

Ti-22Al-25Nb 合金等轴组织演变和拉伸性能

郑友平¹, 曾卫东¹, 王伟¹, 李冬¹, 马雄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, 陕西 西安 710072)

(2. 钢铁研究总院, 北京 100081)

摘要: 研究了 Ti-22Al-25Nb 合金等轴组织的演变及其对拉伸性能的影响。结果发现, 经 α_2 +O+B2 三相区等温锻后, 在 O+B2 两相区固溶过程中, 组织中初始 O 相板条粗化变短, 冷却析出的细板条则溶解到 B2 基体中, α_2 /O 相颗粒不发生明显变化, 固溶温度升高使得少量等轴 O 相发生溶解, rim O 相厚度减小。而在 O+B2 两相区时效的过程中, 大量细密的二次 O 相板条从 B2 基体析出, 少量被 rim O 包围的 α_2 相向 O 相转变。时效温度升高时, 析出的二次板条 O 相变得粗大, 总体含量减少, rim O 厚度增加。时效温度的升高还使得合金强度下降而塑性增加。

关键词: Ti-22Al-25Nb 合金; 等轴组织; 组织演变; 拉伸性能

中图分类号: TG146.4⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-200-04

自 Banerjee 等人发现 O 相以来^[1], Ti₂AlNb 合金就引起了广泛的重视。由于长程有序的超点阵结构减弱了位错运动和高温扩散, Ti₂AlNb 合金在具有高比强度、比刚度的同时兼具了高蠕变抗力、高耐蚀性、低膨胀系数等优点^[2], 业已成为最具潜力的轻质高温结构材料。钢铁研究总院研制的名义成分为 Ti-22Al-25Nb (原子分数, %) 的 Ti₂AlNb 基合金更是展现出了优于其他同类合金的塑性、断裂韧性以及加工成型性能^[3]。

Ti₂AlNb 合金相转变过程非常复杂, 大量学者研究表明^[3-7], Ti₂AlNb 合金经过不同的热机械加工和热处理过程之后可以展现丰富的显微组织结构和形态。经过适当热机械加工可以获得 3 种典型组织: 等轴组织、双态组织、板条组织, 其中等轴组织中中等轴 α_2 /O 相颗粒连续分布于 B2/ β 相基体中。等轴组织一般具有良好的室温强度和塑性, 但其高温性能差且很不稳定。合金的力学性能取决于组织结构, 各个相的含量和形态都对力学性能有重要影响。本研究将以 Ti-22Al-25Nb 为对象研究 Ti₂AlNb 合金等轴组织的演变和其对力学性能的影响。

1 实验

试验原材料为钢铁研究总院提供的 Ti-22Al-25Nb (原子分数, %, 下同) 合金棒材, 其化学成分见表 1。

原始棒材的显微组织由等轴 α_2 相、rimO 相、板条状 O 相、基体 B2 相构成。将棒材在 α_2 +B2+O 三相区等温锻造, 变形量为 50%。从等温锻饼坯上用线切割的方法切取 20 mm×20 mm×25 mm 的热处理试样, 并在箱式电阻炉中完成固溶处理, 固溶温度分别为 940、960、980 °C, 保温 1 h 后油冷。选择 940 °C 固溶后的试样进行时效处理, 时效温度为 760、800、840 °C, 保温 12 h 后空冷。分别将等温锻态、固溶态和固溶时效态的 Ti₂AlNb 合金制成金相试样, 并利用扫描电镜的背散射电子成像观察微观组织。由于 α_2 、B2、O 三相中的 Nb 和 Al 元素含量不同, 利用背散射电子成像的原子序数衬度可以将不同的相区分开来。

从固溶时效处理后的试块中切取 Φ 13.5 mm×70 mm 试棒, 并加工成 M12 的标距段为 Φ 5 mm×35 mm 的标准拉伸试样, 在室温条件下测试拉伸性能, 平均变形速率 $6.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。利用扫描电镜观察拉伸试样断口形貌。

