

# 热处理工艺对不同组织类型的 Ti6321 合金板坯组织与性能的影响

杨胜利<sup>1</sup>, 孙二举<sup>1</sup>, 刘向前<sup>1</sup>, 宋德军<sup>1</sup>, 陶欢<sup>1</sup>, 张楠<sup>1</sup>, 李渤渤<sup>2</sup>, 郁炎<sup>1</sup>

(1. 中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471039)

(2. 洛阳双瑞精铸钛业有限公司, 河南 洛阳 471039)

**摘要:** 结合力学性能测试和 OM、SEM 分析, 研究了不同板坯组织类型和热处理工艺对 Ti6321 合金组织与性能的影响。结果表明: 合金板坯的组织类型对轧制板材的组织与性能状态具有显著影响, 经相同工艺轧制后, 等轴组织板坯形成双态组织板材, 魏氏组织板坯形成等轴组织板材。 $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以下热处理, 等轴组织板坯制备板材的纵、横向的屈服强度和抗拉强度低于魏氏组织板坯制备板材对应方向的强度, 延伸率和冲击功则相反; 随加热温度的升高, 不同板坯组织制备的板材其屈服强度、抗拉强度略有降低, 冲击功则急剧升高。高于 $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点热处理, 2 种合金的拉伸性能和冲击功均明显下降。合金板材在  $\alpha+\beta$  两相区热处理过程, 初生  $\alpha$  相对温度的敏感性高于对保温时间的敏感性。随着温度的升高, 初生  $\alpha$  相含量急剧下降, 而次生片状  $\alpha$  相含量明显增加。Ti6321 合金板材适宜的热处理工艺为: (940~980 °C)/(2~3) h。

**关键词:** Ti6321 合金; 板坯组织; 热处理; 冲击功

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2020)03-1002-07

Ti6321 钛合金, 其名义化学成分为 Ti-6Al-3Nb-2Zr-0.8Mo, 是一种中等强度级别的近  $\alpha$  钛合金。该合金是我国自行研制的 785 MPa 级的耐蚀可焊结构钛合金, 它具有优良的耐海水腐蚀性能、较高的冲击韧性和断裂韧性、以及良好的工艺性能, 在深海承压装备和舰船构件方面具有广泛的应用<sup>[1-5]</sup>。船舶、深潜器的服役环境复杂, 常受到持续的动载和瞬时冲击, 如海浪、海上漂浮物和礁石等的冲击<sup>[6-8]</sup>。因此, 为保证 Ti6321 合金使用的可靠性, 实现其强度、塑性和冲击韧性具备良好的匹配<sup>[9-11]</sup>, 常需对热变形之后的 Ti6321 合金板材进行热处理。钛合金板材轧制采用的板坯, 一般是通过多火次锻造成形, 然后经机加工形成, 锻造板坯的组织类型是否对合金后续轧制板材的组织与性能具有“遗传性”的影响, 目前尚未明确, 国内学者针对有关热处理对 Ti6321 合金组织与性能影响也鲜有报道。

本研究通过对 2 种组织类型的 Ti6321 合金板坯进行热加工和不同工艺的热处理, 研究不同组织类型的板坯轧制过程其组织与性能的演变过程, 分析原始板坯组织类型和热处理工艺对板材组织与性能的影响规律, 以

及引起不同板材性能差异的原因, 为 Ti6321 合金板材工业化制备及其组织与性能控制提供可靠的理论依据。

## 1 实验

试验用 Ti6321 合金采用 3 次真空自耗电弧炉熔炼而成。升温金相法测得合金铸锭的 $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点为 990~1000 °C。合金铸锭经多火次锻造加工后形成 2 个板坯 1#和 2#, 1#和 2#板坯的金相组织分别呈等轴组织和魏氏组织, 如图 1 所示。分别对 1#和 2#板坯进行工艺相同的两火次轧制, 最终制备成 20 mm 厚的板材, 板材不同制备阶段的编号如表 1 所示。之后对板材分别进行 900、920、940、960、980 和 1020 °C, 保温时间均为 80 min 的热处理, 冷却方式为空冷。

合金金相测试在 DSM-III-104 便携式金相显微镜和 ZEISS Observer Z1.m 金相显微镜上进行, 分别测试板材纵向(L)和横向(T) 2 个方向的室温拉伸性能和冲击性能, 室温拉伸试验在 SINTECH20/G 材料试验机上进行, 执行标准为 GB/T 228.1-2010。室温 V 型缺口冲击试验在 ZBC2302-B 摆锤式冲击试验机上进行, 执行标准为 GB/T 229-2007。

