

# 紧固件用TC16钛合金 强化热处理工艺研究

庄宝潼, 刘风雷, 朱成祥

(中航工业北京航空制造工程研究所, 北京 100024)

**[摘要]** 利用光学显微镜、扫描电镜以及拉伸实验机, 研究不同热处理工艺下 TC16 钛合金的显微组织及力学性能。结果表明: 退火后的组织为等轴  $\alpha + \beta$ , 晶粒大小约为  $1 \mu\text{m}$ ; 固溶处理的组织为初生  $\alpha + \alpha'' +$  亚稳  $\beta$ , 随着固溶温度的升高, 初生  $\alpha$  相减少, 抗拉强度不随固溶温度的变化而变化, 屈服强度较退火态下降较大, 屈强比仅为  $0.4 \sim 0.47$ ; 时效处理后的组织为初生  $\alpha + \alpha'' + \beta$ ,  $\alpha$ 、 $\beta$  呈片状相间分布于原始  $\beta$  晶粒内, 时效处理后的抗拉强度最高可达  $1226 \text{MPa}$ , 强塑性最高达  $21834 \text{MPa} \cdot \%$ ; 退火态与固溶态的拉伸断口为韧性断口, 而时效处理后的拉伸断口为准解理断口。

**关键词:** TC16 钛合金; 热处理; 紧固件; 拉伸断口

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2016.19.083



庄宝潼

2012年毕业于北京科技大学材料加工工程专业, 获工学博士学位。中航工业北京航空制造工程研究所高级工程师, 从事先进紧固件开发研究。发表论文 10 余篇, 获国家发明专利授权 4 项, 曾获中航工业科技进步三等奖 1 项。

随着现代航空业的发展, 钛合金紧固件被越来越多的采用, 钛合金紧固件可以达到减重、耐腐蚀的目的, 是钛合金、碳纤维复合材料等结构件必须选用的连接件。TC16 (Ti-2.5Al-5Mo-5V) 为  $\alpha + \beta$  型高强度钛合金, 是一种马氏体型  $\alpha + \beta$  两相钛合金, 其  $\beta$  稳定系数  $K_\beta$  为 0.8, 具有良好的工艺塑性<sup>[1-3]</sup>。由于塑性良好, 俄罗斯 (俄罗斯牌号为 BT16) 大多采用冷锻工艺加工紧固件: 一方面, 冷锻过程中不需要加热即可成形复杂头型; 另一方面, 由于变形后产生冷作硬化, 提高了强度, 所以不需要进行后续的热处理, 减少了生产工序<sup>[4-5]</sup>。随着航空技术的发展, 对紧固件的强度要求不断提高, 冷锻工艺生产的 TC16 紧固件强度越来越难以满足高强度需

求, 所以需要对 TC16 进行后续热处理, 以提高紧固件强度<sup>[6-9]</sup>。

本文通过对 TC16 进行不同温度下的固溶、时效处理, 研究不同热处理下的显微组织、力学性能, 对 TC16 高强度紧固件的研制提供理论帮助。

## 试验材料及方法

TC16 材料成分如表 1 所示。材料经熔炼 - 开坯 - 锻造 - 轧制 - 拉丝工艺得到  $\phi 6.34 \text{mm}$  棒材, 利用金相法测得该材料的  $(\alpha + \beta) / \beta$  转变温度为  $860 \sim 865^\circ\text{C}$ 。

力学性能在拉伸试验机 (Zwick Z100) 上进行, 试样经过粗磨、精磨、抛光后, 利用 Kroll 试剂腐蚀后, 在金相显微镜 (Optical Microscopy, OM) Leica DM6000M 观察光学显微

表1 TC16化学成分(质量分数)

参数	C	N	Al	Mo	V
检测值	0.024	0.008	3.16	5.02	4.66
标准值	$\leq 0.10$	$\leq 0.05$	2.2~3.8	4.5~5.5	4.0~5.0

