

固溶时效温度对 TB6 钛合金棒材组织及力学性能的影响

Effect of Solution Aging Temperature on Microstructure and Properties of TB6 Titanium Alloy Bars

供稿|顾忠明, 张起, 乔恩利, 高芳兰 / GU Zhongming, ZHANG Qi, QIAO Enli, GAO Fanglan

内容导读

经高温锻造+低温锻造+高温锻造工艺锻造生产的 TB6 钛合金棒材, 采用不同的固溶时效温度对合金棒材进行热处理实验, 研究了不同固溶时效温度对棒材显微组织、室温拉伸性能及断裂韧性 (K_{IC}) 的影响。结果表明: 时效温度一定时, 随着固溶温度的升高, 合金棒材显微组织中的 α_p 相含量降低, α_s 相含量增加; 棒材的强度升高, 塑性降低, 断裂韧性 (K_{IC}) 降低。固溶温度一定时, 随时效温度的升高, 合金棒材显微组织中的 α_p 相含量相差不大, α_s 相尺寸增大; 棒材的强度降低, 塑性升高, 断裂韧性 (K_{IC}) 升高。时效处理后亚稳 β 相析出细小弥散的 α_s 相可以明显提高 TB6 合金棒材的强度, 这种强化效果会随着 α_s 相含量的减少及尺寸的增加而减弱; 但粗化的 α_s 相可以改善合金棒材的断裂韧性 (K_{IC}) 和塑性。

TB6 (名义成分为 Ti-10V-2Fe-3Al) 钛合金是一种近 β 型高强高韧钛合金, 具有比强度高、断裂韧性及淬透性好、各向异性低、锻造温度低和抗应力腐蚀能力强等优点, 可满足损伤容限设计和结构效率高、可靠性高、制造成本低的需求, 适用于制作一些高强度锻件, 尤其是等温或热锻件, 如飞机机身、起落架、前起落架操纵机构和较大的襟翼导轨等部件, 具有广阔的应用前景^[1-4]。

已有研究表明, TB6 钛合金经热处理后在得到 4%~10% 延伸率的情况下可以获得 1100~1400 MPa 的强度, 合金具有相变过程的多样性, 因此热处理

工艺对合金组织及性能的影响非常大^[5]。固溶时效作为钛合金强化的一种典型的热处理方法, 其原理就是通过固溶处理使可溶组分完全溶入到固溶体中, 淬火后形成过冷亚稳 β 相, 在随后的时效过程中这种亚稳 β 相会发生分解析出弥散的第二相引起强化。王晓燕等^[6]研究了初生及次生 α 相对 Ti-1023 合金拉伸性能和断裂韧性的影响, 结果表明: 在固溶条件下, α_p 相体积分数减少, 材料强度降低。在固溶时效条件下, α_p 相体积分数减少, 材料强度和断裂韧性升高; 时效过程析出的 α_s 相可明显影响材料的力学性能; 减少 α_p 的体积分数, 控制合适的

α_s 相数量和尺寸并尽可能减少连续晶界 α 相和尺寸, 可以获得较高的强塑性匹配。鹿超龙等^[7] 研究了固溶时效处理对 TB6 钛合金组织的影响, 结果表明: TB6 钛合金在相变点以下固溶处理, 温度越高, α 相溶解越彻底, α'' 相含量越多; 固溶处理温度高于相变点温度时, 随着温度的升高, α'' 相数量减少, 显微组织几乎全为 β 相且晶粒尺寸增大; 当固溶温度接近相变点时, 固溶处理后的显微组织大部分为 β 相和 α'' , 有利于之后的时效处理; 空冷时冷却速度较慢, 析出的 α 相尺寸较大, 由于过冷度小, β 相转化为 α'' 过程可能被抑制, 让 β 相转变为更多的 α 相, 随着空冷时间的延长, 组织会更加均匀。目前虽然对 TB6 钛合金固溶时效制度研究较多, 但为了能够得到更加便于分析对比的实验数据而设置的固溶时效温度区间跨度较大, 而对于更贴近实际生产应用的小范围内改变固溶时效温度对 TB6 合金组织及性能的影响研究不多。本文旨在通过小范围内改动固溶时效温度, 研究 TB6 钛合金棒材显微组织与力学性能的变化规律, 以期获得热处理工艺与合金棒材的组织、强度、塑性、断裂韧性的最佳匹配方案, 为该合金棒材实际生产做参考。

