

# 热处理工艺对 TC8M-1 钛合金组织和性能的影响

冯秋元<sup>1,2</sup>, 雒水会<sup>2</sup>, 马宏刚<sup>2</sup>, 张永强<sup>1,2</sup>, 张平辉<sup>1,2</sup>, 佟学文<sup>1,2</sup>, 王鼎春<sup>2</sup>, 高 颀<sup>1</sup>

(1. 宝钛集团有限公司, 陕西 宝鸡 721014)

(2. 宝鸡钛业股份有限公司, 陕西 宝鸡 721014)

**摘 要:** TC8M-1 钛合金是近期研制的最高使用温度达 450 °C 的热强型、长寿命高温钛合金。对该合金进行了不同温度的固溶和时效处理, 研究热处理工艺对合金显微组织和力学性能的影响。结果表明: 随着固溶温度的升高, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量逐渐减少,  $\beta$  转变组织进一步粗化, 合金由等轴组织转变为双态组织, 合金的室温强度呈下降趋势; 随着时效温度的升高, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量无变化, 合金的室温拉伸性能稍有下降, 而塑性略微增加。经 920 °C/2 h, AC+580 °C/1 h, AC 热处理后, 可使合金获得较好的强度-塑性的匹配。

**关键词:** TC8M-1 钛合金; 固溶; 时效; 组织; 性能

中图分类号: TG146.2\*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)S1-041-04

BT8 变形热强钛合金为 Ti-Al-Mo-Si 系合金, 属于马氏体型  $\alpha+\beta$  两相钛合金,  $\beta$  相稳定系数  $K_{\beta}=0.30$ <sup>[1,2]</sup>。该合金具有良好的热稳定性、持久性能和疲劳性能, 使用寿命长, 主要用于制作锻件、冲压件、轧棒、板材和环形件等其他形式的产品, 在各种涡轮发动机上获得广泛应用<sup>[3, 4]</sup>。我国于 20 世纪 60 年代进行了实验室仿制, 并列入当时冶金部部颁标准, 被命名为 TC8 钛合金, 已开展了工程化研制, 但在航空发动机上应用较少<sup>[5-14]</sup>。BT8-1 钛合金的名义成分为 Ti-6.3Al-1.2Sn-1.2Zr-3.2Mo-0.15Si, 是俄罗斯于 20 世纪 90 年代在 BT8 钛合金基础上研制的马氏体型  $\alpha+\beta$  两相高温钛合金。该合金的 Al 当量为 7.9, Mo 当量为 3.2, 可在 450~500 °C 温度范围内使用<sup>[1,15]</sup>。BT8M-1 钛合金是在 BT8-1 钛合金的基础上研制的, 合金中减少了铝含量, 增加了钼含量, 以保证该合金具有更好的加工性能, 可在室温下加工变形 (锻造 40%), 主要用于制造工作温度在 400~450 °C 发动机的盘和叶片, 长期工作时间达 1000 h 以上<sup>[1, 15]</sup>。

为适应我国航空工业的发展, 满足航空发动机对高温钛合金的需求, 宝钛集团有限公司、中科院金属研究所等四家单位联合, 在 TC8 钛合金的基础上研制了 TC8 系列钛合金 (包括 TC8、TC8-1 和 TC8M-1 钛合金), 并制定了合金的专用技术指标<sup>[16]</sup>。前期已研制出直径 12~50 mm 不同规格棒材, 棒材性能满足标准及使用要求。通常, 合金的性能是由合金的微观组织决定的, 不同的热处理制度对合金的组织 and 性能产

生一定的影响。本实验通过分析热处理工艺对 TC8M-1 钛合金组织和性能的影响, 揭示其组织演变和性能变化规律, 优化热处理制度, 为该合金性能的提高和进一步应用提供参考依据。

