

# 热墩对 TC16 钛合金组织和性能的影响

吴崇周

(北京航空材料研究院,北京 100095)

**文 摘** 主要研究热墩对 TC16 (Ti - 2.5Al - 5Mo - 5V) 钛合金组织和性能的影响,重点讨论了热墩变形温度对合金组织、拉伸、剪切、疲劳性能的影响。热墩后,墩头出现一字双岔变形带,大量的变形集中在一字双岔变形带上,其余部位晶粒的变形量相对较小。TC16 合金在热墩温度以 700 比较适合;800 或 850 热墩时,由于局部温升现象,墩头温度超过相变点,使等轴组织发生转变成为网篮组织。在疲劳性能测试中,试样中的拐角、断层流线、较粗糙表面等部位会产生应力集中而成为疲劳裂纹的裂纹源。

**关键词** 钛合金,热墩,组织,性能

## Effects of Heat Upset on Structure and Properties of TC16 Titanium Alloy

Wu Chongzhou

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095)

**Abstract** The effects of heat upset on the microstructure and properties of TC16 (Ti - 2.5Al - 5Mo - 5V) titanium alloy is discussed in this paper and more attention is paid to the discussion of effect of deformation temperature on the alloy structure, tensile strength, shearing strength and fatigue life. The bilateral forked deformation band is observed in the heat up-set head, large deformation is found in the grains of bilateral forked deformation band, little deformation is found in the other grains. The proper heat up-set temperature is 700 for TC16 titanium alloy. The temperature is over the  $\beta$ -transus because the partial temperature rises when it is heat up-set at 800 or 850, the equiaxed structure is transformed into the basketweave structure. The corner, discontinued flow line, rough surface etc. become the original crevice in the fatigue test because of the stress concentration.

**Key words** Titanium alloy, Heat upset, Structure, Property

### 1 引言

TC16 (Ti - 2.5Al - 5Mo - 5V) 属 Ti - Al - Mo - V 系  $\alpha + \beta$  型高强钛合金,是一种马氏体型  $\alpha + \beta$  两相钛合金。由于 Al 含量较少,稳定元素 Mo 和 V 含量较多,其稳定系数  $K$  高达 0.8 (TC4 为 0.25), 退火状态下合金约含有 25% ~ 30%  $\beta$  相,因而具有良好的工艺塑性。它不仅在热轧状态下成型良好,在冷轧状态下成型性也很好。该合金的主要半成品是轧制和拉制成直径为 4 ~ 10 mm 的丝材和棒材。最后可以通过冷墩或热墩,制作螺钉、螺栓、铆钉等紧固件。TC16 合金的热处理工艺主要是退火和强化热处理,即淬火时效。在退火状态下强度低,但塑性特别好;而在固溶时效状态下强度较高,塑性降低不多<sup>[1~3]</sup>。

采用热墩工艺,对墩制温度提出了要求,以免出现异常组织。热墩工艺与冷墩工艺相比,成本更高,工序更复杂,但是对原材料的要求比冷墩工艺的要求要低一些,因在高温状态下变形应力可以得到有效释放。

### 2 试验

研究试验所用材料采用真空自耗电弧炉熔炼。3 t 重的铸锭经过开坯、锻造、轧制成为 8 mm 的棒材,最后再经过拉丝成为 4 ~ 7 mm 的丝材。

对该合金的棒丝材进行退火处理,然后加工成为试样,进行性能测试和热墩试验。性能测试在 Instron-4507 型电子拉力试验机上进行,夹头位移速率为屈服前为 1 mm/min,屈服后为 5 mm/min。用通用轧机进行棒材轧制试验;用冲床进行热墩试验。

收稿日期:2006-07-13;修回日期:2006-10-31

作者简介:吴崇周,1965 年生,高级工程师,主要从事变形钛合金研究

热锻温度: 650、700、750、800、850 。热处理制度为 780 保温 2h;炉冷到 550 ,空冷 +800 ,2 h;水淬 +560 ,8 h;空冷。退火后进行 75%变形量的热锻。组织观察:观察热锻后头部、杆部的组织,分析热锻对组织的影响。TC16 合金的相变点大约为

