

三重热处理对 TC21 钛合金网篮组织及拉伸性能的影响

周建伟, 孙前江, 彭嘉豪, 徐浩

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

摘要: 对 TC21 钛合金进行三重热处理试验, 研究了热处理温度和冷却速率对 TC21 钛合金网篮组织及拉伸性能的影响。结果表明, TC21 合金在 β 单相区高温 (990 °C) 固溶后, 再经历两相区低温 (870~910 °C) 固溶和低温 (590 °C) 时效后, 合金的显微组织呈现典型的网篮组织。随着第二重热处理温度的升高, 片状 α 相含量和长度显著减小, 厚度增加, 合金的强度增加, 塑性下降。经不同的冷却速率处理后, 水冷和空冷试样的显微组织均由 α 相、 β 相和马氏体 α' 组成, 而炉冷试样仅由 α 相和 β 相组成。三者的拉伸性能相比较, 水冷和空冷试样表现为强度较好, 塑性较差; 炉冷试样表现为塑性较好, 强度较差。TC21 合金较好的三重热处理工艺为: 990 °C/1 h, AC+870 °C/1 h, AC+590 °C/4 h, AC。

关键词: TC21 钛合金; 三重热处理; 网篮组织; 拉伸性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3353-07

钛合金因具有比强度高、耐腐蚀、耐高温、可焊接等优异的综合性能, 广泛应用于航空航天及其发动机的构件中^[1]。近年来, 随着人们对航空航天飞行器性能要求的不断提高, 国际航空结构材料的设计理念逐渐由单纯的静强度设计向现代的损伤容限设计准则转变, 不仅考虑了初始裂纹的存在, 而且还将裂纹萌生与扩展列入了设计范畴^[2]。TC21 合金是我国自主研发的一种 $\alpha+\beta$ 型损伤容限型钛合金, 具有高强度、高断裂韧性和较低的裂纹扩展速率等优点, 被认为是最有潜力的航空结构材料之一, 已成为我国航空结构钛合金研究和发展的热点^[3]。

据相关研究报道^[4,5], 损伤容限型钛合金综合力学性能与网篮组织特征参数之间联系密切, 如原始 β 晶粒尺寸、 α 集束尺寸、片状 α 相含量、片状 α 相厚度及长宽比等均对合金力学性能有着重要的影响。然而, 在实际热加工过程中, 由于钛合金对热加工工艺参数极其敏感, 热处理工艺参数的变化都会影响到合金的显微组织, 从而影响合金的力学性能, 因此正确认识热处理工艺参数与微观组织之间的复杂关系是获得优良性能构件的工艺设计的关键。王新等^[6]研究了热处理工艺对 Ti-6Al-4V ELI 合金厚板组织和损伤容限性能的影响, 结果表明: 合金经两相区固溶时效获得网篮组织, 而经 β 单相区固溶时效获得粗大的 β 晶粒魏

氏组织, 拉伸塑性显著降低, 但损伤容限性能大幅度提高。王可等^[7]研究了热处理对 Ti90 钛合金显微组织及性能的影响, 结果表明: 在两相区退火时, 随退火温度升高, 初生 α 相体积分数降低, 次生 α 相增多, 合金强度降低, 塑性提高; 经多重退火后合金强度和塑性同时降低。朱深亮等^[8]研究了三重热处理对 TC21 钛合金超塑性拉伸后组织的影响。结果表明, TC21 钛合金超塑性变形后经三重热处理, 可以得到网篮组织。目前国内外大部分研究^[9-16]只考虑了获得网篮组织的工艺途径和组织对单一力学性能的影响, 而对于三重热处理工艺对 TC21 钛合金网篮组织演变和力学性能的影响规律鲜有研究。

