, NANDY T K, JOSHI V A. A new ordered orthorhombic phase in a $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ alloy[J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 871–882.
- [2] COWEN C J, BOEHLERT C J. Microstructure, creep, and tensile behavior of a Ti-21Al-29Nb (at%) orthorhombic+ $B2$ alloy[J]. Intermetallics, 2006, 14(4): 412–422.
- [3] BOEHLERT C J, MAJUMDAR B S, SEETHARAMAN V, MIRACLE D B. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O+BCC orthorhombic alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(9): 2305–2323.
- [4] 张 艺, 刘俊友, 张建伟. β 锻造 Ti-22Al-25Nb 合金的组织转变与拉伸性能[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(1): 30–35.
ZHANG Yi, LIU Jun-you, ZHANG Jian-wei. Microstructure transition and tensile properties of Ti-22Al-25Nb intermetallic alloy forged in β -phase zone[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(1): 30–35.
- [5] CHEN Yu-yong, SI Yu-feng, KONG Fan-tao, LIU Zhi-guang, LI Jun-wen. Effect of yttrium on microstructure and properties of Ti-17Al-27Nb alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(2): 316–320.
- [6] GOGIA A K, NANDY T K, BANERJEE D, CARISEY T, STRUDEL J L, FRANCHET J M. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system[J]. Intermetallics, 1998, 6(7/8): 741–748.
- [7] MIRACLE D B, FOSTER M A, RHODES C G. Phase equilibria in Ti-Al-Nb orthorhombic alloys[C]//Ti'95, Proceedings of the Eighth World Conference on Titanium. 1995: 372–379.
- [8] SMITH C S. Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructure[J]. Translation AIME, 1948, 175: 15–51.
- [9] NISHIZAWA T, OHNUMA I, ISHIDA K. Examination of the Zener relationship between grain size and particle dispersion[J]. Materials Translation JIM, 1997, 38(11): 950–956.
- [10] HELLMAN P, HILLERT M. Effect of second-phase particles on grain growth[J]. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1975, 4(5): 211–217.

(编辑 杨 华)