组织,利用电镜(Scanning Electronic Microscopy, SEM)Zeiss SUPRA55 观察微观组织及断口形貌。

### 结果与讨论

#### 1 退火态组织与性能

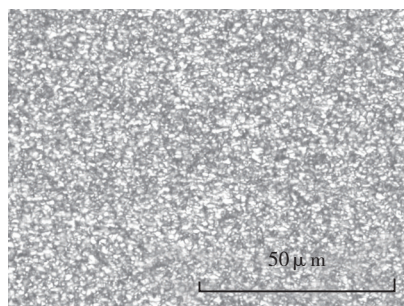
退火态组织由等轴  $\alpha + \beta$  组成,晶粒细小,大小约为  $1\mu\text{m}$ ,如图 1 所示。其中,图 1(a)中白色的为  $\alpha$  相,这是因为退火过程发生了  $\beta \rightarrow \alpha$  转变,同时又发生了  $\alpha$  相、 $\beta$  相的再结晶。退火后的力学性能为:抗拉强度  $870\text{MPa}$ ,屈服强度  $830\text{MPa}$ ,延伸率  $22\%$ 。

#### 2 固溶处理的影响

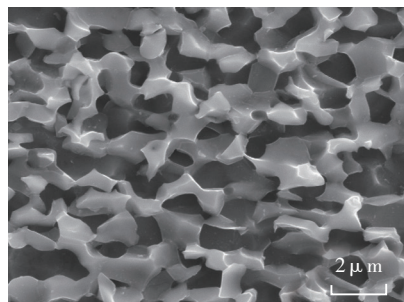
不同固溶温度下的组织如图 2 所示。固溶处理后组织为初生  $\alpha + \alpha''$ ,如图 2 中的(a)~(c)所示,由于 TC16 中  $\beta$  稳定系数为  $0.83$ ,在淬火后  $\beta$  相不会完全转变为  $\alpha''$ ,所以还存在亚稳态  $\beta$  相。随着固溶温度的升高,  $\alpha$  相越来越少,这是因为在固溶温度下,发生了  $\alpha \rightarrow \beta$  转变,随着温度的升高,生成的  $\beta$  相越多,从而使  $\alpha$  相减少,在随后的快速冷却时,  $\alpha$  相保持不变,  $\beta$  相转变为

表2 TC16热处理工艺

序号	热处理工艺	工艺参数
1	退火	$750^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 炉冷至 $550^\circ\text{C}$ , 空冷至室温
2	固溶	$800^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬
3		$820^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬
4		$840^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬
5	固溶 + 时效	$820^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $540^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
6		$820^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $560^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
7		$820^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $580^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
8		$840^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $540^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
9		$840^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $560^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
10		$840^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $580^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
11		$860^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $540^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
12		$860^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $560^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷
13		$860^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ , 水淬; $580^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ , 炉冷



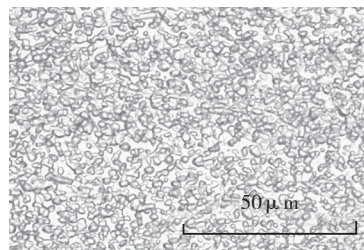
(a) OM



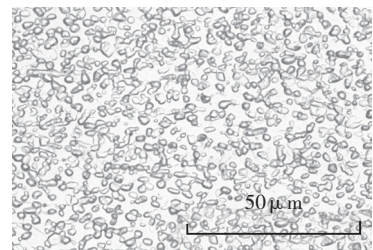
(b) SEM

图1 原材料显微组织

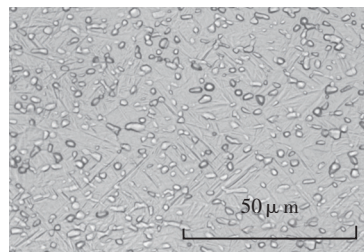
Fig.1 Microstructure of raw material



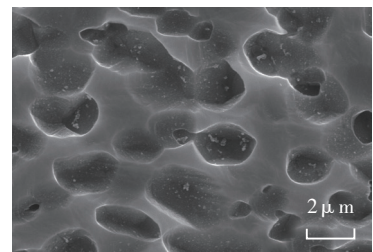
(a) 固溶温度为  $800^\circ\text{C}$  下光学显微镜组织