860 。

### 3 结果与讨论

#### 3.1 TC16 钛合金的化学成分

TC16 钛合金的化学成分见表 1。合金化学成分符合有关技术标准要求。

表 1 TC16 钛合金 8 mm 棒材化学成分

Tab 1 Chemical composition of TC16 alloy 8 mm bar

%(质量分数)

合金	合金元素				杂质含量						
	Ti	Al	Mo	V	C	Fe	Si	Zr	O	N	H
TC16	余量	3.4	5.12	4.53	0.018	0.176	<0.10	<0.10	0.14	0.008	0.0036
标准	余量	2.2~3.8	4.5~5.5	4.0~5.0	0.10	0.25	0.15	0.30	0.15	0.05	0.010

#### 3.2 热锻后的组织

TC16 钛合金螺栓热锻后,退火组织发生了变化。

图 1 为原始 8 mm 丝材的 L、T 向等轴组织。图 2 为螺栓剖面低倍照片及变形位置标识图。

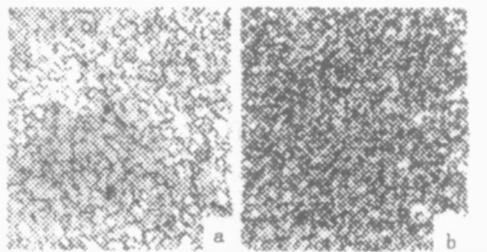


图 1 原始 8 mm 丝材的 L、T 向组织 500 ×  
Fig 1 Microstructures of L, T direction of raw material 8 mm bar

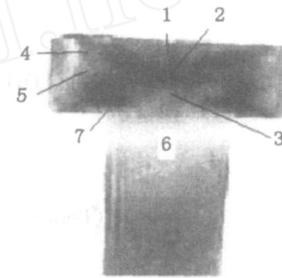


图 2 螺栓剖面图及变形位置标识图  
Fig 2 Section of screw and deformation drawing sites marking

图 3 为 700 热锻后锻头各个部位的组织,650、750 的锻头组织与 700 锻头组织类似。由图 3 可见,锻头中有的部位已经发生了很大变形,晶粒被压扁或发生很大扭曲。