实验材料和方法

实验材料

实验用料为经 3 次真空自耗电弧炉熔炼制备的规格为 $\phi 620$ mm 的 TB6 钛合金铸锭, 采用 ICP (电感耦合等离子体发射光谱仪) 测试铸锭化学成分见表 1, 成分满足 AMS4984F 标准的要求, 用金相法测得该铸锭的 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点为 $800\sim 805$ $^{\circ}\text{C}$ 。

表 1 TB6 铸锭化学成分 (质量分数) %

Al	V	Fe	C	N	H	O	Si	Y	Ti
3.16	10.06	1.77	0.012	0.005	0.001	0.117	0.013	0.005	余量

铸锭采用高温锻造+低温锻造+高温锻造工艺进行多次锻造, 经过充分的塑性变形后锻造成规格为 $\phi 140$ mm 的 TB6 钛合金棒材, 棒材的锻后宏观组织与微观组织如图 1 所示。宏观组织无裂纹、折叠、气孔、偏析、金属或非金属夹杂及其他目视可见的冶金缺陷, 无肉眼可见的清晰粗大晶粒。微观组织由等轴的初生 α 相、 β 转变组织 (次生 α) 和残

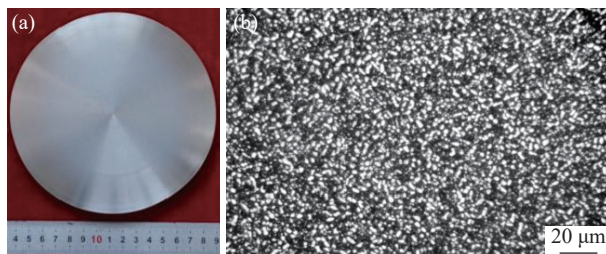


图 1 TB6 钛合金棒材热加工态宏观组织 (a) 与微观组织 (b)

余 β 相构成。

实验方法

根据 AMS4984F 标准中的热处理制度要求: 在相变点以下 $33\sim 56$ $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行固溶处理, 保温时间不少于 30 min, 水冷; 在 $482\sim 524$ $^{\circ}\text{C}$ 范围内进行时效处理, 保温时间不少于 8 h, 空冷。研究了不同固溶时效制度对 TB6 钛合金棒材显微组织、室温拉伸性能以及断裂韧性的影响。

为保证实验结果的一致性, 室温拉伸试样取样方向为弦向 (见图 2), 显微组织检测方向为纵向, 断裂韧性 (K_{IC}) 取样方向为 C-R 向 (见图 3)。热锻完成后采用 H-5550 型带锯床在规格为 $\phi 140$ mm 的 TB6 钛合金棒材上切取 30 mm 长的试样棒, 根据表 2 所列热处理制度利用马弗炉对试样棒进行热处理实验, 每个试样棒热处理完成后切取弦向拉伸试样和 C-R 向断裂韧性试样, 室温拉伸性能满足 ASTM E8/E8M 标准的要求, 断裂韧性检测符合 ASTM E399 标准的要求。其中, 合金热处理用马弗炉的精度等级为 2 级, 采用 ICX41M 型倒置光学显微镜观察合金的显微组织, 采用 CMT5205 型万能电子拉伸试验机检测室温拉伸性能, 采用 QBG-150 型高频疲劳试验机进行断裂韧性实验。

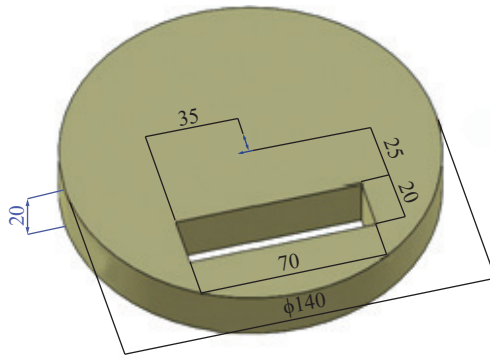


图 2 棒材弦向拉伸取样示意图 (单位 mm)