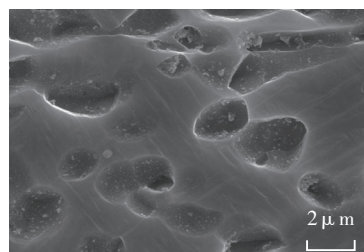
(b) 固溶温度为  $820^\circ\text{C}$  下光学显微镜组织



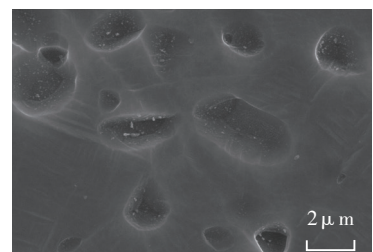
(c) 固溶温度为  $840^\circ\text{C}$  下光学显微镜组织



(d) 固溶温度为  $800^\circ\text{C}$  下扫描电镜组织



(e) 固溶温度为  $820^\circ\text{C}$  下扫描电镜组织



(f) 固溶温度为  $840^\circ\text{C}$  下扫描电镜组织

图2 不同固溶温度下的显微组织

Fig.2 Microstructure at different solution temperatures

$\beta$  亚稳相及  $\alpha''$  马氏体,如图 2 (d) ~ (f)所示,  $\beta$  相中可见针状的马氏体  $\alpha''$ 。

不同固溶温度下的力学性能如图 3 所示,随着固溶温度升高,抗拉强度变化不大,约为 920MPa,比退火态抗拉强度高 50MPa 左右;延伸率变化也较小,约为 25.5%;屈服强度随着固溶温度的增高而增大,并且发现屈服强度较退火时下降较多,仅为 370~430MPa,此时屈强比较低,约为 0.40~0.47。

分析认为固溶后屈服强度下降的原因由以下两种因素造成:(1)由于固溶温度在  $\alpha + \beta$  两相区,在此温度下合金元素、第二相粒子更多地溶入  $\beta$  固溶体中,在快速冷却过程形成过饱和固溶体,在变形过程中,由于没有合金元素、二相粒子的钉扎作用,位错移动的阻力减少,在很小的外力下就能够使材料发生塑性变形,从而使屈服强度下降;(2)固溶处理后,由于  $\beta$  亚稳相的存在,在拉伸过程中,  $\beta$  亚稳相在应力作用下发生分解生成  $\alpha''$  相,即所谓的 TRIP 效应,宏观上表现为在低应力下材料即发生塑性变形,从而降低屈服强度。

抗拉强度与退火态相比提高不多,是因为生成的马氏体  $\alpha''$  强度不高,不像钢铁中的马氏体能够大大提高强度,固溶温度对抗拉强度的影响由多方原因造成:(1)随着固溶温度的升高,  $\alpha$  相减少,而  $\alpha''$  相强度较  $\beta$  相高,从而造成材料强度降低;(2)固溶处理后生成过饱和固溶体,随着固溶温度的升高,过饱和固溶体增多,根据固溶强化原理,从而提高材料强度;(3)  $\beta$  亚稳相在拉伸变形过程中,会发生 TRIP 效应,虽然降低了屈服强度,但生成了  $\alpha''$  相,从而提高抗拉强度;所以抗拉强度的影响为各方综合因素的结果。

### 3 时效处理的影响

固溶+时效后组织为初生  $\alpha + \alpha'' + \beta$ ,如图 4 所示,固溶处理时

生成的初生  $\alpha$  在时效处理后不改变,过饱和固溶体  $\alpha''$  以及亚稳相  $\beta$  发生脱溶转变<sup>[10]</sup>,生成  $\alpha + \beta$ ,  $\alpha + \beta$  呈片层相间分布在原始  $\beta$  晶粒内部,并且随着时效温度的升高,  $\alpha$ 、 $\beta$  片层增厚,如图 4 (d)~ (f) 所示。