## 1 实 验

实验所用材料为宝鸡钛业股份有限公司研制的 TC8M-1 钛合金。将海绵钛、合金添加剂等按照研制的目标值配料后在自动混料、布料系统上混合均匀压制电极块, 组焊后利用真空自耗电弧炉 (VAR) 经 3 次熔炼成铸锭。铸锭经 10 000 t 快锻机开坯后在  $\alpha+\beta$  两相区锻造成中间棒坯, 最终在热连轧生产线上轧制出  $\Phi 12$  mm 成品棒材。采用金相法测得该合金棒材的相变点为 970~980 °C。在成品棒材上切取纵向试样进行热处理工艺实验。实验选用的热处理制度为: 900~950 °C 固溶处理 1~4 h, 空冷; 560~600 °C 时效处理 1 h, 空冷。采用 CMT 5105 型电子万能材料试验机测试合金的室温拉伸性能, 采用 Axiovert 200MAT 金相显微镜观察合金的组织形貌, 并分析初生  $\alpha$  相的含量。

## 2 结果与讨论

### 2.1 固溶温度对 TC8M-1 钛合金组织和性能的影响

图 1 为合金在 900, 910, 920, 930, 940 和 950 °C 下固溶处理 2 h 空冷并在 580 °C 时效处理 1 h 空冷后的显微组织照片。由图可见, 经不同温度热处理后合金的组织均由等轴初生  $\alpha$  相 (白色) +  $\beta$  转变组织 (黑

收稿日期: 2016-12-20

作者简介: 冯秋元, 男, 1974 年生, 博士, 高级工程师, 宝钛集团有限公司, 陕西 宝鸡 721014, 电话: 0917-3382271, E-mail: fengqiuyuan2003@163.com