2 结果与讨论

表 1 Ti₂AlNb 合金的化学成分

Ti	Al	Nb	O	N	H
Bal.	22.3	25.7	0.0430	0.0052	0.0009

收稿日期: 2016-12-06

基金项目: 凝固技术国家重点实验室 (西北工业大学) 自主研究课题 (153-ZH-2016); 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2007CB613807)

作者简介: 郑友平, 男, 1989 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88494298, E-mail: zhenguping@qq.com

2.1 等温锻后的微观组织

如图 1 所示, Ti_2AlNb 合金在 α_2+B2+O 三相区等温锻造后的显微组织由等轴 α_2/O 相、rim O 相、板条 O 相、针状 O 相以及 B2 相基体组成。原始组织中部分板条 O 相在等温锻造过程中承受变形而发生动态球化, 形成等轴 O 相颗粒, B2 基体上大量细密的针状 O 相则形成于等温锻后的空冷过程。

2.2 固溶处理对显微组织的影响

图 2 为三相区等温锻 Ti_2AlNb 合金在不同温度条件下固溶 1 h 的显微组织。当固溶温度为 940 °C 时, 与等温锻态的组织相比较, 固溶后的组织中初始 O 相板条变得更加粗短, 很多初始板条在固溶过程中发生了静态球化, 使固溶后组织中包含了更多的等轴 O 相, 邻近的等轴 O 相连接会形成直径更大的 O 相颗粒, rim O 相厚度增加, 在 α_2 相周围形成了更完整的包裹, 而锻态组织中空冷形成的细小的针状 O 相, 则在固溶过程中溶解到了 B2 相基体中。当固溶温度升高到 960 °C 时, 固溶后组织中厚度较大的 O 相板条也发生了溶解, 视野内板条 O 相数量很少, 直径较大的等轴 O 相尚未溶解, rim O 相的厚度较 940 °C 固溶时更小, 组织中 O 相的整体含量比 940 °C 固溶后明显减少。值得注意的是, 尽管根据差热法测试的该 Ti_2AlNb 合金相变点温度^[8], 固溶温度 940 和 960 °C 都属于 O+B2 相区, 但固溶后的组织中 α_2 相的形态和数量都没有明显的变化。

在 980 °C 固溶 1 h 后的组织与 940 和 960 °C 相比具有明显的特点。根据测试结果, 980 °C 已进入 α_2+B2+O 相区的温度区间, 在此条件下固溶后, O 相大量溶解到 B2 相中, 组织中已难见板条结构。与锻后组织相比, α_2/O 颗粒的数量变化并不明显, 但其形态明显变得更趋近球形, rim O 相也已经观察不到。

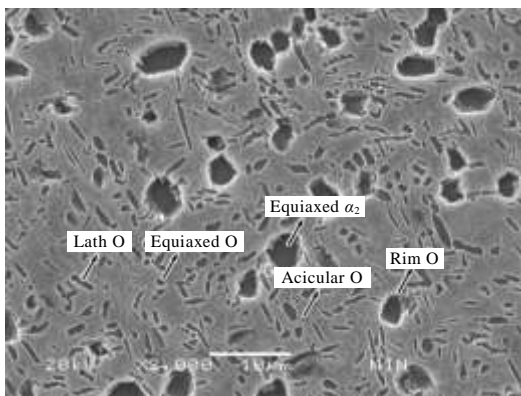


图 1 Ti_2AlNb 合金等温锻后微观组织

Fig.1 Microstructure of Ti_2AlNb alloy after isothermal forging

2.3 时效处理对显微组织的影响

将等温锻后在 940 °C 固溶 1 h 的 Ti_2AlNb 合金, 在不同温度条件下时效 12 h, 其显微组织如图 3 所示。在时效过程中, α_2 相有逐渐向 O 相转变的趋势。与 940 °C 固溶后的组织相比, 时效后的组织中 rim O 相的厚度增加, rim O 相包裹的 α_2 相变小, 少部分的 α_2 相完全转变, 形成较大的等轴 O 相颗粒。尽管如此, 等轴 α_2/O 颗粒的数量和形态变化并不明显。从图 3 的插图中可以看出, 大量的二次 O 相板条在时效过程中从 B2 相基体析出。文献[1, 5, 9]中分析表明, B2 相基体与析出的 O 相板条具有一定的位向关系, 即:

$[\bar{1}11]_{B2} // [1\bar{1}0]_O, (110)_{B2} // (001)_O$ 。时效温度升高时, 时效过程中析出的 O 相板条变短变粗, 而总体数量减少, 但初始 O 相板条在时效过程中并没有发生太大的变化。

通过改变固溶温度可以调整等温锻态 Ti_2AlNb 合金的初始 O 相板条的形态和数量, 通过改变时效温度可以对二次 O 相板条的尺寸和含量进行调整, 固溶和时效过程中等轴 α_2/O 相的数量和形态都没有发生明显的变化。据此可以对于 Ti_2AlNb 合金微观组织进行设计和控制。

2.4 时效处理对拉伸性能的影响

Ti_2AlNb 合金在三相区等温锻造, 并在 940 °C 固溶 1 h, 760、800、840 °C 时效处理 12 h 后的室温拉伸性能如图 4 所示。在此 3 种热处理制度下, 时效温度的提高使得 Ti_2AlNb 合金的抗拉强度和屈服强度下降, 而延伸率有所增大。如上所述, 拉伸试样的等温锻和固溶过程完全一样, 只有时效的温度条件不同, 体现到组织中的特点就是二次析出板条 O 相的数量和尺寸的差别。因此, 二次板条 O 相成为抗拉强度的控制因素。文献[10]的研究认为包含板条组织的两相 Ti_2AlNb 合金的屈服强度随着 $d_0^{-1/2}$ (d_0 为平均板条厚度) 的增加而线性增大, 满足 Hall-Petch 关系。在较低温度 (760 °C) 时效处理时, B2 相基体中析出细密的二次 O 相板条, 变形过程中位错在 B2 晶粒与 O 相板条界面塞积, 强化了 B2 相基体, 从而提高了合金的室温抗拉强度。在较高温度 (840 °C) 时效时, 析出的二次 O 相数量减少而厚度增加, B2/O 相界面对基体的强化作用减弱, 以至室温抗拉强度下降。

图 5 为 760 和 840 °C 时效 Ti_2AlNb 合金室温拉伸断口。从图 5a 可以看出, 断口 (如 A 位置) 具有准解理特征, 准解理断面呈现出河流状花样, 伴有发散状的撕裂棱, 组织中的等轴 α_2/O 相颗粒在断裂过程中整体拔出, 在断口中形成如 B 位置所示的尺寸较大的起伏, 于此同时从断口中的 B2 基体上还可以观察到尺