收稿日期: 2019-03-15

基金项目: 装发部装备预研领域基金 (61400040402)

作者简介: 杨胜利, 男, 1986 年生, 博士, 高级工程师, 中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471039, 电话: 0379-67256994, E-mail: bravictors@126.com

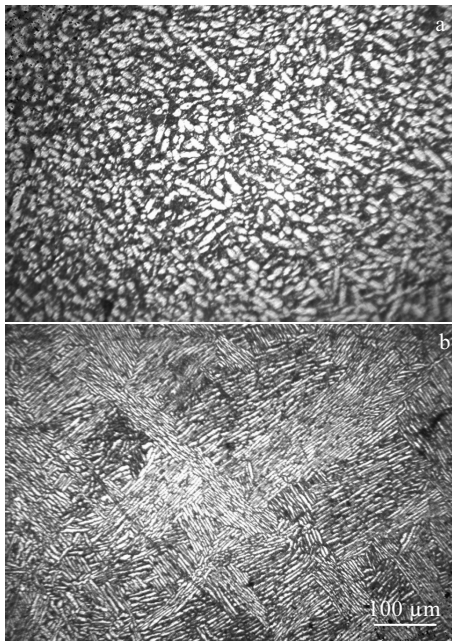


图 1 板坯金相组织

Fig.1 Metallographic structure of slab: (a) 1# and (b) 2#

表 1 试样编号

Table 1 Number of sample

Slab	After the first rolling	After the second rolling
1#	1#-1	1#-2
2#	2#-1	2#-2

## 2 结果与讨论

### 2.1 轧制工艺的影响

图 2 和图 3 分别为 1#和 2#板坯经第 1 火次和第 2 火次轧制后板材金相组织。对比图 1a 和图 2a 可以看出, 1#等轴组织板坯经第 1 火次轧制后,  $\alpha$  相被拉长, 数量减少, 其组织为部分变形伸长的  $\alpha$  相和少量晶间  $\beta$  相, 以及细小片状的次生  $\alpha$  相。对比图 1b 和图 2b 可以看出, 2#魏氏组织板坯经第一火次轧制后, 板材组织为片状  $\alpha$  相和少量晶间  $\beta$  相。图 3 为 1#和 2#板材经第 2 火次轧制后金相组织。由图 3a 可以看出, 1#板坯经 2 火次轧制后形成双态组织, 即  $\beta$  转变组织的基体上分布着互不相连的初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织中的片状  $\alpha$  相。由图 3b 可以看出, 2#板坯经第 2 火次轧制后形成变形的等轴组织, 即初生的等轴  $\alpha$  相、拉长  $\alpha$  相和含片状  $\alpha$  相的转变  $\beta$  相。

上述分析表明, 板坯的组织类型对合金后续轧制板材的组织具有显著的影响。等轴组织板坯(1#, 图

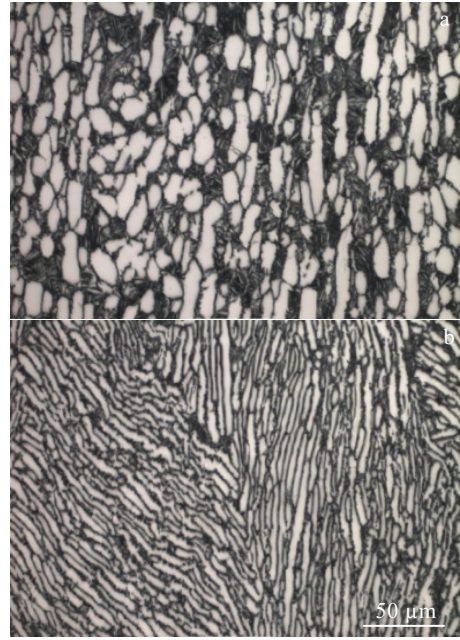


图 2 不同组织板坯经第 1 火次轧制后金相组织

Fig.2 OM images of slabs with different microstructures after the first hot rolling: (a) 1#-1 and (b) 2#-1

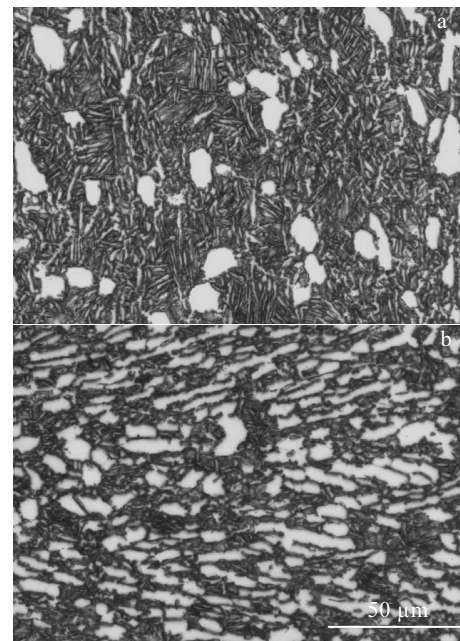


图 3 不同组织板坯经第 2 火次轧制后金相组织

Fig.3 OM images of slabs with different microstructures after second hot rolling: (a) 1#-2 and (b) 2#-2