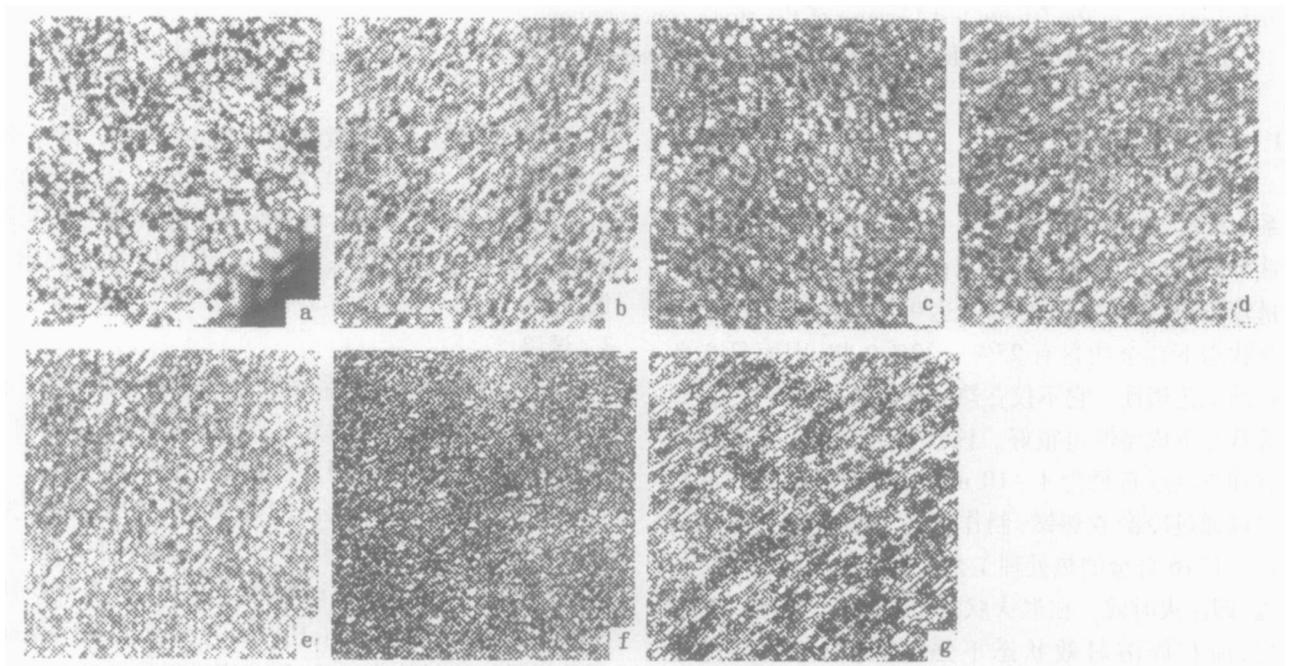


图 3 700 热锻后锻头各个部位的组织 500 ×  
Fig 3 Micro-Structures on different positions of screw head after heat up setting at 700  
a~g 对应 1~7 的变形位置。

图 4 为 800 热锻后锻头各个部位的组织, 850 的锻头组织与 800 锻头组织类似。由图 4 可见, 锻头部位出现了 晶粒, 说明在锻制过程中, 锻

头温度已经超过相变点, 同时晶粒也被压扁或发生很大扭曲。

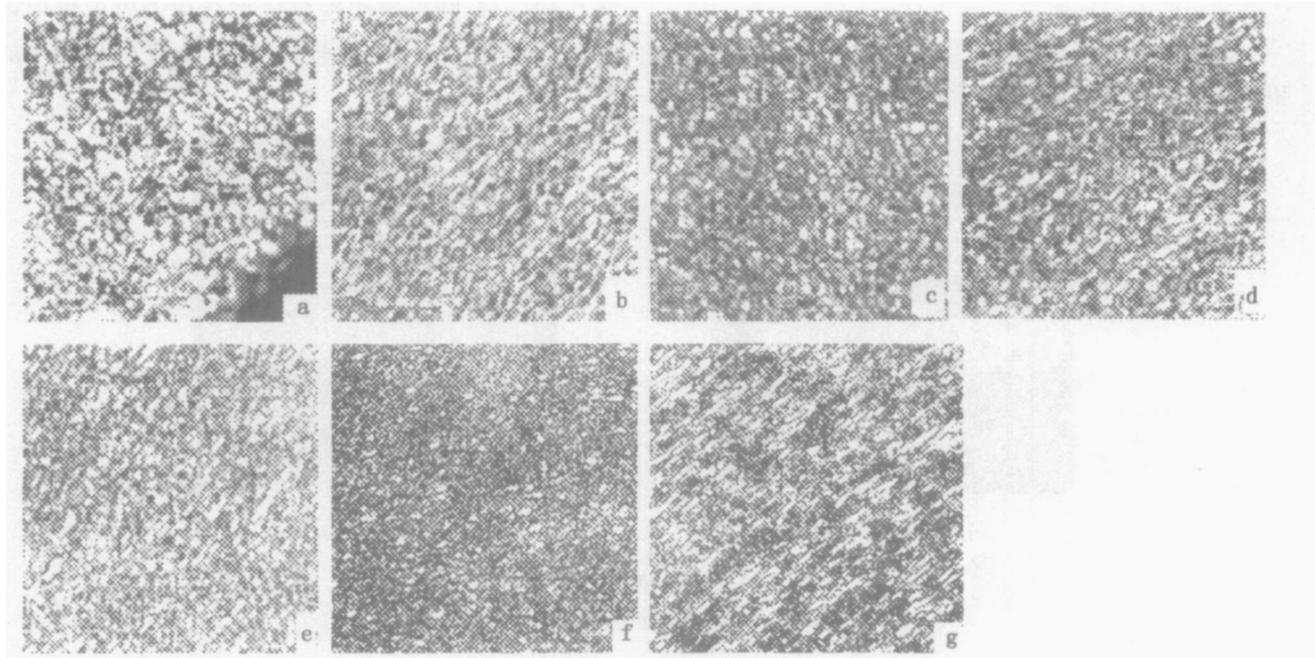


图 4 800 热锻后锻头各个部位的组织 500 ×

Fig 4 Micro-Structures on different positions of screw head after heat up setting at 800  
a ~ g 对应 1 ~ 7 的变形位置。