寸较小的韧窝结构。从图 5b 合金在 840 °C 时效后的

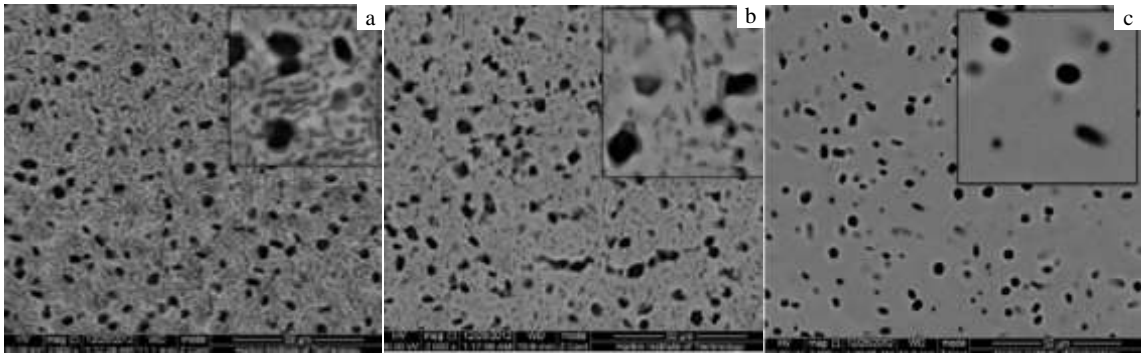


图 2 Ti₂AlNb 合金分别在不同温度固溶 1 h 的显微组织

Fig.2 Microstructures of Ti₂AlNb alloy soluted at 940 °C (a), 960 °C (b), and 980 °C (c) for 1 h

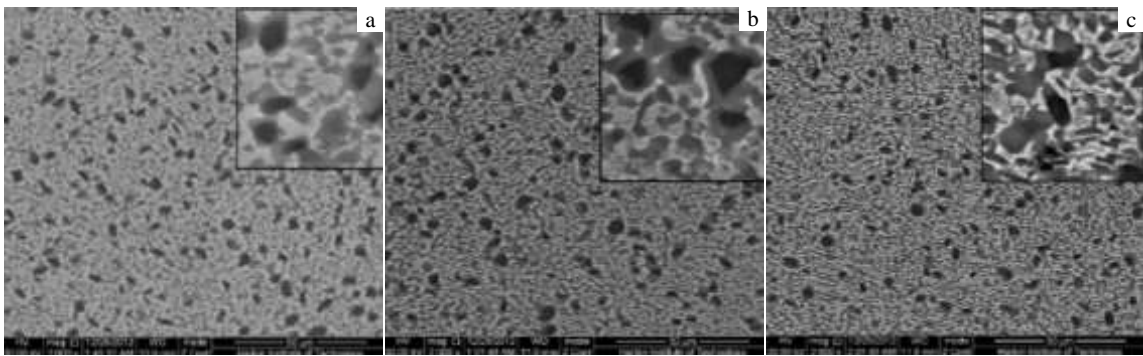


图 3 Ti₂AlNb 合金分别在不同温度时效 12 h 的显微组织

Fig.3 Microstructures of Ti₂AlNb alloy aged at 760 °C (a), 800 °C (b), and 840 °C (c) for 12 h

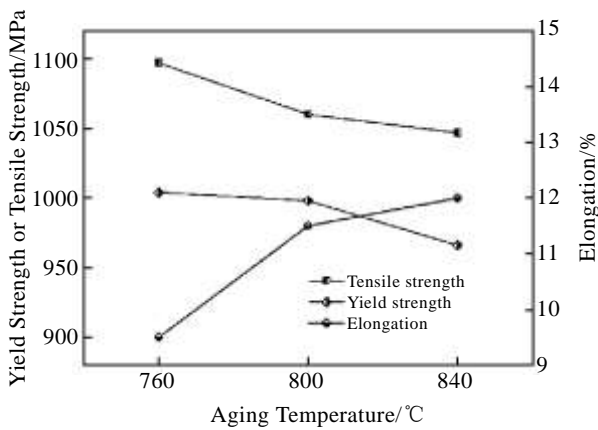


图 4 Ti₂AlNb 合金不同温度时效后的室温拉伸性能

Fig.4 Tensile properties of Ti₂AlNb alloy aged at various temperatures

拉伸断口中可以看到，等轴 α_2/O 相颗粒断面同样具有准解理特征，如 C 和 D 位置所示，一部分 α_2/O 相颗粒在断裂中仍有沿界面脱落的现象，但数量比例小于较低温度时效后的断口，并且图 5b 断口中的韧窝平均尺寸变大，