1a)经两火次轧制后, 板材成双态组织。高温轧制过程中, 变形态的初生  $\alpha$  相具备充足的动力转变为  $\beta$  相<sup>[3]</sup>, 因此, 含有较多  $\alpha$  相的 1#等轴组织板坯, 经两火次高温轧制后, 逐步转变为少量初生  $\alpha$  相+ $\beta$  转变组织的双

态组织,如图 3a 所示。而呈魏氏组织板坯(2#, 图 1b)经两次轧制后,两火次的轧制温度均在  $\alpha+\beta$  两相区进行,2#板坯最终形成了变形的等轴组织,如图 3b 所示。

### 2.2 热处理温度的影响

图 4 为热处理温度对 1#-2 和 2#-2 合金板材纵向、横向拉伸性能和冲击韧性的影响。

由图 4a 和 4b 可以看出:(1)当温度低于合金  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点温度,随热处理温度的升高,1#-2 和 2#-2 合金板材纵向和横向的抗拉强度和屈服强度均呈现逐渐降低的趋势,但下降幅度较小;板材延伸率则随热处理温度的升高无明显变化。(2)当温度升高至  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以上,经 1020 °C 热处理处理后,除 2#-2 合金纵向抗拉强度略有升高外,1#-2 和 2#-2 合金纵向和横向的屈服强度和冲击功均出现降低,横向性能下降尤为显著。(3)在  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以下,随温度的升高,1#-2 和 2#-2 合金板材的抗拉强度、屈服强度和延伸率差值有逐渐缩小的趋势;当温度升高至  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以上,则差值迅速扩大。但 2#-2 合金纵、横向的抗拉强度和屈服强度基本都高于 1#-2 合金同方向的强度,延伸率则相反。

由图 4c 可以看出:(1)  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以下,随着热处理温度的升高,1#-2 和 2#-2 合金的冲击功均不断提高,横向(T)冲击功的提高幅度大于纵向(L)冲击功的提高幅度,且 1#-2 和 2#-2 合金的横向(T)的冲击功均始终高于其纵向(L)的冲击功。1#-2 和 2#-2 合金经 980 °C 处理后其纵向冲击功分别达 45.0 和 47.5 J,横向冲击功分别达 63.0 和 58.5 J。此外,对比还可以看出,1#-2 合金板材的纵、横向冲击功均高于 2#-2 合金板材同方向的冲击功。(2) 当温度升高至  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以上,经 1020 °C 处理后,1#-2 和 2#-2 合金纵向的冲击功急剧升高,而横向的冲击功则急剧降低。因 1#-2 和 2#-2 合金的组织都转变为魏氏组织,此时其纵、横向冲击功值均稳定在 48~52 J 之间。

图 5 为 1#-2 和 2#-2 合金经不同热处理温度处理的金相组织,分别结合两合金的轧制态金相组织(图 3 所示)对比可以看出:(1) 低于  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点温度热处理:1#-2 合金轧制态金相存在少量的初生  $\alpha$  相(图 3a),随热处理温度的提高,初生  $\alpha$  相含量无明显变化,次生  $\alpha$  相的长宽比逐渐降低,如图 5e 所示。2#-2 合金则随着热处理温度的升高,初生  $\alpha$  相含量急剧降低,变形的  $\alpha$  相逐渐等轴化, $\beta$  转变组织明显增加,如图 5f 所示。由于在  $\alpha/\beta$  相变点以上热处理,轧制态的  $\alpha$  相产生相变,转变为  $\beta$  相, $\beta$  相在随后的空冷过程产生扩散性相变,生成次生片状的  $\alpha$  相,热处理温度越高,转变  $\beta$  相量越大,从而转变为次生片状的  $\alpha$  相含量也越多<sup>[12]</sup>。(2) 高于  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点温度热处理:如图 5g 和图 5h 所示,1#-2 和 2#-2 合金板材呈粗大的原始  $\beta$  晶界和  $\beta$  晶粒内部的针状的  $\alpha$  相,为典型的魏氏体组织,此时对应的较高的强度和较低的塑性。