不同时效温度对抗拉强度、屈服强度、延伸率的影响如图 5 所示,在相同的固溶温度下,随着时效温度的升高,抗拉强度、屈服强度降低,当时效温度为 540℃时,3 种固溶温度下的试样抗拉强度均 >1100MPa,其中当固溶温度为 840℃、时效温度为 540℃

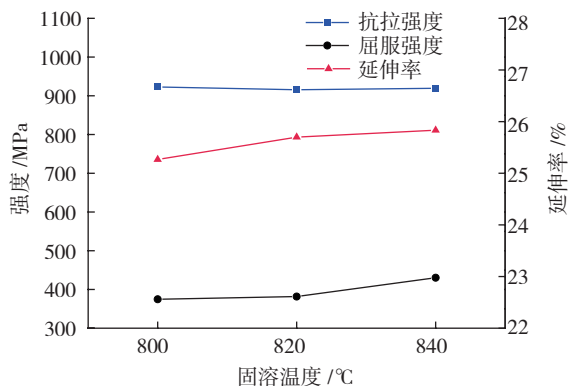
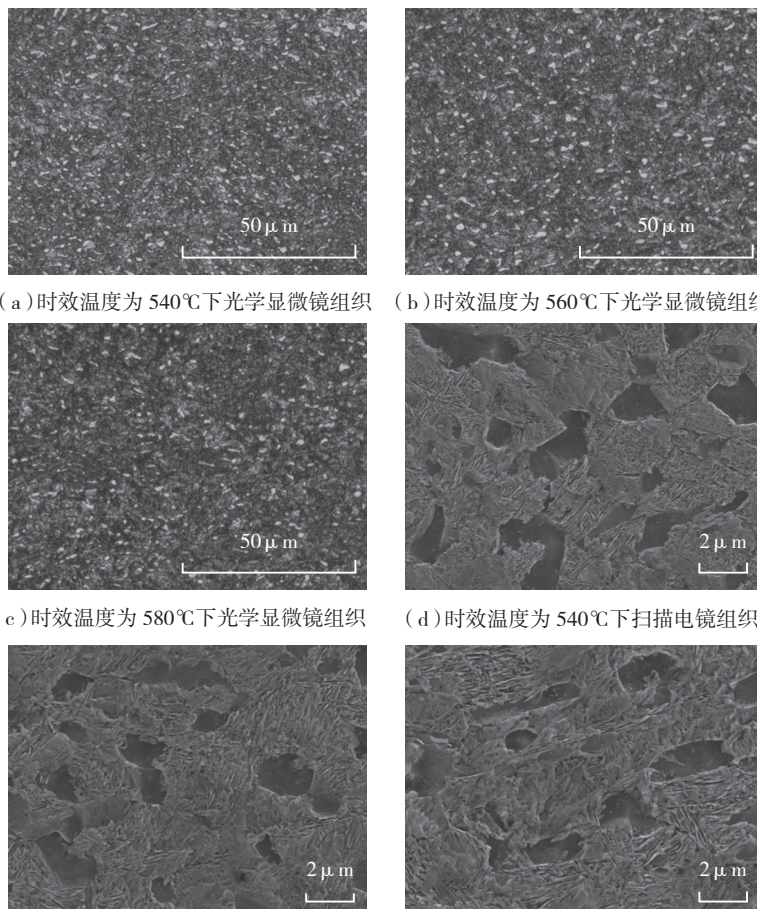


图3 不同固溶温度的力学性能

Fig.3 Mechanical property at different solution temperatures



(a) 时效温度为 540℃ 下光学显微组织 (b) 时效温度为 560℃ 下光学显微组织

(c) 时效温度为 580℃ 下光学显微组织

(d) 时效温度为 540℃ 下扫描电镜组织

(e) 时效温度为 560℃ 下扫描电镜组织

(f) 时效温度为 580℃ 下扫描电镜组织

图4 不同时效温度下的显微组织 (固溶温度为 820℃)