热锻时, 锻头产生 75% 的变形, 变形量比较大。从低倍组织来看, 其不同部位的变形程度有所不同。如图 3、图 4 所示, 位置 2 变形量最大, 位置 1、3 有一定的变形量, 位置 4、5 的变形量比位置 2 要小一些, 位置 6、7 有的变形量更小。在位置 2 位中, 晶粒被大量压缩, 在热锻头部, 出现一字双岔变形带, 说明在 75% 的冷锻变形中, 大量的变形集中在一字双岔变形带上, 其余部位晶粒的变形量相对较小。热锻时, 局部的剧烈变形, 会使组织、性能发生变化, 给热锻工艺的确定带来一定的困难。

热锻过程中, 在位置 7 出现变形流线, 流线的出现说明在位置 7 拐角处, 晶粒取向比较一致, 且较有规则, 零件在以后的工作过程中不容易产生应力集中, 不容易在此拐角产生裂纹。

在 650 ~ 850 热锻时, 由于材料具有良好的工艺塑性, 并且锻制过程中产生的应力能够得到有效释放, 锻头部位没有产生裂纹。

在热锻头产生剧烈变形的同时, 还会产生变形热, 变形热会使钛合金螺栓局部温度有一定程度的升高。TC16 合金的相变点为 860, 在 650、700、750 热锻时, 由于热锻温度低于相变点较多, 热锻时的局部温升不能使合金温度超过相变点, 组织中没有出现超过相变点的 晶粒和晶界 (图 3); 但在 800、850 热锻时, 由于热锻温度接近于相变点, 热锻时的

局部温升就可以使合金温度超过相变, 发生了 转变, 所以在图 4 的 1、3、4、5 部位都能清楚地观察到超过相变点的 晶粒和晶界 的网篮组织, 以此估计变形热使螺栓头部的温度升高约为 60 [1~3]。当锻制温度比较高时, 热锻时的局部升温, 使组织发生转变, 等轴组织转变为网篮组织, 这是在热锻过程中应该注意的问题。

### 3.3 性能测试与讨论

热锻及淬火时效后, 按螺栓技术要求测试了螺栓的拉伸、剪切, 见表 2, 测试性能达到了有关技术要求。有少量试样疲劳寿命比较短, 120 Hz 时, 循环次数仅为 43 726 次, 远低于正常的 226 322 次循环。

表 2 M6 螺栓拉伸、剪切测试值

Tab 2 Testing data of tensile strength and shearing strength of M6 screw

数据	拉伸强度	剪切强度	kN
标准要求	15.2	16.7	
测试数据	25.5	20.1	
	26.2	20.8	
	24.3	19.9	
	26.1	20.0	
	26.8	20.4	
	25.7	20.8	
	27.0	21.0	

热墩后,组织产生了变形,变形部位的强度有些提高,这对螺栓的使用状况有利。零件的拉伸、剪切、疲劳测试结果符合技术指标的要求,只有少量试样的疲劳寿命低于标准要求。

疲劳断口分析见图 5。由图 5 的正常疲劳断口和异常疲劳断口可知,异常疲劳断口表面产生了较多

裂纹,这些细小裂纹导致疲劳试样过早发生断裂。细小裂纹的产生与材料的加工表面状况有关,特别是在 g 部位的拐角位置,应力集中现象比较严重;流线的不均匀分布、断层流线现象等也会加重应力集中程度;表面的凹凸不平,比较粗糙时,见图 6,也会增加应力集中程度。