本工作以 TC21 钛合金为研究对象, 研究三重热处理工艺对 TC21 合金网篮组织和力学性能的影响规律, 通过优化热处理工艺以实现其网篮组织特征参数的合理匹配, 进而实现 TC21 钛合金构件强度-塑性-韧性的良好匹配, 为合金生产及工艺优化提供理论参考。

1 实验

本试验所用的材料为西北有色金属研究院研制的 TC21 钛合金棒材, 直径为 $\phi 160$ mm, 其化学成分如表 1 所示。

收稿日期: 2021-09-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51965043); 江西省科技重大专项 (20182ABC28001)

作者简介: 周建伟, 男, 1994 年生, 硕士生, 南昌航空大学航空制造工程学院, 江西 南昌 330063, E-mail: 1549766764@qq.com

表 1 TC21 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 titanium alloy (wt%)

Al	Mo	Nb	Sn	Zr	Cr	Ti
6.1	0.21	1.02	0.94	1.01	1.7	89.02

合金原始组织由等轴 α 相和转变 β 基体及少部分的片状 α 相组成的双态组织，等轴 α 相含量约占 50%，平均直径约 10 μm ，合金微观组织分布较均匀，经金相法测得其相变点约为 960 $^{\circ}\text{C}$ ，如图 1 所示。

为获得不同特征参数的网篮组织，将原材料加工成 $\Phi 6\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 圆柱体试样进行三重热处理试验，三重热处理工艺如表 2。对经三重热处理后的试样进行抛光打磨，然后用腐蚀液 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:2:5$ 侵蚀风干后，在 Olympus OLS-5000 激光共聚焦显微镜和 Nova_NanoSEM50 型场发射扫描电子显微镜下对微观组织进行观察分析。利用 D8 Advance 型 X 射线衍射仪分析不同冷却速率条件下合金的相组成，应用 Image pro plus 6.0 图像分析软件测量不同热处理工艺条件下的网篮组织特征参数。室温拉伸性能测试在 WDW-100 型电子万能试验机上进行，每种热处理制度采用 3 根试样进行测试，取其平均值，室温拉伸试样尺寸如图 2 所示。

2 结果与分析

2.1 三重热处理过程中微观组织演变情况

图 3 为 TC21 钛合金三重热处理过程中的微观组织演变情况。TC21 钛合金经第一重热处理后，即 990 $^{\circ}\text{C}$

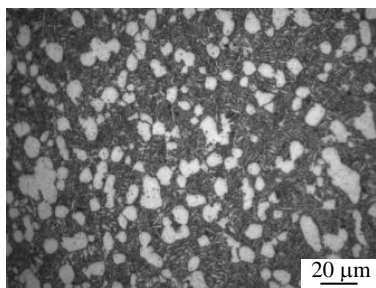


图 1 TC21 合金原始微观组织

Fig.1 Original microstructure of TC21 alloy

表 2 三重热处理工艺

Table 2 Triple heat treatment process

No.	Single annealing	Double annealing	Triple annealing
1	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	830 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
2	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	850 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
3	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	870 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
4	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	870 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, WQ}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
5	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	870 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, FC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
6	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	890 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$
7	990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	910 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}$	590 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$

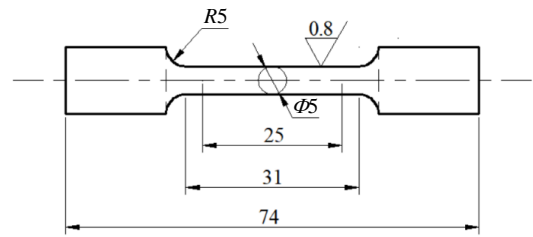


图 2 TC21 合金拉伸试样尺寸

Fig.2 Dimension of TC21 alloy tensile specimens (mm)