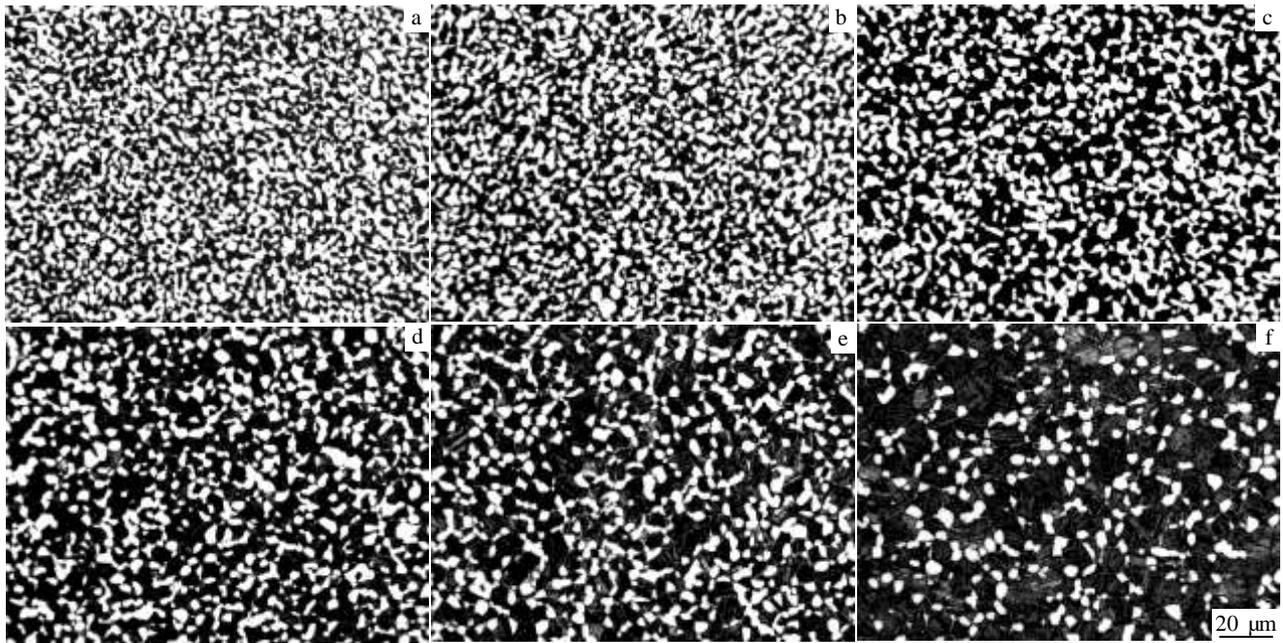


图 1 TC8M-1 钛合金在不同温度固溶后的显微组织

Fig.1 Microstructures of alloy after solution treating at different temperatures (solution treating for 2 h, aging treating at 580 °C for 1 h): (a) 900 °C, (b) 910 °C, (c) 920 °C, (d) 930 °C, (e) 940 °C, and (f) 950 °C

色) 组成。随着固溶温度逐渐升高, 合金中的等轴初生  $\alpha$  相含量明显降低, 而  $\beta$  转变组织含量增加(图 1a~1d)。当温度继续升高时, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量持续下降, 同时在  $\beta$  转变基体中析出次生片状  $\alpha$  相, 合金组织也由等轴组织转变为双态组织(图 1e、1f)。当温度升高至 950 °C 时, 由于合金中等轴初生  $\alpha$  相含量显著减少, 因此合金中  $\beta$  相晶粒尺寸明显增大(图 1f)。合金组织形貌的变化将对其力学性能产生一定的影响。

图 2 为固溶温度与合金中初生  $\alpha$  相含量关系曲线。由图 2 可知, 随固溶温度升高, 合金中等轴初生  $\alpha$  相呈现明显减少的规律。当固溶温度较低时(900 °C), 合金中的等轴初生  $\alpha$  相含量为 60%; 当温度升高至 950 °C 时, 初生  $\alpha$  相含量下降为 20%。由此可见, 固溶温度升高 50 °C, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量下降了 66.7%。

图 3 为固溶温度对合金室温力学性能的影响。由测试数据可知, 不同温度热处理后合金的室温拉伸性能和塑性均满足专用技术指标 ( $R_m=930\sim 1\ 130\text{ MPa}$ ,  $R_{p0.2}$  实测,  $A\geq 11\%$ ,  $Z\geq 28\%$ ) 要求。由图 3 可见, 随固溶温度的升高, 合金的抗拉强度和屈服强度均呈现下降趋势, 其中屈服强度值下降更明显; 合金的断面收缩率则呈先减小后增大的趋势, 而延伸率则变化不大。这是因为室温下合金的强度随等轴组织的变化而

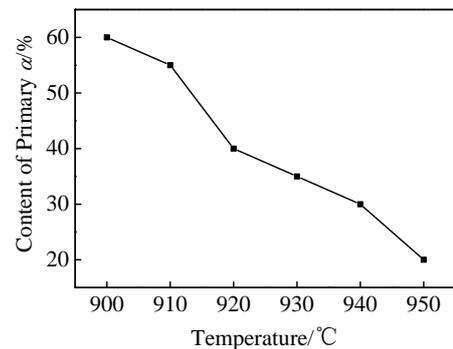


图 2 固溶温度与合金中初生  $\alpha$  相含量关系曲线

Fig.2 Relationship between solution temperature and primary  $\alpha$  phase content in TC8M-1 titanium alloy (solution treating for 2 h, aging treating at 580 °C for 1 h)

变化, 合金中等轴组织含量高, 其强度也高<sup>[17]</sup>。随固溶温度的升高, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量减少,  $\beta$  转变组织明显粗化, 因此合金的强度降低。虽然从  $\beta$  转变组织中析出次生  $\alpha$  相, 合金的强度会增大, 但由于析出的次生  $\alpha$  相含量较少(图 1a~1e), 且随温度升高, 析出的次生  $\alpha$  相长大。同时, 由于等轴初生  $\alpha$  相含量的急剧减少,  $\beta$  转变组织由 900 °C 时的约 5  $\mu\text{m}$  增大至 950 °C 时的约 50  $\mu\text{m}$ , 组织明显粗化(见图 1f)。根据金属材料的强化理论, 合金的强度与晶粒大小符