Fig.4 Microstructure of aging treatments (Solution temperature of 820℃)

时,抗拉强度最高,达到 1226MPa,为了更好地衡量材料的综合性能,常用强塑积(抗拉强度与延伸率的乘积)的大小表达,其中当固溶温度为 820℃、时效温度为 540℃时,强塑积最高,达到 21834MPa·%,说明在此工艺下材料达到强度与塑性最好的组合。延伸率随着时效温度的升高先降低后升高。

固溶处理后生成的亚稳 β 相和 α'' 在时效过程中析出弥散的 α 相和 β 相,从而同时提高了材料的抗拉强度和屈服强度,这也是时效处理的本质所在,随着时效温度的增加,析出的弥散质点开始聚集,从而降低

了弥散强化作用,使得时效强化作用减弱。

同时发现,在相同时效温度下,固溶温度越高,时效后材料的强度也越高,这是因为固溶温度越高,时效后产生的强化相越多,从而提高了强度。

由于固溶处理后抗拉强度提高不大,而塑性高,研制锁紧螺母时,在固溶态下进行收口:一方面,可以避免在收口过程由于大变形产生裂纹,而且所需要的收口力小;另一方面,随后的时效处理由于温度低,不会使产品产生变形,从而避免了在时效处理后所产生的收口问题。

#### 4 不同热处理工艺对拉伸断口的影响

不同热处理态下的拉伸断口如图 6 所示,3 种不同热处理制造下的宏观断口具有纤维区、剪切唇区,其

中退火态、固溶态试样纤维区具有明显的韧窝,在拉伸外力下,内部位错产生堆积,在变形大的区域产生许多显微空洞,由于塑性好,这些空洞不断长大、聚集形成裂纹最终断裂。退火态与固溶态的韧窝较深,大小相差不大,塑性相当,这与力学结果相一致。