Ti6321 合金在  $(\alpha+\beta)/\beta$  相变点以下热处理,合金组织同时产生再结晶的软化和次生  $\alpha$  相的强化,其中在  $\alpha+\beta$  两相区高温热处理时,再结晶的软化作用占主导地位,因此随着温度的升高,再结晶软化作用越强,合金的抗拉强度和屈服强度逐渐降低<sup>[13]</sup>。合金在受冲击载荷过程中,冲击裂纹通常在初生  $\alpha$  相界或晶间  $\beta$  组织内的  $\alpha/\beta$  界面处萌生,而  $\beta$  转变组织内的不同取向的次生  $\alpha$  相片层束集可有效阻碍冲击裂纹的扩展<sup>[14-18]</sup>。因此,1#-2 和 2#-2 合金在经 980 °C 热处理后,组织中较少的初生  $\alpha$  相以及大量不同取向的次生  $\alpha$  片的产生均有效地提高了板材的冲击韧性。对比 1#-2 合金和 2#-2 合金轧制态金相,以及 900~980 °C 热处理后的金相,如图 3 和图 5 所示,可知前者初生  $\alpha$  相的含量比后者同条件下的初生  $\alpha$  相含量低,前者纵、横向的冲击功值高于后者同方向的冲击功值,且随着热处理温度的降低,由于 2#-2 合金中初生  $\alpha$  相减少和次生片状  $\alpha$  相的增加,1#-2 合金和 2#-2 合金同方向的冲击功差值不断缩小,如图 4c 所示。

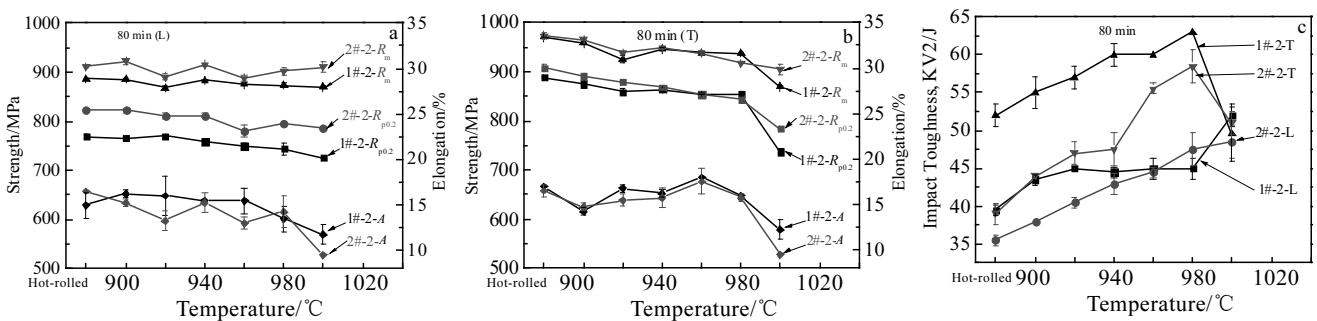


图 4 热处理温度对 1#-2、2#-2 板材拉伸性能和冲击韧性的影响

Fig.4 Effect of annealing temperature on the tensile properties and impact toughness of 1#-2 and 2#-2 sheets: (a) longitudinal tensile properties; (b) transverse tensile properties; (c) impact toughness