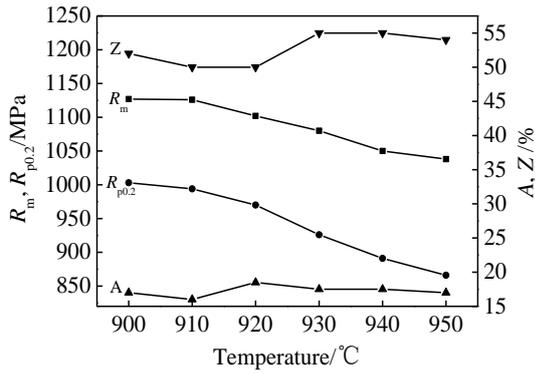


图3 固溶温度对 TC8M-1 钛合金力学性能的影响  
Fig.3 Effect of solution temperature on the properties of TC8M-1 titanium alloy

合 Hall-Patch 关系, 晶粒越大, 强度越小。因此, 等轴初生  $\alpha$  相含量减少且  $\beta$  转变组织粗化是导致合金强度下降的主要原因。由图 1~3 可知, 在 920 °C 固溶处理可使合金组织与性能获得较佳匹配。

2.2 时效温度对 TC8M-1 钛合金组织和性能的影响

图 4 为 920 °C 固溶 2 h 空冷之后, 在 560, 570, 580, 590 和 600 °C 不同温度时效 1 h 空冷后得到的合金的显微组织照片。由图 4 可见, 合金的组织均由等轴初生  $\alpha$  相+ $\beta$  转变组织组成, 且随时效温度升高, 初生  $\alpha$  相含量无变化。经分析, 几种时效温度下合金中初生  $\alpha$  相含量均为 45 %, 因此时效温度变化对初生  $\alpha$  相含量影响甚微, 说明 TC8M-1 钛合金对实验条件下的时效温度不敏感。