固溶保温 1 h 后空冷，由于温度超过相变点，组织内发生 α 相向 β 相的转变， α 相全部溶解，得到单相等轴 β 晶粒，如图 3a 所示。此时所获得的 β 晶粒尺寸大小不均匀，平均尺寸约为 500 μm ， β 转变基体热稳定性也小，为随后热处理过程分解提供驱动力，同时也为后续热处理产生满足强韧性要求的网篮组织提供基础^[17]。合金经第二重热处理后，即 870 $^{\circ}\text{C}$ 低温固溶 1 h 后空冷，高温时效后组织内部的残余应力得到释放，经第一重热处理得到的单相等轴 β 晶粒的边界不同程度地被破碎，被击碎的 β 晶粒在空冷时析出了许多细小的片状次生 α 相，此时相界面模糊不清，如图 3b 所示。合金经第三重热处理后，即 590 $^{\circ}\text{C}$ 低温时效 4 h 后空冷，细小的片状 α 相发生长大并相互编织成网篮状，此外，图中表明经三重热处理后， β 基体有更细小的二次 α 相析出，片状 α 相与残留 β 相之间的相界变得清晰，如图 3c 所示。

图 3d、3e 为 TC21 合金经三重热处理空冷后的 SEM 照片。从图中可以看出，TC21 钛合金在 β 单相区高温（990 $^{\circ}\text{C}$ ）固溶后，再经历两相区低温（870 $^{\circ}\text{C}$ ）固溶和低温（590 $^{\circ}\text{C}$ ）时效后，其显微组织呈现典型的网篮状组织。进一步分析可知，三重退火与双重退火后的组织相比，显微组织中片状 α 相进一步析出并长大粗化，大量交织的片状 α 相增加了相界面，从而提高了合金的强度和抗蠕变能力，相互交织的片状 α 相也可以不断改变裂纹扩展方向，使裂纹路径变曲折、分支，增强合金的裂韧度^[18]。上述研究表明，三重热处理中的第二重退火可以使亚稳 β 相进行 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变，析出细小的 α 片层，片状 α 相之间的残余 β 相中进一步析出了细小致密的马氏体 α' ，在此基础上继续进行第三次退火可以使双重退火中析出的片状 α 相进一步粗化长大，最终形成编织较好的网篮状组织。因此，TC21 钛合金较好的三重热处理工艺为：990 $^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}+870\text{ }^{\circ}\text{C}/1\text{ h, AC}+590\text{ }^{\circ}\text{C}/4\text{ h, AC}$ 。