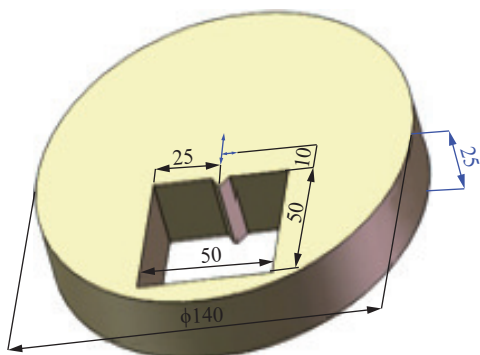
图3 棒材 C-R 向 K_{IC} 取样示意图 (单位 mm)

表2 TB6 钛合金棒材的热处理工艺制度

方案编号	固溶制度	时效制度
1 [#]	765 °C/保温1.5 h, 水冷	510 °C/保温8 h, 空冷
2 [#]	775 °C/保温1.5 h, 水冷	510 °C/保温8 h, 空冷
3 [#]	785 °C/保温1.5 h, 水冷	510 °C/保温8 h, 空冷
4 [#]	765 °C/保温1.5 h, 水冷	482 °C/保温8 h, 空冷
5 [#]	765 °C/保温1.5 h, 水冷	500 °C/保温8 h, 空冷
6 [#]	765 °C/保温1.5 h, 水冷	520 °C/保温8 h, 空冷

结果与分析

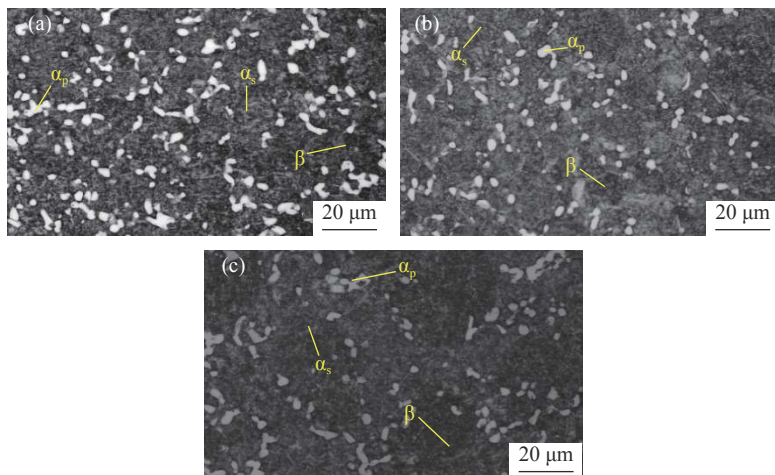
热处理制度对显微组织的影响

方案 1[#]~3[#]均采用了符合 AMS4984F 标准要求的常规固溶时效热处理制度。研究表明: TB6 钛合金在相变点以下 30~60 °C (符合 AMS4984F 标准要求) 进行固溶处理后, 既能使合金保留一定的初生 α 相 (α_p) 含量, 又能使合金中的 β 相稳定元素 Fe 和 V 元素富化, 让 β 相保持一种更加稳定的状

态。TB6 钛合金因其富含同晶型 β 相稳定元素 V 及慢共析型 β 相稳定元素 Fe, 足以使 M_s (马氏体转变温度) 值降至室温以下, 所以将不会发生马氏体转变。合金在相变温度以下 30~60 °C 固溶后快速淬火, 在保留了绝大部分 β 相 (过冷亚稳 β 相) 的同时, 会发生少量 $\beta \rightarrow \alpha''$ 相的转变以及可能形成的淬火 ω 相。在随后的时效过程中, 会发生马氏体 α'' 相及淬火 ω 相的转化、分解以及亚稳 β 相的分解, 从饱和 β 相上析出细小、弥散的次生 α 相 (α_s) [4]。

