文章编号: 1004-0609(2013)S1-s0433-04

热处理工艺对 TB8 钛合金显微组织和 力学性能的影响

商国强,王新南,费 跃,李 军,朱知寿

(北京航空材料研究院,北京 100095)

摘 要:研究不同热处理制度对 TB8 钛合金的显微组织特征和力学性能的影响。结果表明:当固溶温度高于 β 相变点并随后进行时效处理后,形成了明显的晶界,获得了长大的再结晶β晶粒组织。随着时效温度的升高,TB8 合金的拉伸强度逐渐降低,而伸长率和断面收缩率均略有升高,其变化不是很明显。当固溶温度低于β相变点并随后进行时效处理后,再结晶后的β晶粒较小,晶界不连续且晶内组织非常细小,拉伸强度和拉伸塑性均获得明显提高,获得了更优的强塑性匹配效果。TB8 钛合金经不同固溶时效处理后,均具有较高的剪切强度。
 关键词: TB8 合金;热处理;显微组织;力学性能
 中图分类号: TG146.4

Effects of heat treatment processing on microstructure and mechanical properties of TB8 alloy

SHANG Guo-qiang, WANG Xin-nan, FEI Yue, LI Jun, ZHU Zhi-shou

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Effects of different heat treatments on microstructure and mechanical properties of TB8 alloy were analyzed. The results show that, when the solution temperature is above the β transus followed by aging treatment, the obvious grain boundary forms, and the grown recrystal β grains are obtained. With the aging temperature increasing, the tensile strength of TB8 alloy decreases gradually, while the tensile plasticity does not change obviously. When the solution temperature is below the β transus followed by aging treatment, the recrystal β grains are smaller, the grain boundary is discontinuation and the intragranular microstructures are very finer. At the same time, the tensile strength and tensile plasticity obtains increase obviously, the best combination of strength and ductility are obtained. After different heat treatments, all TB8 alloys have higher shear strength.

Key words: TB8 alloy; heat treatment; microstructures; mechanical properties

TB8 钛合金^[1-2](名义成分为 Ti-15Mo-3Al-2.7Nb-0.2Si)为我国在"九五"期间研制的一种新型亚稳 β 型钛合金,具有优良的高温强度和抗蠕变性能、优异的成型性、较好的焊接性能、较高的抗氧化性和良好的抗腐蚀能力,是一种较为理想的航空结构材料,可用于板材、箔材、带材、丝材、管材、棒材以及锻件等[3-5]。

TB8 钛合金最明显的特点就是可以通过固溶时效 热处理进行热处理强化,强度-塑性匹配性能好,通 过调整热处理工艺,其抗拉强度可达1400 MPa以上^[6]。 本文作者对比研究热处理工艺对TB8 钛合金小规格棒 材组织和性能的影响,以期为TB8 钛合金在航空领域 的扩大应用提供理论和试验依据。

1 实验

本研究所用 TB8 原材料为经过3次真空自耗电弧

收稿日期: 2013-07-28; 修订日期: 2013-10-10

通信作者: 商国强, 工程师, 硕士; 电话: 010-62496635; E-mail: shanggq1984@126.com

熔炼制备出的合金锭,后经开坯、锻造、精锻、轧制 等工序加工成 d15 mm 的棒材,合金化学成分见表 1。 通过金相法测定该合金的相变点温度在 815 ℃附近。

表1 TB8 合金的化学成分

Мо	Al	Nb	Si	Fe
14.90	3.00	3.14	0.24	0.07
С	Ν	0	Н	Ti

通过线切割的方法从 *d*15 mm 棒材上截取尺寸为 *d*15 mm×71 mm 的圆柱状试样,随后进行热处理,热 处理制度分别如下:(830 ℃,0.5 h,AC)+(510 ℃,8.5 h,AC),简记 ST1;(830 ℃,0.5 h,AC)+(530 ℃, 8.5 h,AC),简记 ST2;(800 ℃,0.5 h,AC)+(520 ℃, 8.5 h,AC),简记 ST3。室温拉伸试验采用标准的 *d*5 mm 标准试样,每3 根圆棒为1组,在拉伸试样头部截取 金相试样,研究热处理后的组织变化。金相试样采用 化学成分配比为 1HF-2HNO₃-50H₂O(体积分数,%)的 Kroll 试剂腐蚀;利用 JSM-5600LV 型扫描电镜试样进 行显微组织和断口分析;利用电子万能试验机测定合 金经不同热处理处理后的力学性能。

