DOI: 10.3969/j.issn.1000-6826.2022.08.1101

热处理工艺对大规格 Ti6246 钛合金棒材组织与性能的影响

Effect of Heat Treatment Process on the Microstructure and Properties of Large-size Ti6246 Titanium Alloy Bar

供稿|顾忠明，张起，乔恩利，田鹏飞 / GU Zhongming, ZHANG Qi, QIAO Enli, TIAN Pengfei

内容导读

选取大规格 Ti6246 钛合金棒材，分别采用双重固溶+单重时效（工艺 A，精准控制各相组织的含量、形态与尺寸，以得到可控的混合组织）、单重固溶+单重时效（工艺 B，将固溶形成的不稳定相进行分解，强化合金力学性能）、单重固溶+双重时效（工艺 C，使组织中 α 相更加均匀细小，并增加分布弥散性，以获得更好的综合性能）三种热处理工艺对棒材进行热处理，研究热处理工艺、显微组织、拉伸性能三者之间关系。结果表明：经工艺 B 处理后，合金呈现等轴组织形貌，其强度性能最佳。经工艺 C 处理后，合金组织由片状 α 相、等轴 α 相以及次生 α 相 3 种形态构成，其塑性性能最佳。经综合比较，考虑到强塑性匹配，确定本试验中最佳热处理工艺为工艺 C 中的 870 °C/1 h，水淬；585 °C/8 h，空冷+590 °C/2 h，空冷。

钛及钛合金作为继金属铝和金属铁之后的“第三金属”，在地壳中储量丰富，与其它金属相比，钛及钛合金具有高比强度、低密度、高耐热性、无磁性、低热膨胀系数、高的耐腐蚀性能以及良好的生物相容性能等诸多优点，是航空航天器轻量化和提高其综合性能的绝佳用材[1]。钛及钛合金应用水平是体现飞行器先进程度的一个重要参考指标。如波音 757 客机的钛合金用量占整个结构质量的 5%，用量高达 3640 kg。麦道公司生产的 DC10 飞机，钛合金用量达 5500 kg，占结构质量的 10%。与此同时，钛合金大量在航空发动机中使用，一般占结构总质量的 20%~30%，主要用于制造压气机部件。20 世纪 80 年代和 90 年代，钛合金在飞机和发动机中的用量大幅度提高。美国的第四代战斗机 F22 的用钛量占全机质量的 41%，其动力装置 F119 发动机的用钛量占总质量的 36%。钛合金已成为现代飞机和发动机不可缺少的结构材料之一[2]。

Ti6246 钛合金（Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo）是一种高 Mo 含量的高温钛合金，该合金具有良好的热加工性能，合金的长期使用温度在 420 °C 左右，短期使用温度可达 540 °C[3]，可用于制造航空发动机的风

作者单位：新疆湘润新材料科技有限公司，新疆　哈密　839000

扇盘、压气机盘件、叶片等厚截面结构件，具有良好的应用前景[4–5]。由于 Ti6246 钛合金中含有质量分数 6% 的强 β 稳定元素 Mo，使得合金的力学性能对热处理制度非常敏感[6]。本文旨在通过研究规格为 ϕ200 mm 的 Ti6246 钛合金棒材在不同热处理制度下的显微组织与力学性能的变化规律，以期获得热处理制度与棒材综合性能的最佳匹配方案，作为该合金棒材后续生产的参考方案。

实验材料与方法

所用材料为新疆湘润熔铸厂 3 次真空自耗电弧炉熔炼制备的规格为 ϕ650 mm 的 Ti6246 钛合金铸锭，采用电感耦合等离子体光谱仪（ICP）测试铸锭化学成分（见表 1），符合 AMS 4981H 同时满足 GB/T 3620.1 标准的要求，用金相法测得该铸锭的 (α+β)/β 相变点为 975~980 °C。