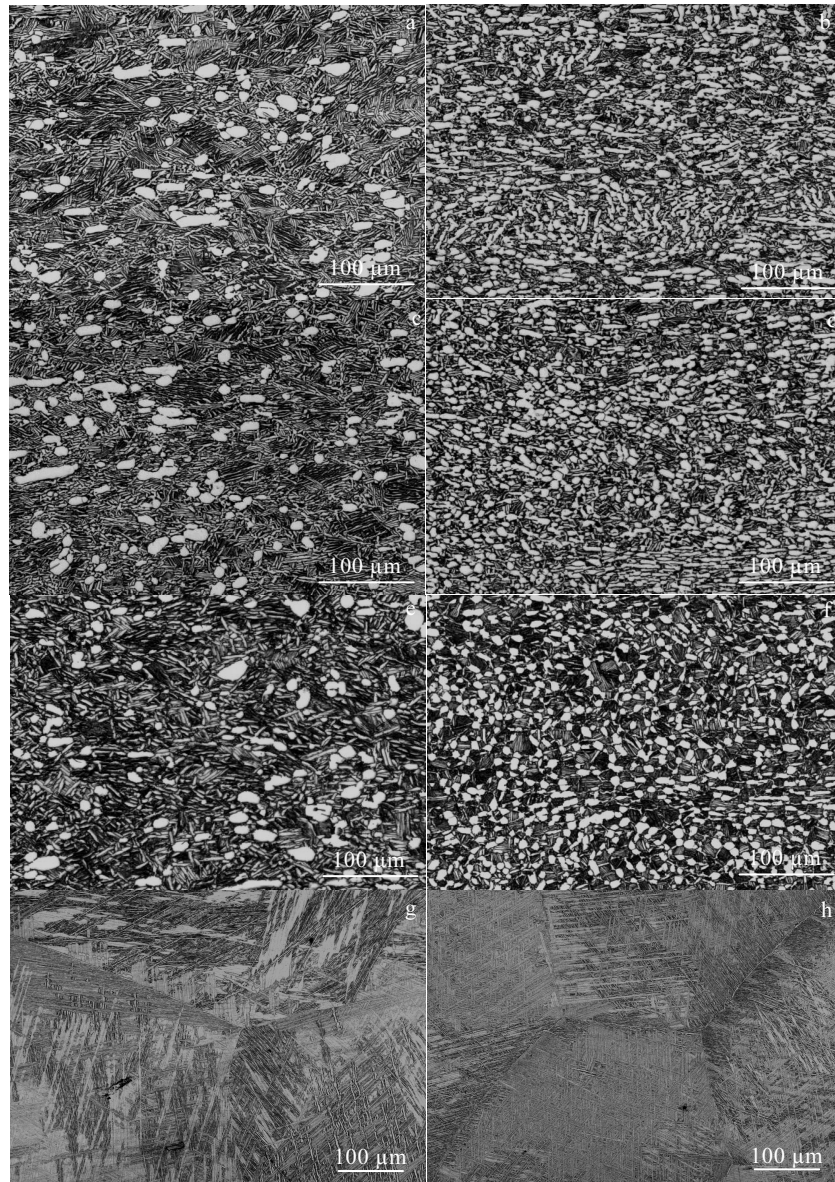


图5 经不同热处理温度处理 80 min 后 1#-2、2#-2 板材金相组织

Fig.5 OM images of 1#-2 (a, c, e, g) and 2#-2 (b, d, f, h) sheets after annealing for 80 min at different temperatures: (a, b) 900 °C, (c, d) 940 °C, (e, f) 980 °C, and (g, h) 1020 °C

当热处理温度高于 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点，经 1020 °C 热处理后，1#-2 合金和 2#-2 合金均转变为粗大的魏氏体组织，晶粒的长大、片状  $\alpha$  束集大小与方向的变化等导致两合金的横向冲击功显著降低，纵向冲击功升高，两合金板材纵、横向冲击功各向异性减小，纵、横向冲击功值最终均稳定在 48~52 J 之间，如图 4c 所示。

### 2.3 热处理时间的影响

图 6 为热处理温度 940 °C，不同保温时间对 1#-2 和 2#-2 轧制板材纵向、横向拉伸性能和冲击韧性的影响。由图 6a、6b 可以看出，温度不变，随着热处理保

温时间的延长，1#-2 和 2#-2 合金板材的屈服强度、抗拉强度、延伸率，以及冲击功均未出现产生明显的变化，2#-2 合金板材的纵、横向的屈服强度和抗拉强度均高于 1#-2 合金同方向的强度，延伸率则相反；1#-2 合金板材的纵、横向的冲击功均高于 2#-2 合金同方向的冲击功，如图 6c 所示。

图 7 为 1#-2 和 2#-2 合金经 940 °C 热处理不同保温时间的金相组织照片。可以看出，保温时间由 120 min 延长至 240 min，即随着保温时间的延长，两合金的  $\alpha$  相含量逐渐增加， $\beta$  相含量则逐渐减少。保