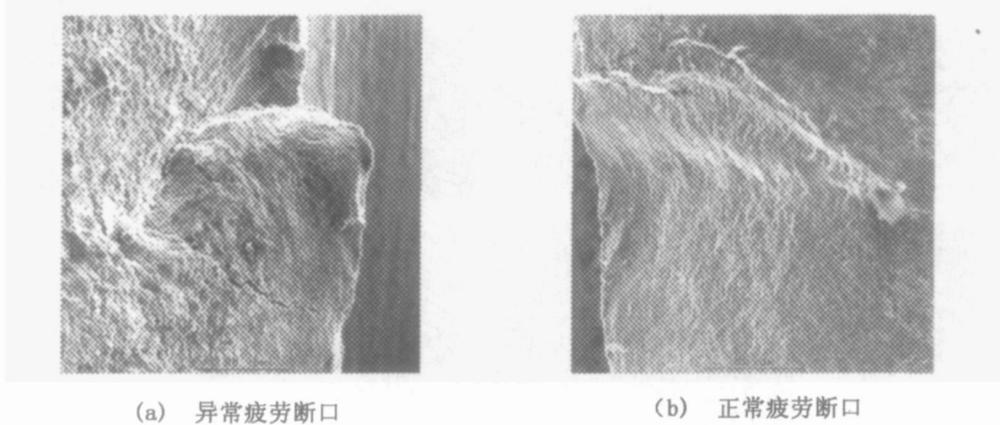


图 5 疲劳断口 SEM 扫描照片 300 ×  
Fig 5 Fatigue fracture SEM photographs



图 6 表面缺陷产生的微裂纹源

Fig 6 Crevice sources on defective surface

在疲劳性能测试时,试样中的拐角、断层流线、粗糙表面会产生应力集中,这些应力集中部位成为疲劳裂纹的裂纹源,过早在疲劳试样表面产生微裂纹,微裂纹的产生会大幅降低试样的疲劳承载能力,使零件过早发生断裂<sup>[4-8]</sup>。因此,在拐角处应圆弧过渡;流线分布应均匀,避免出现断层流线;零件加工表面应光滑,避免出现凹凸不平的粗糙表面。

#### 4 结论

(1)热墩后,墩头出现一字双岔变形带,说明在 75%的冷墩变形中,大量的变形集中在一字双岔变形带上,其余部位晶粒的变形量相对较小。热墩时,局部的剧烈变形,会使组织、性能发生变化,给热墩工艺的确定带来一定的困难。

(2)TC16合金的相变点大约为 860,热墩温度以 700 比较适合。800 或 850 热墩时,由于局部温升现象,墩头温度超过相变点,使等轴组织发生转变成成为网篮组织。变形热使螺栓头部的温度升高约 60。

(3)在 700 热墩后,螺栓的性能符合技术指标的要求;在实际生产测试中,有时遇到少量几个螺栓的疲劳性能没有达标,这与少量几个螺栓头拐角处的

表面加工粗糙度有关。

(4)在疲劳性能测试时,试样中的拐角、断层流线、较粗糙表面等部位会产生应力集中,这些应力集中部位成为疲劳裂纹的裂纹源,过早在疲劳试样表面产生微裂纹,微裂纹的产生会大幅降低试样的疲劳承载能力,使零件过早发生断裂。

#### 参考文献

- 1 鲍利索娃 E A 著,陈石卿译. 钛合金金相学. 北京:国防工业出版社, 1986: 243 ~ 272
- 2 师昌绪,柯俊,卡恩 R W 等. 材料科学与技术. 北京:科学出版社, 1998: 150 ~ 162
- 3 王金友,葛志明,周彦邦编著. 航空用钛合金. 上海:上海科学技术出版社, 1985: 88 ~ 98
- 4 北京航空材料研究所编. 航空材料学. 上海:上海科学技术出版社, 1985: 232 ~ 282
- 5 Hines J A, Peters J O. Microcrack propagation in Ti64 alloys. *Fatigue Behavior of Titanium Alloys*, 1998; 10: 15 ~ 22
- 6 Thompson A W. Relations between microstructure and fatigue properties of - Titanium alloys. *Fatigue Behavior of Titanium Alloys*, 1998; 10: 23 ~ 30
- 7 Ivanova S G et al. Roles of microstructure in the mean stress dependence of fatigue strength in T-4 alloys. *Fatigue Behavior of Titanium Alloys*, 1998; (10): 39 ~ 46
- 8 Peters J O, Sauer C. Nucleation and propagation of fatigue cracks in Titanium alloys. *Fatigue Behavior of Titanium Alloys*, 1998; 10: 127 ~ 134

(编辑 任涛)