铸锭先在 β 相区进行开坯锻造，开坯锻造采用镦拔工艺，总锻比大于 6，将原始铸态组织充分破碎。然后在 α+β 两相区采用镦拔与常规拔长相结合的工艺方案进行锻造，总锻比大于 12，经过充分均匀的塑性变形，最终锻造成规格为 ϕ200 mm 的大规格 Ti6246 钛合金棒材。

表 1　铸锭化学成分（质量分数）　%

位置	Al	Mo	Sn	Zr	Fe	O	C	N	H
头	6.03	6.20	2.18	4.21	0.019	0.127	0.015	0.004	0.001
中	5.98	6.10	2.17	4.27	0.019	0.129	0.014	0.004	0.001
底	5.84	6.08	2.15	4.22	0.018	0.131	0.015	0.004	0.001

图 1 为 Ti6246 钛合金棒材头、底部锻后中心位置金相组织，由图 1 可知，合金棒材头、底部的原始金相组织均为典型的等轴组织，该组织由两部分构成，分别为初生 α 相和 β 转变组织，初生 α 相形貌以等轴状为主，并有少量长条状 α 相，而 β 转变组织由次生 α 相以及残余 β 相构成，次生 α 相形貌为细针状，残余 β 相位于次生 α 相之间。由图 1 可以看出合金棒材头、底部位组织均匀、一致性好，不同部位各向异性小。

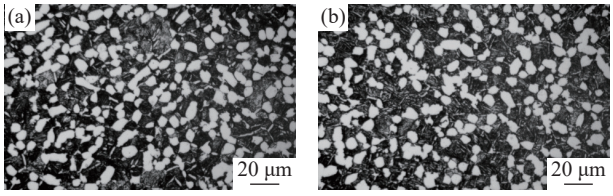

图 1　合金棒材原始金相组织: (a) 头部; (b) 底部

图 2 为 Ti6246 钛合金棒材头、底部锻后宏观组织，由图 2 可以看出，棒材头、底部低倍组织无裂纹、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。

从图 1、图 2 棒材锻后高、低倍组织可以看出，经常规锻造生产的 Ti6246 钛合金棒材不同部位组织均匀，中心部位锻透性好，工艺方案达到了预期效果。

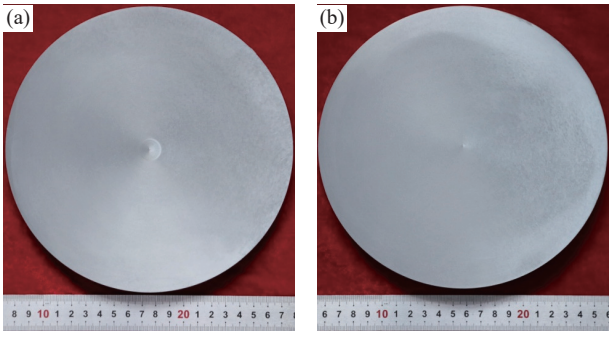

图 2　合金棒材原始宏观组织: (a) 头部; (b) 底部

为充分挖掘合金的潜力，探究固溶时效制度对合金性能的影响，通过热处理将合金性能调整到最优，因此采用“高温固溶+低温固溶+低温时效”、“低温固溶+低温时效”、“低温固溶+低温时效+高温二次时效”3 种工艺思路开展热处理试验。具体热处理制度见表 2，其中 WC 为水淬，AC 为空冷。

为保证试验结果的一致性，同时检测棒材心部的锻透性，在棒材中心位置取样，室温拉伸试样取样方向为棒材纵向，金相组织检测方向为棒材横向。首先从棒材本体上切取 ϕ200 mm×70 mm 试样坯，然后在试样坯中心部位用线切割掏取直径为 ϕ40 mm×70 mm 试样棒，采用表 2 的热处理制度利用马弗炉对试样棒进行热处理，热处理完成后在