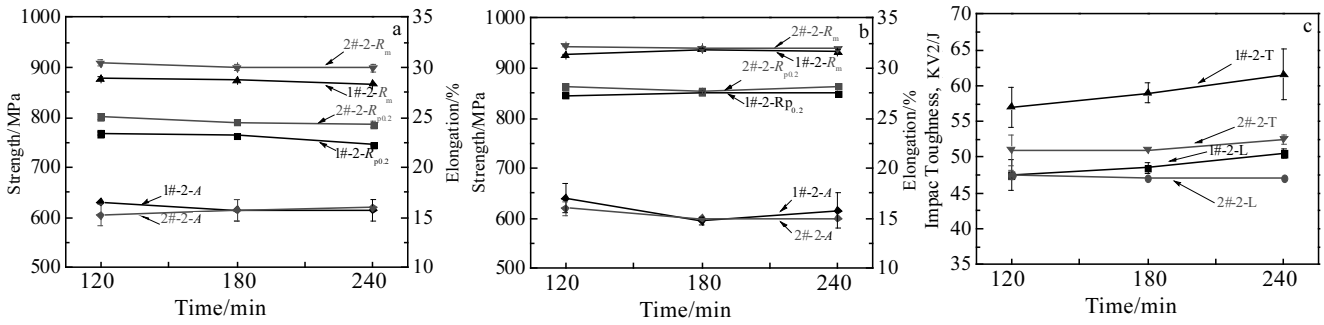


图 6 热处理温度 940 °C 保温不同时间对 1#-2、2#-2 板材拉伸性能和冲击韧性的影响

Fig.6 Effect of annealing holding time on tensile properties and impact toughness of 1#-2 and 2#-2 sheets heat treatment at 940 °C for different time: (a) longitudinal tensile properties; (b) transverse tensile properties; (c) impact toughness

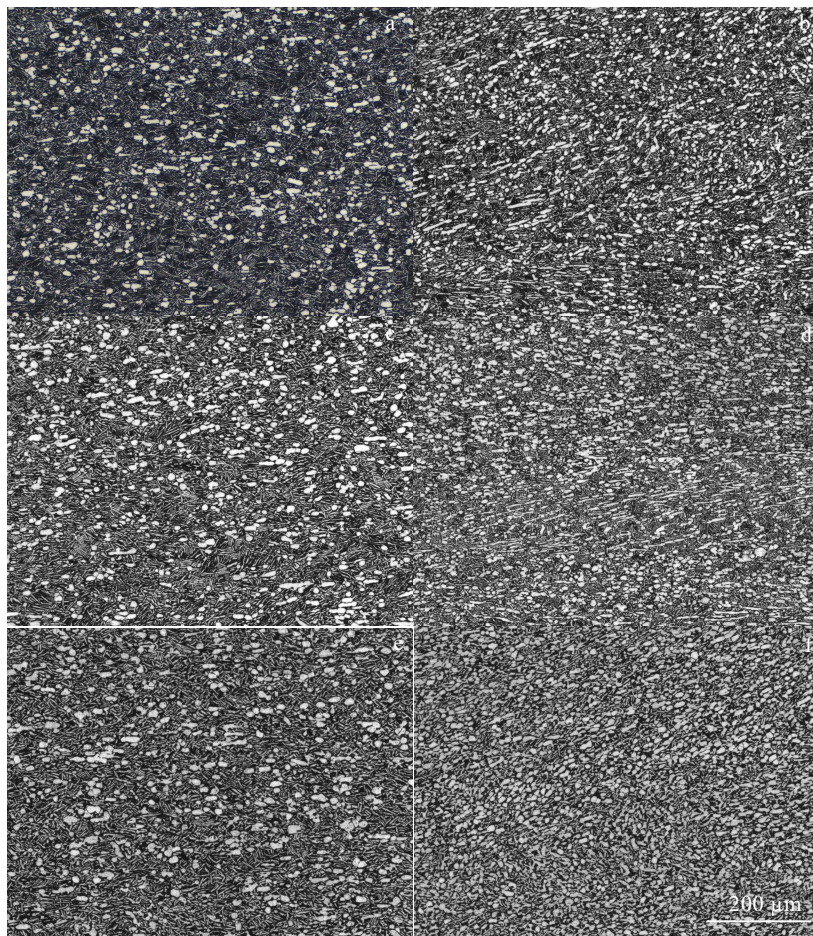


图 7 经 940 °C 不同热处理时间后 1#-2 和 2#-2 板材的金相组织

Fig.7 OM images of 1#-2 and 2#-2 sheets heat treatment at 940 °C different annealing holding time: (a, c, e) 1#-2 and (b, d, f) 2#-2; (a, b) 120 min; (c, d) 180 min; (e, f) 240 min

温时间的延长使得更多的  $\alpha$  片破碎球化, 再结晶进行的更加充分, 等轴  $\alpha$  相数量上增加, 并提供了等轴  $\alpha$  相长大充分的时间, 使得其尺寸增加。如图 7a、图 7b 所示, 1#-2 和 2#-2 合金的  $\alpha$  相均有一定拉长变形,  $\alpha$  相大小相对不均匀, 这与部分

$\alpha$  相未充分长大有关, 当保温时间延长至 240 min, 如图 7e、图 7f 所示,  $\alpha$  相数量更多, 晶粒大小更为均匀。

上述分析表明, 热处理温度不变, 热处理保温时间对 1#-2 和 2#-2 合金板材屈服强度、抗拉强度和延

伸率的影响不明显; 两合金的冲击韧性则随着保温时间的延长逐渐增加。

#### 2.4 断口裂纹扩展

图8为板材冲击断口侧面金相照片。由图8a、8b可以看出, 1#-2合金纵向冲击试样断口裂纹主要沿初生 $\alpha$ 相界或次生 $\alpha$ 相界扩展(图8a), 而横向冲击试样断口裂纹主要切过次生 $\alpha$ 相(图8b)。由图8c、8d可以