2.2 热处理温度对 TC21 钛合金网篮组织的影响

图 4 为 TC21 钛合金在不同热处理温度下空冷后的网篮组织形貌。从图中可以看出，第二重热处理温度对析出的片状 α 相含量和尺寸有很大的影响。当热处理温

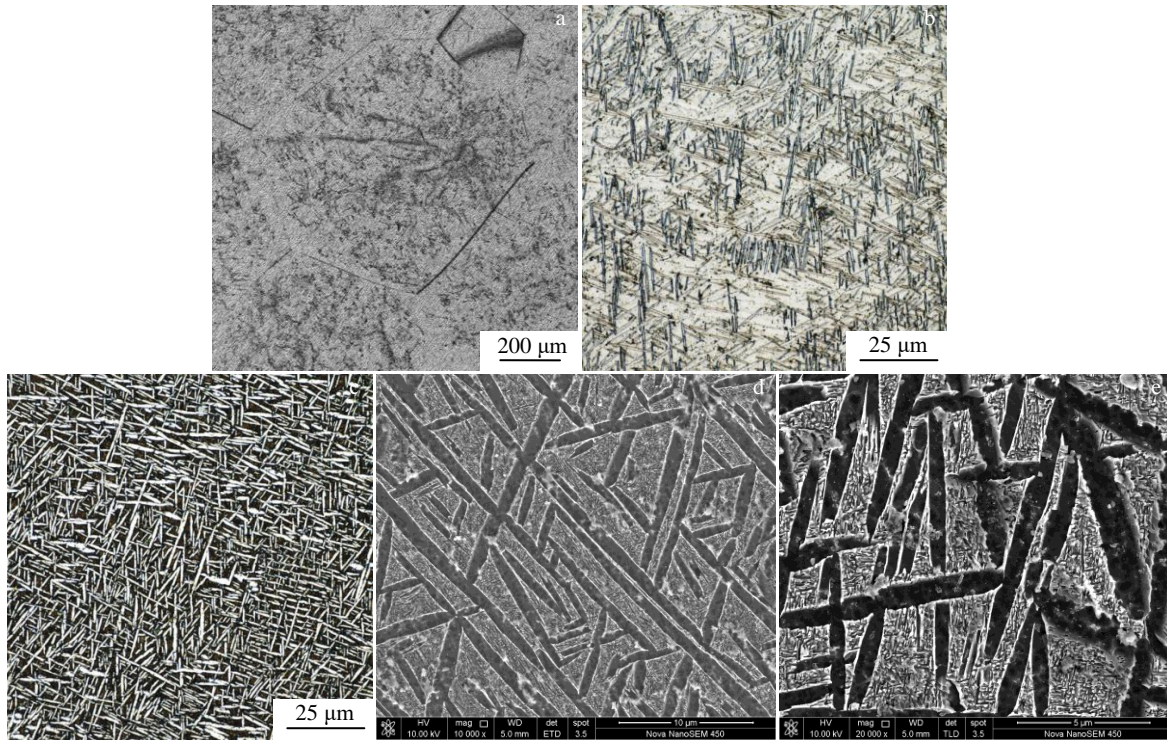


图3 单重、双重及三重热处理后 TC21 合金的显微组织

Fig.3 Microstructures of TC21 alloy after single, double and triple heat treatment: (a) 990 °C/1 h, AC; (b) 990 °C/1 h, AC+870 °C/1 h, AC; (c~e) 990 °C/1 h, AC+870 °C/1 h, AC+590 °C/4 h, AC

度为 830 °C 时, 热处理后的显微组织几乎是由片状 α 相互交织构成, 组织密度较大层次感强, 不同的片状 α 相之间还分布着残余 β 相, 如图 4a 和 4a' 所示。随着第二重热处理温度的升高 (850~910 °C), 显微组织中片状 α 相含量减少, 组织密度随温度的升高而减弱, 部分片状 α 相也发生球化断裂, 使片状 α 相被分割成单个质点, 从而导致片状 α 相长度显著减小, 厚度略有增加, 如图 4b~4e' 所示。值得注意的是, 当热处理温度升高至 930 °C 时, 热处理温度接近相变点, $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变增强, 此时 α 相再结晶过程弱于 $\alpha \rightarrow \beta$ 相转变过程, β 晶粒析出的片状 α 相来不及长大而被完全球化断裂, 组织中几乎观察不到网篮组织。

表 3 为不同热处理制度下 TC21 钛合金网篮组织中 α 相含量、长度、厚度和 α 相长宽比的定量表征。由表 3 可知, 随着热处理温度的升高, $\beta \rightarrow \alpha$ 相变使组织中片状 α 相含量和长度显著降低, α 相厚度略有增高, 长宽比也有所降低。如当第二重热处理温度为 830 °C 时, 片状 α 相含量为 54.03%, 长度为 6.31 μm , α 相厚度为 0.98 μm , α 相长宽比为 6.43; 当热处理温度升高至 870 °C 时, 片状 α 相含量降低为 32.34%, 长度减小至 5.32 μm , α 相厚度为 1.11 μm , α 相长宽比为 4.79; 当热处理温度继续升高至 910 °C 时, 片状 α 相含量仅为 18.83%, 长