方案 1[#]~3[#]显微组织见图 4。可以看出, TB6 钛合金棒材经不同固溶温度+相同时效温度处理后, 显微组织由弥散分布的等轴 α_p 相及 β 转变组织构成, 初生 α 相在 β 相边界形核并长大, 次生 α 相存在于转变 β 基体上。随着固溶温度的提高, TB6 钛合金棒材 α_p 相含量逐渐减少。经金相分析软件检测, 当固溶温度为 765 °C 时, α_p 相体积分数为 18%。固溶温度为 775 °C 时, α_p 相体积分数为 15%, 固溶温度升至 785 °C 时, α_p 相体积分数降至 13%。但原始 β 晶粒的尺寸变化不大, 这主要是由于合金在相变点以下进行固溶处理时, α_p 相含量相比于相变点以上固溶时溶解数量要小的多, 有相当一部分 α_p 相得以保存下来。由于 α_p 相的存在, 钉扎于原始 β 基体上, 限制了再结晶后 β 晶粒的长大趋势[8]。但随着固溶温度的升高, α_p 相溶解数量增加, β 相含量也随之增加, 淬火后更多的亚稳 β 相得以形成, 经 510 °C 时效后析出的次生 α 相含量增加。

方案 4[#]~6[#]是根据 AMS4984F 标准要求确定的时

图4 不同固溶温度+相同时效温度处理后 TB6 钛合金棒材的显微组织: (a) 1[#]; (b) 2[#]; (c) 3[#]

效处理制度。钛合金的时效处理主要是为了使固溶处理后经快速淬火所获得的亚稳 β 相、马氏体 α'' 相等发生脱溶过程,析出细小弥散的次生 α 相(α_s)引起合金强化。随着时效温度的不同,析出物的数量及类型亦有差别。时效温度较低时,反应速度较慢,组织中 β 相来不及直接析出 α 相,首先会析出少量过渡型 ω 相, ω 相的存在将导致合金变硬、变脆。随着时效温度的升高,脆性 ω 相会转变为弥散均匀的 α 相,合金棒材的综合性能将会得到相应改善^[9-10]。

方案4[#]~6[#]显微组织见图5。从图4可以看出TB6钛合金棒材经相同固溶温度+不同时效温度处理后,显微组织由等轴 α_p 相、 β 转变组织以及残余 β 相构成。随着时效温度的提高,TB6合金棒材的 α_p 相含量及尺寸均变化不大,经检测 α_p 相体积分数约为20%。但 α_s 相有长大趋势,逐渐出现条状相,这种趋势随着时效温度的提高而加剧。这是因为随着时效温度的提高,加快了 α_s 相长大趋势,导致析出的 α_s 相粗化,尺寸增长变宽,且均匀化程度亦有一定的下降。

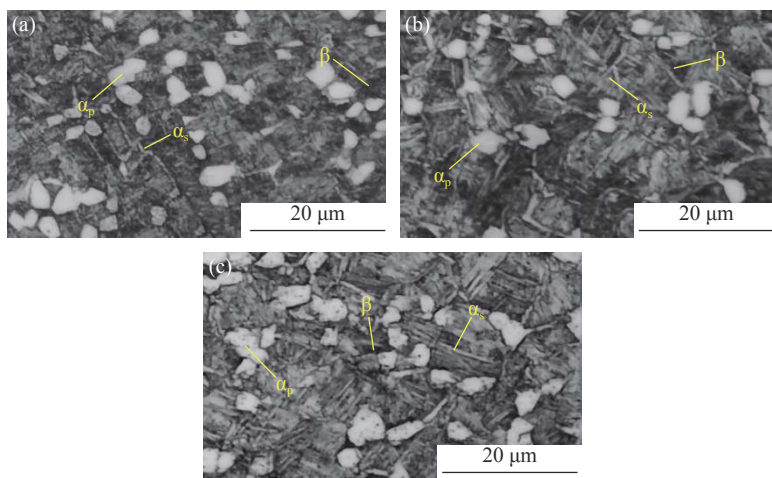


图5 同固溶温度+不同时效温度处理后TB6钛合金棒材的显微组织:(a)4[#];(b)5[#];(c)6[#]