看出, 2#-2合金纵向冲击试样断口裂纹扩展与1#-2合金纵向冲击试样断口裂纹扩展相似, 也主要沿初生 $\alpha$ 相界或次生 $\alpha$ 相界扩展(图8c), 而横向冲击试样断口裂纹主要沿初生 $\alpha$ 相界或切过次生 $\alpha$ 相扩展。当裂纹扩展方向近似垂直于次生 $\alpha$ 相片层素集时, 由于阻力增加, 提高了裂纹扩展所需的能量<sup>[19,20]</sup>, 引起两合金板材纵、横向冲击功韧性的差异。

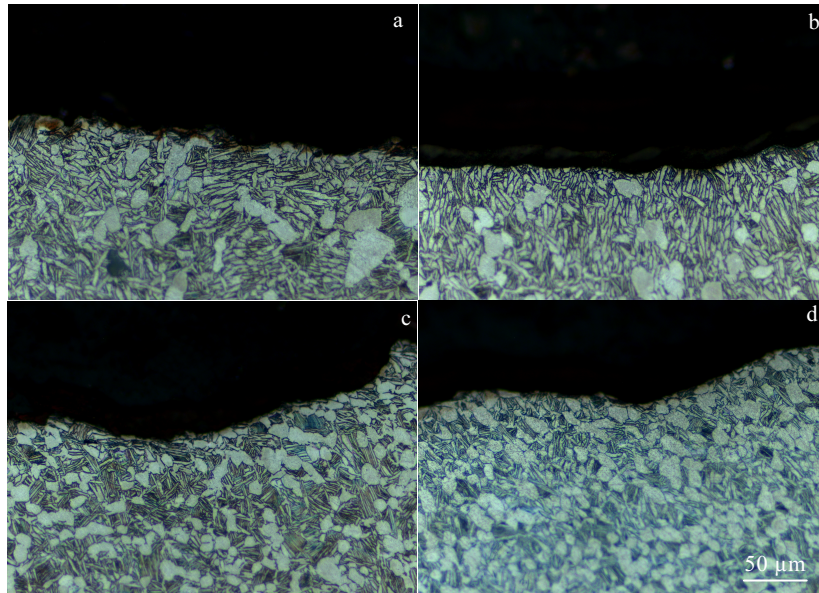


图8 1#-2和2#-2合金经980 °C/80 min处理后冲击断口裂纹金相组织

Fig.8 OM images of impact fracture cracks of 1#-2 and 2#-2 alloy treated at 980 °C for 80 min: (a, b) 1#-2; (c, d) 2#-2; (a, c) longitudinal; (b, d) transverse

### 3 结论

1) Ti6321合金板坯的组织类型对其轧制板材的组织与性能有显著影响, 经相同轧制工艺, 等轴组织板坯制备板材呈双态组织, 魏氏组织板坯制备板材呈等轴组织。 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点以下热处理, 前者板材的纵、横向的屈服强度和抗拉强度低于后者对应方向的屈服强度和抗拉强度, 延伸率和冲击功则相反。

2)  $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点以下热处理时, 随温度的升高, 合金板材的屈服强度、抗拉强度略有降低, 冲击功则急剧升高。 $(\alpha+\beta)/\beta$ 相变点以上热处理(1020 °C), 两合金板材组织均转变为粗大的魏氏体组织。2种板材适宜的热处理工艺为: (940~980 °C)×(2~3 h)。

3) 2种板材在 $\alpha+\beta$ 两相区热处理过程, 初生 $\alpha$ 相对温度的敏感性高于对热处理保温时间的敏感性。随热处理温度的升高, 初生 $\alpha$ 相含量急剧下降, 而次生片状 $\alpha$ 相含量则显著增加。

#### 参考文献 References

- [1] Huang Yu(黄瑜), Tang Huiping(汤慧萍), Jia Wenpeng(贾文鹏) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(12): 2227
- [2] Li Liang(李梁), Song Dejun(宋德军). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): 738
- [3] Shen Lihua(沈立华), Liu Yanchang(刘彦昌), Li Xiuyong(刘修勇) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展) [J], 2018, 35(1): 29
- [4] Wen Zhigang(文志刚), Wang Weiqi(王伟琪), Wang Xiaoxiang(王小翔) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(1): 647
- [5] Quan Sijia(权思佳), Song Kexing(宋克兴), Zhang Binbin(张斌斌) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(5): 44
- [6] Luo Jinhua(罗锦华), Zhu Yanli(朱燕丽), Sun Xiaoping(孙小平) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2016, 33(2): 20