表 2　实验所用热处理制度

热处理制度	热处理编号	固溶制度	时效制度
工艺A	1#	890 °C/1 h，WC+870 °C/1 h，WC	560 °C/8 h，AC
	2#	945 °C/1 h，WC+870 °C/1 h，WC	560 °C/8 h，AC
	3#	965 °C/1 h，WC+870 °C/1 h，WC	560 °C/8 h，AC
工艺B	4#	870 °C/1 h，WC	560 °C/8 h，AC
	5#	870 °C/1 h，WC	570 °C/8 h，AC
	6#	870 °C/1 h，WC	580 °C/8 h，AC
工艺C	7#	870 °C/1 h，WC	585°C/8 h，AC+590 °C/2 h，AC
	8#	870 °C/1 h，WC	585°C/8 h，AC+600 °C/2 h，AC
	9#	870 °C/1 h，WC	585°C/8 h，AC+610 °C/2 h，AC

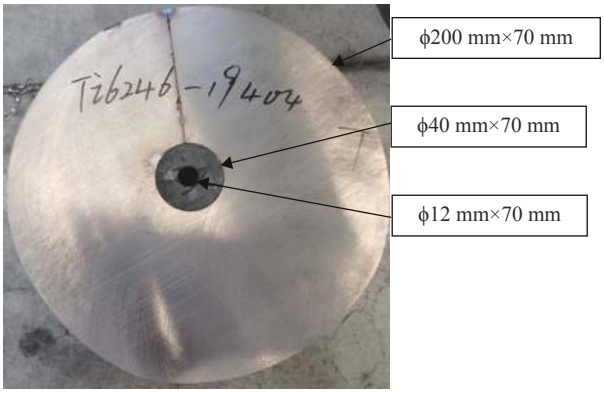

图 3　取样示意图

ϕ40 mm 试样棒中心用线切割掏取 ϕ12 mm×70 mm 试样进行纵向力学性能检测（取样方法见图 3）。室温力学性能检测完成后在试样端面进行横向显微组织检测，室温拉伸性能的检测执行 ASTM E8/E8M-2016a 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金相组织，采用 CMT5205 型万能电子拉伸试验机检测室温拉伸性能。

结果与分析

不同热处理制度对合金棒材显微组织的影响

图 4~6 为 Ti6246 钛合金棒材采用表 2 中的热处理制度进行热处理后得到的显微组织。研究表明，Ti6246 合金在单相区及 α+β 两相区经固溶处理后快速入水水冷，因该合金中 β 稳定元素含量高，会发生 β→α"转变以及少量亚稳 β 相的形成。时效后会发生马氏体 α"相的转化、分解以及亚稳 β 相的分解，析出细小、弥散的次生 α 相[7]。