固溶 + 时效处理后的断口平面较平,断口上有大量高密度的短而弯曲的撕裂棱线、片,此断口属于准解理断口,此种断口塑性较差。

### 结束语

(1) TC16 在 750℃ 退火后的组织为等轴 α + β, 抗拉强度 870MPa, 屈服强度 830MPa, 延伸率 22%。

(2) TC16 固溶处理后的组织为初生 α + α'' + 亚稳态 β, 随着固溶

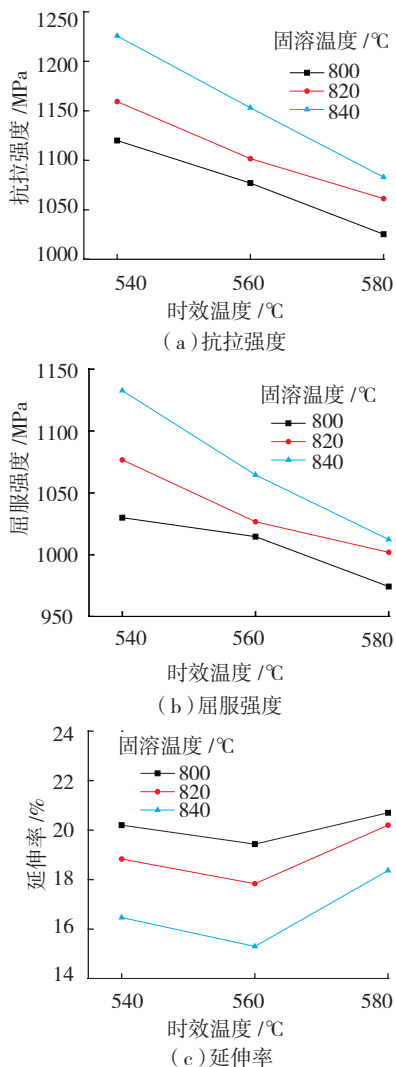


图5 不同时效温度下力学性能  
Fig.5 Mechanical property at different aging temperatures

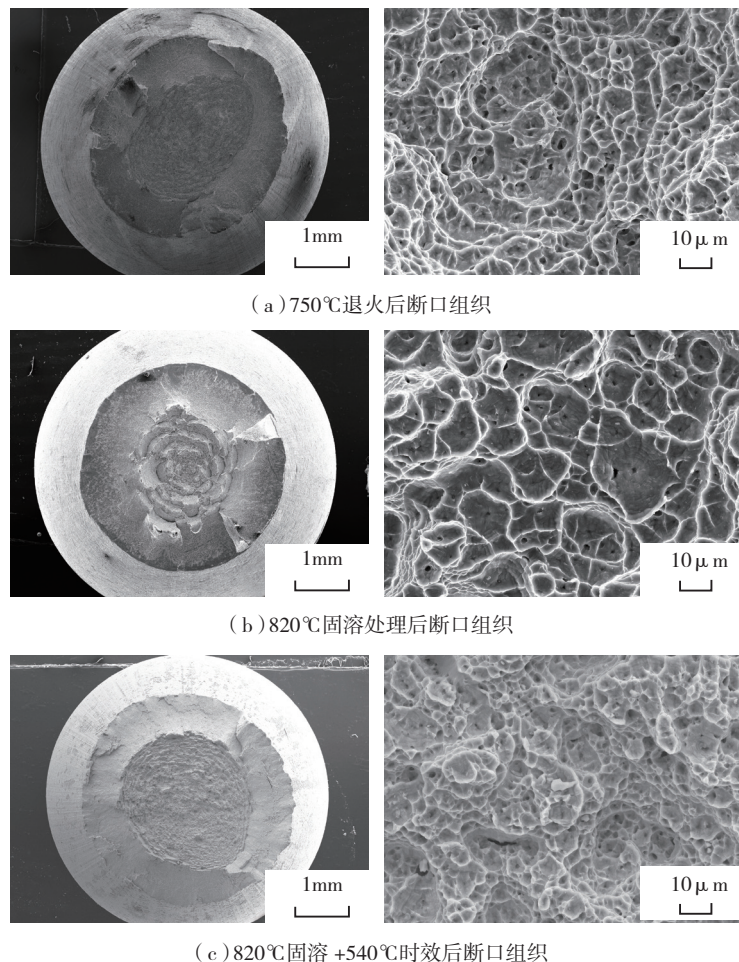


图6 不同热处理工艺下的拉伸断口  
Fig.6 Tensile fractures at different heat treatments

温度的升高,初生  $\alpha$  相减少;随着固溶温度的升高,抗拉强度变化不大,约为 920MPa,比退火态抗拉强度高 50MPa;屈服强度和延伸率随着固溶温度的提高而增大,屈服强度较退火时下降较多,仅为 370~430MPa,此时屈强比较低,约为 0.40~0.47。

(3) 固溶 + 时效处理后的组织为初生  $\alpha + \alpha + \beta$ ,在相同的固溶温度下,随着时效温度的升高,抗拉强度、屈服强度降低,延伸率先降低后升高,当固溶温度为 840℃、时效温度为 540℃处理后,最高抗拉强度达到 1226MPa,当固溶温度为 820℃、时效温度为 540℃处理后,最高强塑积为 21834MPa·%。

(4) 通过分析不同热处理状态下的断口,得出拉伸断口主要为纤维区和剪切唇区,退火态和固溶态断口中纤维区为韧性断裂,可以观察到明显的韧窝,宏观表现为塑性好;固溶 + 时效后的断口纤维区为准解理断裂,塑性差。

### 参考文献

[1] 沙爱学,王庆如,李兴无. BT16 钛合金紧固件加工工艺分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(3): 455-458.  
SHA Aixue, WANG Qingru, LI Xingwu.

Process analysis of BT16 titanium alloy fastener[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(3): 455-458.

[2] 吴崇周,李兴无. TC16 钛合金室温变形特性研究[J]. 钛工业进展, 2006, 23(6): 17-19.

WU Chongzhou, LI Xingwu. Study of deformation characters of TC16 titanium alloys under room temperature[J]. Titanium Industry Progress, 2006, 23(6): 17-19.