- [7] Sun Jiangang(孙建刚), Hu Weimin(胡伟民), Liao Zhiqian(廖志谦) *et al.* *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2012, 4(1): 9
- [8] Yang Yingli(杨英丽), Luo Yuanyuan(罗媛媛), Zhao Hengzhang(赵恒章). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(S2): 538
- [9] Wang Qiaoli(王巧莉), Dai Chun(代春), Cheng Xiaoli(成小丽). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 10(1): 631
- [10] Chang Hui(常辉), Zhou Lian(周廉), Zhang Tingjie(张廷杰). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(9): 1505
- [11] Jiang Peng(蒋鹏), Meng Xianliang(孟宪亮), Liu Yinqi(刘茵琪) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(10): 286
- [12] Xu Wujiao(徐戊娇), Tan Yuquan(谭玉全), Gong Lihua(龚利华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(11): 2933
- [13] Xie Yingjie(谢英杰), Fu Wenjie(付文杰), Wang Ruining(王蕊宁) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 30(6): 26
- [14] Ma Fanjiao(马凡蛟), Du Yuyuan(杜予垣), Chen Haisheng(陈海生). *Metal Heat treatment*(金属热处理)[J], 2012, 37(4): 94
- [15] Li Shikai(李士凯), Xiong Baiqing(熊柏青), Hui Songxiao(惠松晓) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 2008, 29(6): 82
- [16] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. New York: Springer-Berlin Heidelberg, 2007: 243
- [17] Sauer C, Lütjering G. *Mater Sci Eng A*[J], 2001, S319-321(1): 393
- [18] Zhang Yaowu(张尧武), Zeng Weidong(曾卫东), Shi Chunling(史春玲) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(11): 2781
- [19] Hao Xiaobo(郝晓波), Zhang Qiang(张强), Li Bobo(李渤渤) *et al.* *Development and Application of Materials*(材料开发与应用)[J], 2018, 2(5): 49
- [20] Shi Chunling(史春玲), Wang Haojun(王浩军), Shi Xiaohui(石晓辉) *et al.* *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2013, 33(1): 12

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Ti6321 Alloy Slab with Different Microstructures

Yang Shengli<sup>1,2</sup>, Sun Erju<sup>1</sup>, Liu Xiangqian<sup>1</sup>, Song Dejun<sup>1</sup>, Tao Huan<sup>1</sup>, Zhang Nan<sup>1</sup>, Li Bobo<sup>2</sup>, Yu Yan<sup>1</sup>

(1. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039, China)

(2. Luoyang Sunrui Titanium Precision Casting Co., Ltd, Luoyang 471039, China)

**Abstract:** The effects of slab microstructure type and heat treatment on microstructure and properties of Ti6321 alloy were studied by mechanical properties test, OM and SEM. The results show that slab microstructure type of Ti6321 alloy has a significant effect on the microstructure and properties of the rolling sheet. By the same rolling process (the first fire: 980 °C start rolling, finish rolling temperature 800 °C,  $\varepsilon=70\%$ , and the second fire: 995 °C start rolling, finish rolling temperature 800 °C,  $\varepsilon=50\%$ ), equiaxed slabs form bimodal slabs, and Westernized slabs form equiaxed slabs. After annealing below  $(\alpha+\beta)/\beta$  phase transformation point, the longitudinal and transverse yield strength and tensile strength of the plate made of equiaxed slab are higher than those of the corresponding direction of the plate made of Widmanstätten slab, while the elongation and impact energy are opposite. With the increase of annealing temperature, the yield strength and tensile strength of the sheets prepared with different slab structures decrease slightly, while the impact energy increases sharply. When annealed above  $(\alpha+\beta)/\beta$  transformation point, the tensile properties and impact work of the two alloys decrease significantly. During the annealing process in the  $\alpha+\beta$  two-phase zone, the sensitivity of the initial  $\alpha$  phase to temperature is higher than that to the holding time of annealing. With the increase of temperature, the content of primary  $\alpha$  phase decreases sharply, while the content of secondary flake  $\alpha$  phase increases obviously. The suitable annealing process range of Ti6321 alloy is (940~980) °C/(2~3 h).

**Key words:** Ti6321 alloy; slab microstructure; heat treatment; impact energy

Corresponding author: Yang Shengli, Ph. D., Senior Engineer, Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471039, P. R. China, Tel: 0086-379-67256994, E-mail: bravictors@126.com