从图 4 可以看出，经工艺 A 处理后的显微组织，随着第一阶段固溶温度的升高，初生 α 相含量

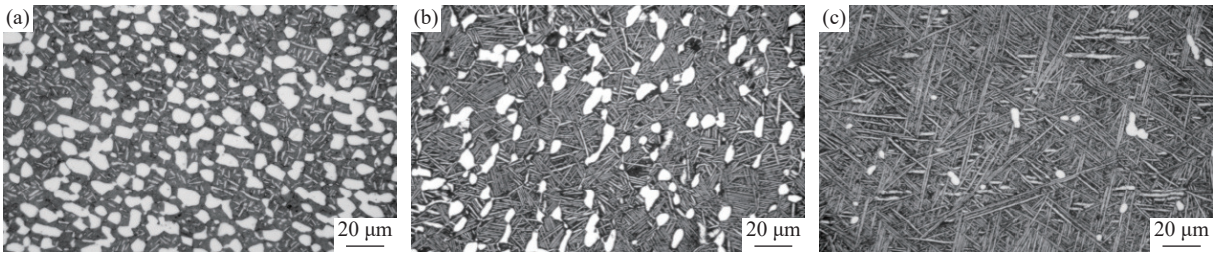

图 4　工艺 A 处理后试样显微组织: (a) 1#; (b) 2#; (c) 3#

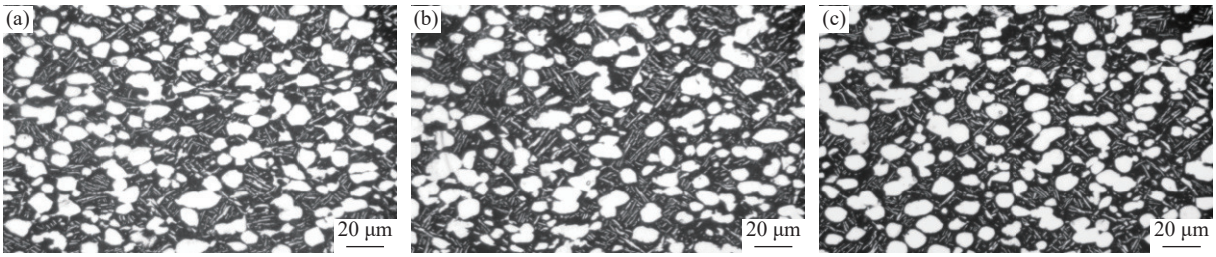

图 5　工艺 B 处理后试样显微组织: (a) 4#; (b) 5#; (c) 6#

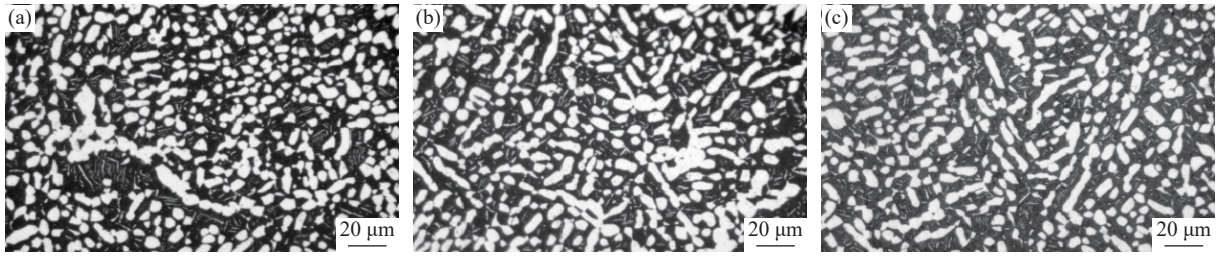

图 6　工艺 C 处理后试样显微组织: (a) 7#; (b) 8#; (c) 9#

明显下降，固溶温度为 890 °C 时，初生 α 相体积分数为 38%，固溶温度为 945 °C 时，初生 α 相体积分数降至 13%，固溶温度升至 965 °C 时，初生 α 相体积分数仅剩 2%。次生 α 相含量增加，尺寸增长变宽，且越接近 (α+β)/β 相变点，显微组织则由原来的等轴组织变成细长的针状组织。因此调整高温固溶温度对合金棒材的显微组织的形貌有明显的影响。

从图 5 可以看出，经工艺 B 处理后的显微组织为典型的等轴组织，由初生 α 相和 β 转变组织（次生 α 相）组成，初生 α 相形貌以等轴状为主。固溶温度一定的条件下，随着时效温度的增高，初生 α 相尺寸以及数量均无明显变化，初生 α 相体积分数在 35% 左右，平均晶粒尺寸约为 8 μm。次生 α 相仅有微弱的长大趋势，因此，仅通过小范围内调整时效温度对合金棒材显微组织形貌的影响并不明显。

从图 6 可以看出，采用工艺 C 处理后的显微组织由拉长的片状 α+少量的等轴 α 以及板条状次生 α 组成，初生 α 相体积分数为 45% 左右。相较于只进行一次时效的显微组织（见图 5），二次时效后合金显微组织在形态上有较为明显的变化，这主要因为随着二阶段高温时效的进行为晶体的再结晶提供畸变能量，晶粒内部发生了新晶粒重新形核和长大过程，随着第二阶段时效温度的升高，初生 α 相尺寸以及数量变化不明显，但次生 α 相有长大趋势。所以调整二次时效温度对合金棒材显微组织的影响不大。