度为 4.32 μm , α 相厚度为 1.28 μm , α 相长宽比为 3.37。经分析可知, 钛合金中次生 α 相析出是由 β 相基体中稳定元素的含量及冷却速率决定的^[19], 因此热处理温度主要从以下两方面影响次生 α 相的析出: (1) 热处理温度对合金元素再分配过程的影响, 单相等轴 β 晶粒在高温时效时会导致 β 相中合金元素的再分配, 随着热处理温度的升高, β 相中的 β 稳定元素含量增加, α 稳定元素含量降低, 阻碍了片状 α 相在冷却过程中的析出; (2) 热处理温度对冷却速率的影响, 在冷却方式都为空冷时, 热处理温度越高, 相同时间内温度梯度变化越大, 相对应的冷却的要快, 这也不利于次生 α 相的析出。

2.3 冷却速度对 TC21 合金网篮组织的影响

众所周知, 在冷却过程中钛合金会发生高温 β 相向低温 α 相的转变, 因此可通过控制冷却速率来影响 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变, 进而调节钛合金最终的微观组织。图 5 为三重热处理中不同冷却速率下合金的微观组织。由图 5a~5c 可以看出, 炉冷试样中片状 α 相的厚度最大, 水冷试样的最小; 空冷与水冷试样中片状 α 相的厚度与大小相近, 均比炉冷试样的要小。这是因为在较低的冷却速率时, 合金元素可以进行充分的扩散和富集^[20], 从而使 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变以扩散的形式发生, 此时的片状 α 相是以扩散转变的形式从 β 相中析出, 片状 α 相的粗化就是一个原子扩

散的过程,从而使组织表现为片状 α 相粗大。应用 Image Pro Plus 对网篮组织特征参数定量分析,可知,炉冷试样中片状 α 相含量为 43.12%,长度为 4.86 μm , α 相厚度为 1.32 μm ,水冷试样中片状 α 相含量为 33.70%,长度为 4.39 μm , α 相厚度为 0.94 μm ,空冷试样中片状 α

相含量为 32.34%,长度为 5.32 μm , α 相厚度为 1.11 μm 。为观察不同冷却速率下 β 基体中的显微组织形貌,经不同冷却速率处理后,对合金进行 XRD 和 SEM 分析,结果表明,炉冷试样的显微组织中仅有 α 相和 β 相,空冷和水冷试样的显微组织中不仅有 α 相和 β 相,还有马氏