热处理制度对拉伸性能及断裂韧性的影响

经不同热处理制度处理后TB6钛合金棒材的室温拉伸性能及断裂韧性见图6。对比方案1[#]~3[#]可以看出,TB6钛合金棒材经不同固溶温度+相同时效温度处理后,随着固溶温度的提高,合金棒材的强度增加,抗拉强度由1206升至1297 MPa,屈服强度由1110升至1205 MPa。塑性略有下降,延伸率由15%降至12.5%。断面收缩率由54%降至47%。断裂韧性降低,由41.5降至33 MPa·m^{1/2}。这主要是因为随着相变点以下固溶温度的提高,原始 β 晶粒因初生 α 相的钉扎作用导致尺寸无明显变化,但初生 α 相含量减少,初生 α 相的减少不利于晶界的协调变形,降低了合金抗裂纹萌生的能力,对变形过程的持续进行产生不利影响,降低了材料的塑性。但随着固溶温度的升高,初生 α 的溶解数量增加,初生 α 相含量减少, β 相含量增加,淬火后更多的亚稳 β 相得以形成,更多的亚稳 β 相经时效后将会使次

生 α 相的含量增加,一定数量且细小弥散的次生 α 相会使合金棒材的强度增加。而对断裂韧性而言,初生 α 尺寸越大、数量越多对断裂韧性越有利,而数量越多且细小弥散、主要起强化作用的次生 α 相对其越不利。随着固溶温度的升高,初生 α 相含量减少, α_p 相的钉扎效果减弱, β 晶粒尺寸增加,导致裂纹扩展所经过的途径减少,所以导致合金断裂韧性减少^[11]。

对比方案4[#]~6[#]可以看出,TB6钛合金棒材经相同固溶温度+不同时效温度处理后,随着时效温度的提高,合金棒材的强度下降,抗拉强度由1249降至1185 MPa,屈服强度由1143降至1080 MPa。塑性升高,延伸率由13.5%升至15.5%,断面收缩率由50%升至58%。断裂韧性由30.9升至43.8 MPa·m^{1/2}。时效温度对原子扩散过程影响较大,当时效温度较低时,理论析出温度和实际时效温度有较大的差距,这时形核驱动力较大,临界形核功较低,次生