合金棒材经不同热处理制度处理后的显微组织对比分析，发现在原“低温固溶+低温时效”制度的基础上，增加高温固溶及高温二次时效均能明显的改变棒材显微组织形貌特征。

不同热处理制度对棒材室温拉伸性能的影响

Ti6246 钛合金棒材经不同热处理制度下的室温拉伸性能如图 7~9 所示。从图 7 可以看出，经工艺 A 处理后的合金棒材，图中随着第一阶段固溶温度的升高，棒材的强度以及塑性均呈现下降趋势，尤其是塑性的下降趋势很大，延伸率（A）由 10% 降至 5%，断面收缩率（Z）由 24% 降至 12%。在钛合金塑性变化过程中，其塑性主要由初生 α 相的形貌和尺寸所决定，而强度则主要由 β 转变相/次生 α 相含量以及尺寸所控制[8]。当第一阶段固溶温度为 890 °C 时，合金的显微组织由等轴初生 α 相和 β 基体析出的细针状次生 α 相组成，弥散分布的细针状次生 α 可以有效阻碍位错的滑移和攀移，从而起到强化作用[9]。随着第一阶段固溶温度升至 965 °C，合金的显微组织由原来的细小的等轴组织变为细长的针状组织，初生 α 相体积分数由 38% 迅速减少至 2%，次生 α 相形貌明显增长变宽，严重弱化了次生 α 相的强化作用，从而导致合金强度及塑性均呈现下降趋势。

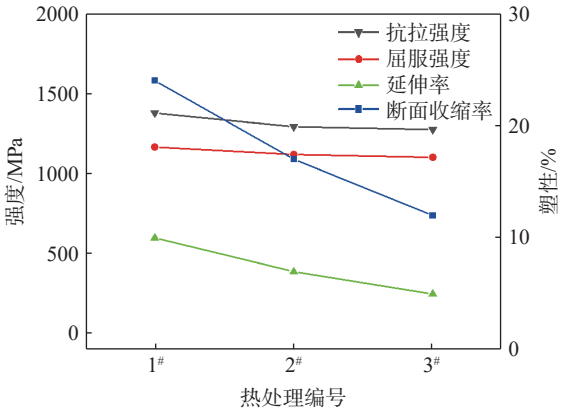

图 7　工艺 A 处理后室温拉伸性能

从图 8 可以看出，经工艺 B 处理的合金棒材，图中随着时效温度的升高，棒材的强度呈现下降趋势，而塑性逐渐升高，这是由于固溶温度一定时，初生 α 的含量变化不大，但随着时效温度的提高，次生 α 相的尺寸逐渐粗化，次生 α 相强化效果下降，但其形状尖锐钝化，使应力集中效果减弱，起到一定的“软化”作用[10]。故而合金抗拉强度（R_m）由 1366 MPa 降至 1321 MPa，屈服强度（$R_{p0.2}$）由