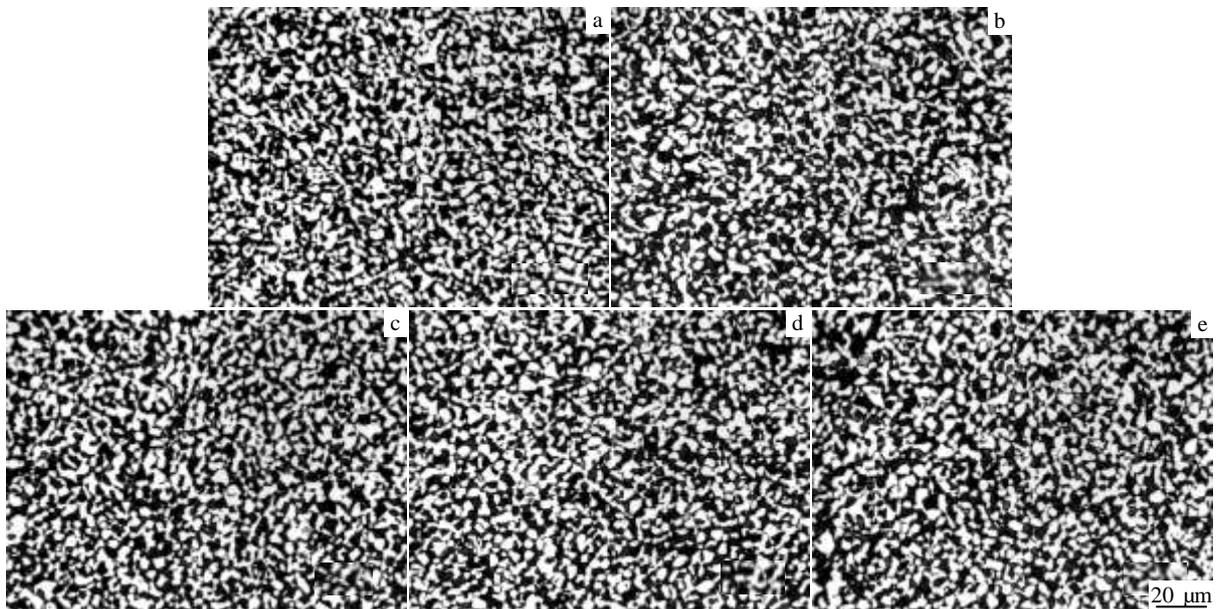


图4 TC8M-1 钛合金在不同温度时效后的显微组织

Fig.4 Microstructures of alloy after aging treating at different temperatures (solution treating at 920 °C for 2 h, aging treating for 1 h): (a) 560 °C, (b) 570 °C, (c) 580 °C, (d) 590 °C, and (e) 600 °C

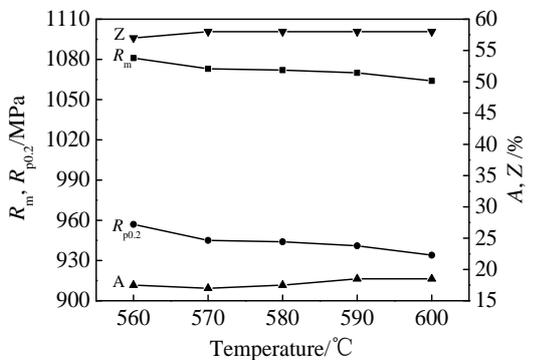


图5 时效温度对 TC8M-1 钛合金力学性能的影响

Fig.5 Effect of aging temperature on the properties of TC8M-1 titanium alloy

图 5 为时效温度对 TC8M-1 钛合金室温力学性能的影响。由图 5 可知, 随时效温度的升高, 合金的室温抗拉强度和屈服强度稍有下降 (约 20 MPa), 而塑性略微增加。这是因为随着时效温度的升高, 合金中初生  $\alpha$  相尺寸比固溶组织中的  $\alpha$  相粗大, 从而导致合金强度下降。

由上述固溶和时效温度对 TC8M-1 钛合金组织和性能的影响情况综合考虑, 经 920 °C/2 h, AC+580 °C/1 h, AC 处理后, 合金可获得较好的强度与塑性的匹配。

3 结 论

1) 随固溶温度的升高, TC8M-1 钛合金中等轴初生  $\alpha$  相含量明显减少, 次生片状  $\alpha$  相含量增加,  $\beta$  转变组织粗化, 合金的室温强度呈下降趋势, 而塑性变化不明显。

2) 随时效温度的升高, 合金中等轴初生  $\alpha$  相含量无变化, 合金的室温拉伸性能稍有下降, 而塑性略微增大。TC8M-1 钛合金对时效温度不敏感。