2 结果与分析

2.1 TB8 钛合金的显微组织

TB8 钛合金经不同固溶时效处理后的显微组织如 图1所示。由图1可以看出,当固溶温度高于β相变 点之上固溶处理并随后进行时效时(如 ST1 和 ST2), 合金形成明显的晶界,获得了长大的再结晶 β 晶粒组 织,如图 1(a)和(b)所示。通过扫描照片进一步观察可 以得出,从亚稳 β 基体中析出的片层状次生 α 相在晶 内和晶界处同时析出,均匀地分布在 β 基体中,且片 层状 α 相与 β 基体保持伯格斯位相关系^[7]。这是由于 在时效过程中, α 相与 β 相的原子排列相近并能较好 地匹配,当α相形核后,厚度方向的长大速度较慢而 垂直方向的长大速度较快,因而形成了片层状α相。 同时,当时效温度由 510 ℃(ST1)升高到 530 ℃(ST2) 时,次生α相发生了比较明显的粗化现象。当固溶温 度低于 β 相变点时(如 ST3),由于固溶温度处于两相 区,再结晶后的 β 晶粒较小,晶界不连续且晶内组织 非常细小,合金显微组织主要由等轴初生 α 相和 β 转



图 1 TB8 合金经不同固溶时效处理后的显微组织 Fig. 1 Microstructures of TB8 alloy after different solution and aging treatments: (a) (830 ℃, 0.5 h, AC)+(510 ℃, 8.5 h, AC); (b) (830 ℃, 0.5 h, AC)+(530 ℃, 8.5 h, AC); (c) (800 ℃, 0.5 h, AC)+(520 ℃, 8.5 h, AC)

变组织组成,在时效过程中沿原始晶界和晶内析出的 初生α相尺寸较细小,如图 1(c)所示。

2.2 TB8 钛合金的拉伸性能

TB8 钛合金经不同固溶时效处理后的力学性能如 图 2 所示。由图 2 可以看出,当固溶温度高于 β 相变 点时(如 ST1 和 ST2),随着时效温度由 510 ℃升高到 530 ℃,TB8 合金的抗拉强度和屈服强度均逐渐降低, 而伸长率和断面收缩率均略有升高,变化不是很明显。 当固溶温度低于 β 相变点时(如 ST3),TB8 合金的强 度和塑性均获得明显提高,抗拉强度由 ST2 热处理制 度的 1 286 MPa 提高到 ST3 热处理制度的 1 415 MPa, 尤其是断面收缩率,由 ST2 热处理制度的 32.8%提高 到 ST3 热处理制度的 53.6%,提高了 63.5%。亚稳 β 钛合金经等温时效后显微组织中次生 α 相的体积分数 和形态决定材料的强度水平, β 晶粒的大小和初生 α 相的体积分数决定材料的塑性^[8-10],当固溶温度高于 β 相变点时,随着时效温度的提高,在时效过程中由亚 稳 β 相析出的次生 α 相体积分数逐渐减少,最终使得 合金抗拉强度和屈服强度不断下降。当合金中存在初 生 α 相时,一方面由于初生 α 相呈较大的等轴状,其 可开动的滑移系较多,当试样进行塑性变形时,滑移 首先在个别位向因子最大的 α 晶粒内开动, α 颗粒越 多,变形能很快分散到许多晶粒中去,不至于在个别 晶粒中引起应力集中而开裂;另一方面,颗粒状初生 α 相能够限制合金在固溶过程中 β 晶粒的长大,两者 的共同作用使得合金具有较好的拉伸塑性。从测试结 果来看,对于亚稳 β 型 TB8 合金,固溶温度在 β 相变 点以下时可以获得更优的强塑性匹配。



图 2 TB8 合金经不同固溶时效处理后的拉伸性能

Fig. 2 Tensile properties of TB8 alloy after different solution and aging treatments

2.3 TB8 钛合金的剪切性能

TB8 钛合金经不同固溶时效处理后的剪切性能如 图 3 所示。由图 3 可以看出,随着 TB8 合金热处理制 度从 ST1 到 ST3,其剪切强度先降低后升高,与抗拉 强度和屈服强度的变化规律一致,均具有较高的剪切 强度,变化不是很明显。

2.4 TB8 钛合金的拉伸断口形貌

TB8 钛合金经不同固溶时效处理后拉伸试样断口的形貌如图 4 所示。由图 4 可以看出,当 TB8 钛合金 棒材采用 ST1 热处理制度时,断口可见大晶粒原始轮 廓(见图 4(a)),晶粒之间为撕裂产生的二次裂纹,晶粒 轮廓上可见较浅的撕裂韧窝。当采用 ST2 热处理制度 时,拉伸断口形貌和热处理制度为 ST1 时没有本质的 区别,均可见大晶粒原始轮廓和等轴韧窝的存在(见图