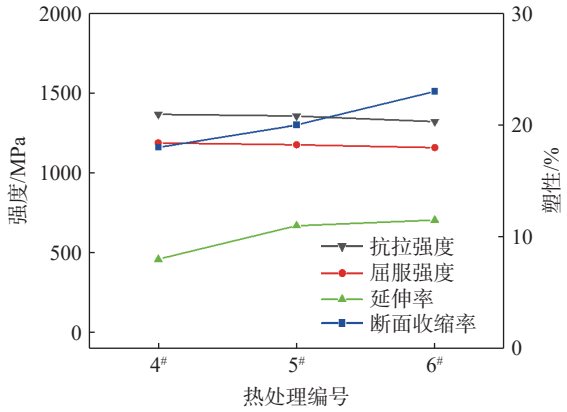

图 8　工艺 B 处理后室温拉伸性能

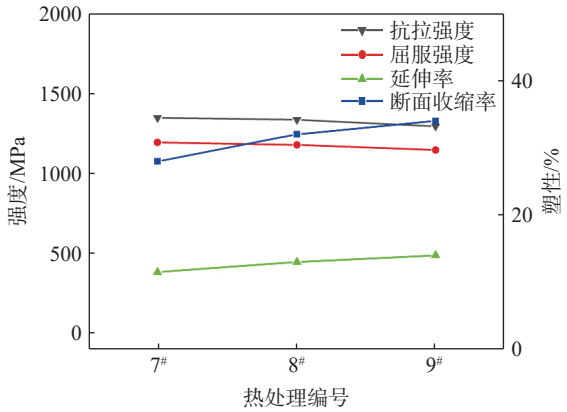

图 9　工艺 C 处理后室温拉伸性能

1188 MPa 降至 1158 MPa。延伸率（A）由 8% 升至 11.5%，断面收缩率（Z）由 18% 增至 23%。

从图 9 可以看出，经工艺 C 处理的合金棒材，图中随着二次时效温度的升高，强度呈现下降趋势，塑性提高。这是由于进行二次时效后，晶体内部发生回复再结晶过程，此过程通过原子扩散来实现，随着时效温度的升高，原子的扩散速度加快，扩散距离增加，这种趋势随着时效温度的升高将会愈发明显。初生 α 相颗粒间出现短棒状的晶界 α 相。随着二次时效温度提高，次生 α 相的数量增加，尺寸明显粗化，短棒状的晶界 α 相也不断加粗，并呈连续分布状态，初生 α 相含量及尺寸并无明显变化，导致合金强度下降，塑性升高。这与试验结果相吻合。随着二次时效温度的升高，合金抗拉强度（R_m）由 1347 MPa 降至 1294 MPa，屈服强度（$R_{p0.2}$）由 1194 MPa 降至 1147 MPa。而塑性反之，延伸率（A）由 11.5% 升至 14%，断面收缩率（Z）由 28% 增至 34%。

结束语

（1）经常规锻造生产的大规格 Ti6246 钛合金棒材，在原有工艺 B 制度的基础上，增加高温固溶及高温二次时效均能明显的改变棒材的显微组织形貌特征，而在同一固溶温度下，小范围内改变时效温度对棒材显微组织的影响不大。但合金的室温拉伸性能对热处理制度非常敏感。

（2）经常规锻造生产的大规格 Ti6246 钛合金棒材，利用工艺 B 制度处理后，可使合金棒材得到较为理想的强度和显微组织形貌。利用工艺 C 制度处理后的合金棒材可获得更加优异的塑性。

（3）经 870 °C/1 h，WC+585 °C/8 h，AC+590 °C/2 h，AC 处理后的合金棒材，抗拉强度可以达到 1347 MPa，屈服强度可以达到 1194 MPa，延伸率为 11.5%，断面收缩率为 28%，得到较为理想的强塑性匹配。

参考文献

[1] Chang L, Zhou B B, Ma T H, et al. The difference in low cycle fatigue behavior of CP-Ti under fully reversed strain and stress controlled modes along rolling direction. *Mat Sci Eng A*, 2019, 742: 211
[2] 赵永庆，陈永楠，张学敏，等. 钛合金相变及热处理. 长沙：中南大学出版社，2012
[3] Gerhard W, Boyer R R, Collings E W. Materials properties handbook: titanium alloys. Ohio: ASM, 1994
[4] 张喜燕，赵永庆，白晨光，等. 钛及钛合金应用. 北京：化学工业出版社，2005
[5] Evans W J, Jones J P, Williams S. The interactions between fatigue, creep and environmental damage in Ti6246 and Udimet 720Li. *Int J Fatigue*, 2005, 27(10/12): 1473
[6] 许国栋，王凤娥. 高温钛合金的发展和应用. 稀有金属，2008，32(6)：774
[7] 王国强，赵子博，于冰冰，等. 热处理工艺对 Ti6246 钛合金组织与力学性能的影响. 材料研究学报，2017，31(5)：352
[8] 李亚非，王卫东，和永岗，等. 新型材料 TC8-1 棒材显微组织及热处理工艺. 金属热处理，2014，39(6)：84
[9] 张亚峰，张明玉，岳旭，等. TA1 纯钛板材组织和拉伸过程分析. 金属世界，2023(6)：73
[10] 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，甘肃天水人，2017 年毕业于兰州理工大学，金属材料工程专业，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。