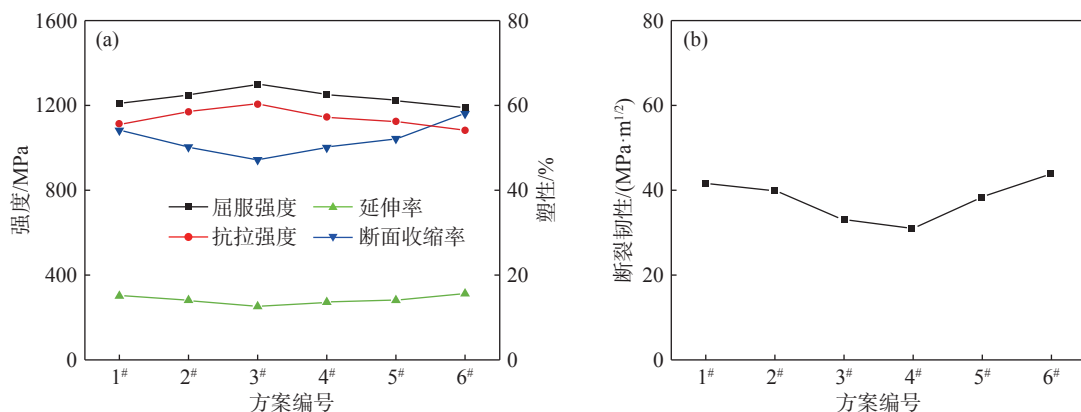


图6 不同固溶时效温度下棒材的性能: (a) 室温拉伸性能; (b) 断裂韧性

α 相容易形核, 但因时效温度低, 原子扩散速度较慢, 扩散距离较短, 不容易长大, 所以将会形成细小弥散的次生 α 相。随着时效温度的提高, 理论析出温度与实际时效温度相近, 致使形核驱动力下降, 临界形核功增加, 形核将会愈发困难, 且由于时效温度的提高, 原子扩散将会更加剧烈, 扩散速度加快, 扩散距离增加, 导致次生 α 相长大趋势将会明显, 尺寸逐渐粗化, 且致密度下降, 次生 α 相强化效果减弱, 但次生 α 相形状尖锐钝化, 使应力集中效果减弱, 起到一定的“软化”作用, 导致合金的棒材的强度下降而塑性升高^[12]。这种趋势会随着时效温度的升高进一步加剧。对于断裂韧性而言, 当时效温度较低时, 析出的次生 α 细小弥散, 使变形局部化, 导致裂纹尖端塑性区尺寸大幅度降低, 断裂韧性较低。当时效温度升高时, 裂纹尖端发射出的位错与次生 α 相的相互作用会发生改变, 裂纹尖端区域塑性得到改善, 导致断裂韧性升高^[6]。

结论

(1) TB6 钛合金棒材经不同固溶温度+相同时效温度处理后, 随着固溶温度的升高, 合金棒材显微组织中的 α_p 相含量降低, α_s 相含量增加。棒材的强度升高, 塑性降低, 断裂韧性降低。

(2) TB6 钛合金棒材经相同固溶温度+不同时效温度处理后, 随着时效温度的升高, 合金棒材显微组织中的 α_p 相含量相差不大, α_s 相逐渐粗化。棒材的强度降低, 塑性升高, 断裂韧性升高。

(3) 时效处理后亚稳 β 相析出的细小弥散的 α_s 相可以明显提高 TB6 合金棒材的强度, 这种强化

效果会随着 α_s 相含量的减少及尺寸的增加而减弱。但粗化的 α_s 相可以改善合金棒材的断裂韧性和塑性。

参考文献

- [1] Boyer R R, Briggs R D. The use of β titanium alloys in the aerospace industry. *J Mater Eng Perform*, 2005, 14(6): 681
- [2] Williams J C, Starke E A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Mater*, 2003, 51(19): 5775
- [3] Boyer R R, Kuhlman G W. Processing properties relationships of Ti-10V-2Fe-3Al. *Metall Mater Trans A*, 1987, 18(12): 2095
- [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. *稀有金属*, 2004, 28(1): 239
- [5] 黄利军, 鲍如强, 黄旭, 等. Ti-1023 钛合金细晶化和组织控制工艺研究. *稀有金属*, 2004(1): 54
- [6] 王晓燕, 刘建荣, 雷家峰, 等. 初生及次生 α 相对 Ti-1023 合金拉伸性能和断裂韧性的影响. *金属学报*, 2007(11): 1129
- [7] 鹿超龙, 杨文成, 权国政, 等. 固溶+时效处理对 TB6 钛合金组织的影响. *热加工工艺*, 2021, 50(14): 14
- [8] 张维, 王凯旋, 王涛, 等. Ti-1023 钛合金棒材组织和性能的研究. *热加工工艺*, 2013, 42(17): 117
- [9] 刘婷, 张利军, 刘小花, 等. 热处理工艺对 TB6 钛合金棒材微观组织和力学性能的影响. *热加工工艺*, 2022, 51(24): 116
- [10] 赵永庆, 洪权, 葛鹏. 钛及钛合金金相图谱. 长沙: 中南大学出版社, 2011
- [11] 李四清, 刘晶南, 王旭. 初生 α 相含量对 TC4 钛合金性能的影响//第十五届全国钛及钛合金学术交流会. 哈尔滨, 2013
- [12] 周伟, 葛鹏, 赵永庆, 等. 热处理对高强钛合金组织和性能的影响//第十二届全国钛及钛合金学术交流会. 西安, 2005

作者简介: 顾忠明 (1994—), 男, 甘肃省天水市人, 2017 年毕业于兰州理工大学, 金属材料工程专业, 本科, 助理工程师, 研究方向: 钛合金塑性成型。通信地址: 新疆哈密伊州区花园乡新疆湘润新材料科技有限公司, 邮编: 839000; E-mail: 2584674893@qq.com。