3) 经 920 °C/2 h, AC+580 °C/1 h, AC 优化热处理后, 合金可获得强度与塑性的较佳匹配。

#### 参考文献 References

- [1] Dong Baoming(董宝明), Zhang Sheng(张 胜), Guo Delun(郭德伦) *et al.* *Titanium Alloys: Russian Aircraft and Aerospace Application* (钛合金在俄罗斯飞机及航空航天上的应用)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2008
- [2] He Yu(何 瑜), Wei Shouyong(魏寿庸). *Titanium Industry Progress* (钛工业进展) [J], 2004, 21(2): 16
- [3] Mao Xiaonan(毛小南), Zhao Yongqing(赵永庆), Yang Guanjun(杨冠军). *Rare Metals Letters* (稀有金属快报) [J], 2007, 26(5): 1
- [4] Wei Shouyong(魏寿庸), He Yu(何 瑜), Wang Qingjiang(王清江) *et al.* *Aero-Engine* (航空发动机) [J], 2005, 31(1): 52
- [5] Xu Feng(徐 锋), Yang Yi(杨 义), Li Changfu(李长富) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2005, 41(10): 1057
- [6] Donachie M J. *Titanium: A Technical Guide* (2nd Edition)[M]. Materials Park, Ohio: ASM International, 2000
- [7] Cai Jianming(蔡建明), Cao Chunxiao(曹春晓). *Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报) [J], 2014, 34(4): 27
- [8] Liao Mingfu(廖明夫), Tan Dali(谭大力), Geng Jianming(耿建明) *et al.* *Journal of Aerospace Power* (航空动力学报) [J], 2014, 29(7): 1505
- [9] He Pingzhi(和平志), Liu Huifang(刘惠芳), Wei Shouyong(魏寿庸) *et al.* *Titanium Industry Progress* (钛工业进展) [J], 2009, 26(5): 18
- [10] Wang K, Li M Q. *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 600: 122
- [11] Tao Hailin(陶海林), Li Geping(李阁平), Zhang Peng(张 鹏) *et al.* *China Titanium Industry* (中国钛业) [J], 2012 (2): 23
- [12] Liu Huifang(刘惠芳), Li Geping(李阁平), Wei Shouyong(魏寿庸) *et al.* *Titanium Industry Progress* (钛工业进展) [J], 2006, 23(6): 33
- [13] Wang Tengfei(王腾飞), Zeng Weidong(曾卫东), Peng Wenwen(彭雯雯) *et al.* *Hot Working Technology* (热加工工艺) [J], 2011, 40(12): 57
- [14] Liu Huifang(刘惠芳), Li Geping(李阁平), He Pingzhi(和平志) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2005, 34(S3): 501
- [15] Valentin N. Moiseyev. *Titanium Alloy: Russian Aircraft and Aerospace Applications* [M]. Boca Raton, Florida: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2006
- [16] Feng Qiuyuan(冯秋元), Fang Bo(方 波), Chen Zhiyong(陈志勇) *et al.* *Titanium Industry Progress* (钛工业进展) [J], 2015, 32(1): 30
- [17] Zhang Zhi(张 智), Li Wei(李 维), Liao Qiang(廖 强) *et al.* *Mechanical Engineering & Automation* (机械工程与自动化) [J], 2014 (3): 108

## Effect of Heat Treatment Process on Microstructure and Properties of TC8M-1 Titanium Alloy

Feng Qiuyuan<sup>1,2</sup>, Luo Shuihui<sup>2</sup>, Ma Honggang<sup>2</sup>, Zhang Yongqiang<sup>1,2</sup>,  
Zhang Pinghui<sup>1,2</sup>, Tong Xuewen<sup>1,2</sup>, Wang Dingchun<sup>2</sup>, Gao Qi<sup>1</sup>

(1. Baoti Group Ltd, Baoji 721014, China)

(2. Baoji Titanium Industry Co., Ltd, Baoji 721014, China)

**Abstract:** TC8M-1 titanium alloy was a newly developed hot strength and long life high temperature titanium alloy, whose highest serviceability temperature can reach to 450 °C. The effect of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of TC8M-1 titanium alloy was studied by solution and aging treatment at different temperatures. The results show that the content of equiaxed primary  $\alpha$  phase decreases gradually and the transformed  $\beta$  structure becomes coarse with the increasing of solution temperature. Meanwhile, the equiaxed microstructure transforms into duplex microstructure. Therefore, the room temperature strength presents a decrease trend. However, the content of equiaxed primary  $\alpha$  phase changes little with the increasing of aging temperature. The tensile-strength at room temperature drops a little, but the plasticity increases slightly. After heat treatment at 920 °C/2 h, AC+580 °C/1 h, AC, the TC8M-1 titanium alloy can obtain the optimum combination of strength with plasticity.

**Key words:** TC8M-1 titanium alloy; solution treatment; aging treatment; microstructure; properties