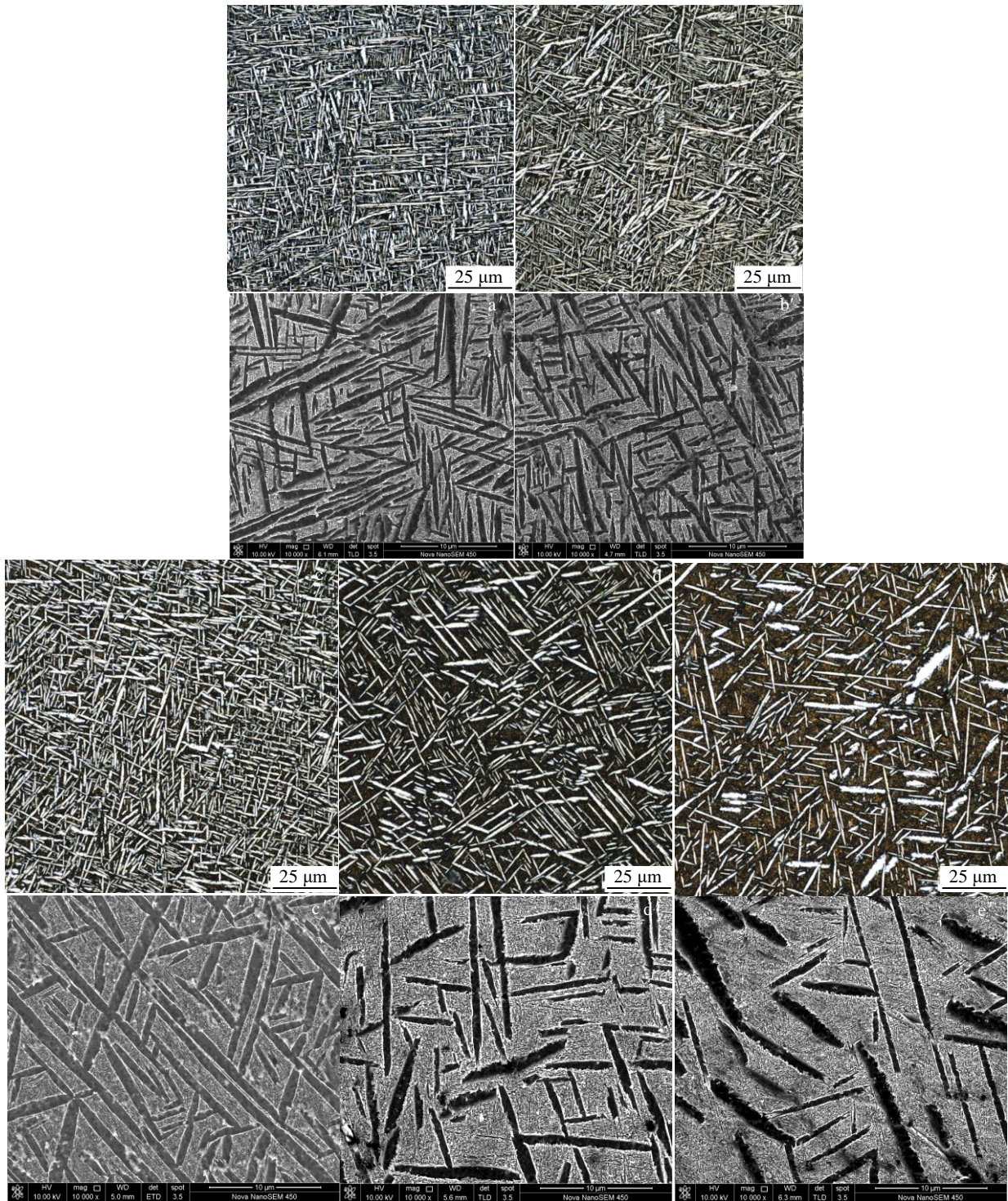


图 4 不同热处理温度下 TC21 合金网篮组织形貌

Fig.4 Basket-weave structure morphologies of TC21 alloy at different heat treatment temperatures: (a, a') 830 °C; (b, b') 850 °C; (c, c') 870 °C; (d, d') 890 °C; (e, e') 910 °C

表 3 不同热处理制度下 TC21 合金网篮组织特征参数的定量表征

Table 3 Quantitative characterization of basket-weave microstructure parameters for TC21 alloy under different annealing treatments

Annealing temperature/°C	Content of lamellar α phase/%	Length of lamellar α phase/ μm	Thickness of lamellar α phase/ μm	Aspect ratio of lamellar α phase
830	54.03	6.31	0.98	6.43
850	43.16	6.01	1.04	5.77
870	32.34	5.32	1.11	4.79
890	23.34	4.76	1.16	4.1
910	18.83	4.32	1.28	3.37