图 3 1B8 音壶经不问回浴可效处理后的剪切性能 Fig. 3 Shear property of TB8 alloy after different solution and aging treatments





Fig. 4 Fracture micrographs of TB8 alloy after different solution and aging treatments: (a) (830 °C, 0.5 h, AC)+(510 °C, 8.5 h, AC); (b) (830 °C, 0.5 h, AC)+(530 °C, 8.5 h+AC); (c) (800 °C, 0.5 h, AC)+(520 °C, 8.5 h, AC)

4(b)),因此两者拉伸性能相当。当采用 ST3 热处理制 度时,拉伸断口显示大晶粒原始轮廓完全消失,均为 尺寸较大的韧窝形貌(见图 4(c)),这是由于当固溶处理 处于两相区时,其大晶粒未完全形成,且存在一定含 量的初生α相,大大增加了裂纹扩展的位错,使得断 面整体均为穿晶韧窝,具有更高的拉伸强度和拉伸塑 性。

3 结论

1) TB8 钛合金在 β 相变点以上温度固溶并随后进 行时效处理时形成了明显的晶界,获得了长大的再结 晶 β 晶粒组织。从亚稳 β 基体中析出的片层状次生 α 相在晶内和晶界处同时析出,均匀地分布在 β 基体中。 当在 β 相变点以下温度固溶并随后进行时效处理时, 再结晶后的 β 晶粒较小,晶界不连续且晶内组织非常 细小。

2) 当固溶温度高于 β 相变点时,随着时效温度的 升高,TB8 合金的拉伸强度逐渐降低,而伸长率和断 面收缩率均略有升高,变化不是很明显。而当固溶温 度低于 β 相变点时,TB8 合金的强度和塑性均明显提 高,获得了更优的强塑性匹配效果。

3) TB8 钛合金经不同固溶时效处理后均具有较高 的剪切强度。

REFERENCES

- 《中国航空材料手册》编辑委员会. 中国航空材料手册[M].2 版. 北京: 中国标准出版社,2001.
 Editorial Board of China Aeronautical Materials Handbook.
 China aeronautical materials handbook[M]. 2nd ed. Beijing: China Standard Press, 2001.
- [2] 黄伯云,李成功,石力开,邱冠周,左铁镛.中国材料工程大 典(第4卷)[M].北京:化学工业出版社,2005.

HUANG Bai-yun, LI Cheng-gong, SHI Li-kai, QIU Guan-zhou, ZUO Tie-yong. China materials engineering manual (Volume 4) [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005.

[3] 于冬梅. 新型钛合金 TB8 的应用研究[J]. 飞机设计, 2002(2): 57-65.

YU Dong-mei. The application study of the new type titanium TB8 [J]. Aircraft Design, 2002(2): 57–65.

- [4] 沙爱学, 王庆如, 李兴无. 航空用高强度结构钛合金的研究及应用[J]. 稀有金属, 2004, 28 (1): 239-242.
 SHA Ai-xue, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Research and application of high-strength titanium alloys used in airplane structure [J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2004, 28(1): 239-242.
- [5] 朱知寿, 王庆如. TB8 钛合金板材冷成形工艺及其应用研究
 [J]. 金属学报, 2002, 38(z1): 414-416.
 ZHU Zhi-shou, WANG Qing-ru. Cold forming processes and application of TB8 titanium sheet [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2002, 38(z1): 414-416.
- [6] 周晓虎,马文革,俞汉清,朱知寿. TB8 超高强度钛合金热工 艺参数研究[J]. 材料工程,2003(8):37-39.
 ZHOU Xiao-hu, MA Wen-ge, YU Han-qing, ZHU Zhi-shou. Thermo-mechanical processing parameters of TB8 super-high strength titanium alloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2003(8):37-39.
- [7] KAR S K. Modeling of mechanical properties in alpha/beta-titanium alloys [D]. Ohio: The Ohio State University, 2005: 14.
- [8] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, SEMIATIN S L, WARD C H. Aging response of coarse-and fine-grained β titanium alloys
 [J]. Mater Sci Eng A, 2005, 354: 296–305.
- [9] DUERIG T W, WILLIAMS J C. Beta titanium alloys in the 80s[M]. Warrendale, PA: TMS, 1984: 19–67.
- [10] BOYER R R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: Titanium alloys [M]. ASM International, The Materials Information Society, 1994: 485–632, 685–865.

(编辑 何学锋)