故而 840 °C 时效后的合金表现出更好的室温拉伸塑性。

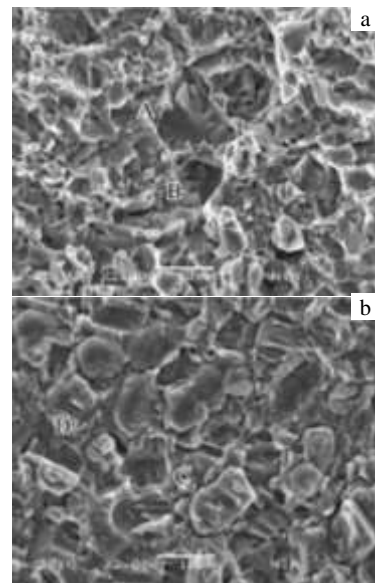


图 5 Ti₂AlNb 合金在 760 和 840 °C 时效后的室温拉伸断口

Fig.5 Room-temperature tensile fractography of Ti₂AlNb alloy aged at 760 °C (a) and 840 °C (b)

3 结 论

1) 在 α_2 +B2+O 三相区等温锻后的 Ti₂AlNb 合金在 O+B2 相区固溶过程中初始 O 相板条发生粗化和球化, 在 α_2 +B2+O 三相区固溶时, 绝大部分 O 相溶解到 B2 基体中, α_2 相颗粒棱角钝化, 形状趋于球形。

2) 在时效过程中固溶后的组织从 B2 基体析出大量的二次板条 O 相, 随时效温度的上升二次 O 相板条数量减少而尺寸增大, 在时效过程中初始 O 相板条的形态和数量的变化并不明显。

3) 时效温度升高时, Ti₂AlNb 合金的室温抗拉强度降低, 而塑性有所增加, 拉伸断口表现出准解理断裂和韧窝断裂的混合特征, 在较高温度时效后的合金断口中等轴 α_2 /O 相颗粒整体脱落的现象减少, 且韧窝的尺寸增大, 合金拥有更高的塑性。

参考文献 References

[1] Banerjee D, Gogia A K, Nandi T K *et al.* *Acta Metallurgica*[J],

1988, 36(4): 871

[2] Feng A H, Li Bo-Bo, Shen J *et al.* *Journal of Materials and Metallurgy*[J], 2011, 10(1): 30

[3] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(5): 1157

[4] Shen Jun, Feng Aihan. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2013, 49(11): 1286

[5] Boehlert C J, Majumdar B S, Seetharaman V *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30(9): 2305

[6] Hagiwara M, Emura S, Araoka A *et al.* *Metals and Materials International* [J], 2003, 9(3): 265

[7] Peng J H, Li S Q, Mao Y *et al.* *Materials Letters*[J], 2002, 53(53): 57

[8] Wang Wei, Zeng Weidong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 346: 19

[9] Sadi F A, Ser vant C *et al.* *Materials Science and Engineering A* [J], 2003, 346: 19

[10] Xue C, Zeng W D, Wang W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611(611): 320

Equiaxed Microstructure Evolution and Tensile Properties of Ti-22Al-25Nb Alloy

Zheng Youping¹, Zeng Weidong¹, Wang Wei¹, Li Dong¹, Ma Xiong², Liang Xiaobo², Zhang Jianwei²

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

(2. Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The equiaxed microstructure evolution and its effect on the tensile properties of Ti-22Al-25Nb alloy were studied. Results show that during the solution in O+B2 phase region, the primary lath O phase in microstructures obtained in isothermal forging in α_2 +O+B2 phase region is coarsened and becomes shorter and fine lath O dissolves into B2 matrix phase, while equiaxed α_2 /O phase does not change significantly. A part of equiaxed O phase dissolves and rim O phase becomes thinner at higher solution temperatures. During the aging in O+B2 phase region, lots of secondary fine lath O phase precipitate from B2 phase, and a little α_2 phase surrounded by rim O transforms to O phase. Higher aging temperatures result in coarser but less secondary lath O phase and thicker rim O phase, as well as lower tensile strength and higher ductility.

Key words: Ti-22Al-25Nb alloy; equiaxed microstructure; microstructure evolution; tensile properties

Corresponding author: Zeng Weidong, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494298, E-mail: zengwd@nwpu.edu.cn