[3] 吴崇周. 热敏对 TC16 钛合金组织和性能的影响[J]. 宇航材料工艺, 2007, 37(3):61-64.

WU Chongzhou. Effects of heat upset on structure and properties of TC16 titanium alloy[J]. Aerospace Materials & Technology, 2007, 37(3):61-64.

[4] 张庆玲,王庆如,李兴无. 航空用钛合金紧固件选材分析[J]. 材料工程, 2007(1):11-14,18.

ZHANG Qingling, WANG Qingru, LI Xingwu. Materials selection analysis for titanium alloy fasteners in aviation industry[J]. Journal of Materials Engineering, 2007(1):11-14,18.

[5] 马琴琴,郑为为,李兴无. TC16 钛合金不同退火制度的显微组织研究[J]. 材料工程, 2009(1): 19-22.

MA Qinqin, ZHENG Weiwei, LI Xingwu. Microstructures of TC16 titanium alloy annealed at different conditions[J]. Journal of Materials Engineering, 2009(1): 19-22.

[6] 刘仁志,吴海荣,王华明. TC16 钛合金六角自锁螺母加工技术研究[J]. 飞机设计, 2011, 31(3): 51-54.

LIU Renzhi, WU Hairong, WANG Huaming. The application of TC16 titanium self-lock hex nut critical technologies[J]. Aircraft Design, 2011, 31(3): 51-54.

[7] 王勉,王自勤. TC16 螺栓头下圆角滚压工艺参数与疲劳强度研究[J]. 贵州工业大学学报(自然科学版), 2008, 37(5): 108-110.

WANG Mian, WANG Ziqin. Rolling process parameter and fatigue strength of radius of fillet under TC16 bolt head[J]. Journal of Guizhou University of Technology(Natural Science Edition), 2008, 37(5): 108-110.

[8] 邵军,陶海林,王农. 热处理工艺对 TC16 钛合金棒材性能的影响[J]. 钛工业进展, 2012, 29(3): 32-34.

SHAO Jun, TAO Hailin, WANG Nong. Effect of heat treatment on mechanical property of TC16 bars[J]. Titanium Industry Progress, 2012, 29(3): 32-34.

[9] 张志强,董利民,杨洋,等. 淬火温度对 TC16 钛合金显微组织及变形行为的影响[J]. 金属学报, 2011, 47(10): 1257-1262.

ZHANG Zhiqiang, DONG Limin, YANG Yang, et al. Influences of quenching temperature on the microstructure and deformation behaviors of TC16 titanium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47(10): 1257-1262.

[10] 张翥,王群驷,莫畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京:冶金工业出版社, 2009: 214-217.

ZHANG Zhu, WANG Qunjiao, MO Wei. Physica metallurgy and heat treatment of titanium [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 214-217.

## Study of Heat Treatment Process on TC16 Titanium Alloy for Fastener

ZHUANG Baotong, LIU Fenglei, ZHU Chengxiang

(AVIC Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute, Beijing 100024, China)

**[ABSTRACT]** Microstructure and mechanical properties of TC16 titanium alloy for fastener are studied by OM, SEM, and tensile testing machine. The results show that equiaxed  $\alpha$  and  $\beta$  grains are observed at annealing treatment, of which the size is about 1 $\mu$ m. There are primary  $\alpha + \alpha'' +$  metastable  $\beta$  phases after solution treatment. With the increase of solution temperature, the amount of primary  $\alpha$  grains is decreased, tensile strength does not change at different solution temperatures, and the yield ratio is only 0.4~0.7. The primary  $\alpha + \alpha + \beta$  phases are observed at aging treatment, with lamellar  $\alpha$  and  $\beta$  phase distributing in original  $\beta$  phase, and strength and product of strength and elongation are up to 1226MPa and 21834MPa·% after aging treatment. The tensile fracture is tough break after annealing and solution treatment, which is quasi-cleavage fracture after aging treatment.

**Keywords:** TC16 titanium alloy; Heat treatment; Fastener; Tensile fracture

(责编 古京)