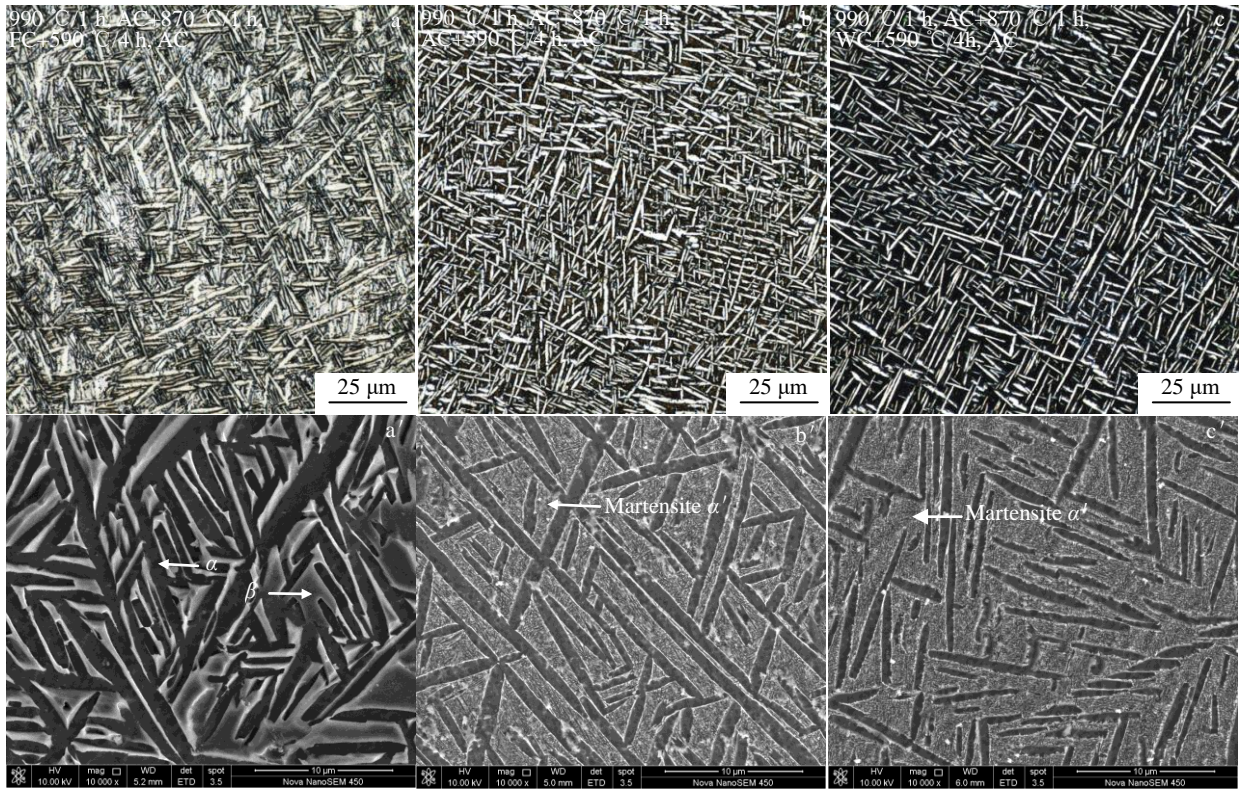


图 5 不同冷却速率下 TC21 合金网篮组织形貌

Fig.5 Basket-weave structures of TC21 alloy at different cooling rates: (a, a') furnace cooling; (b, b') air cooling; (c, c') water cooling

体 α' ，如图 5a'~5c'和图 6 所示。由此可见，在较低的冷却速率条件下，显微组织中仅发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变，而在较高的冷却速率条件下，在发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相转变的同时也伴随着 $\beta \rightarrow \alpha'$ 相转变。

2.4 热处理温度对 TC21 合金拉伸性能的影响

图 7 为 TC21 钛合金不同热处理温度下空冷后的室温拉伸性能。从图中可以看出，随着第二重热处理温度的升高，TC21 合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 呈上升趋势，抗拉强度由 1162.5 MPa (830 °C) 上升到 1204.1 MPa (910 °C)，屈服强度由 1096 MPa 上升到 1160 MPa。合金的延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 呈下降趋势，延伸率由 7.4% (830 °C) 下降到 3.2% (910 °C)，断面收缩率变化不大，呈现出轻微的下。造成上述性能差异的原因是，当第二重热处理温度越高时，热处理后网篮组织中片状 α 相尺

寸越小，而抗拉强度和屈服强度取决于滑动距离(片状 α 相尺寸)^[21]，片状 α 相尺寸越小，相应的滑动距离减小，

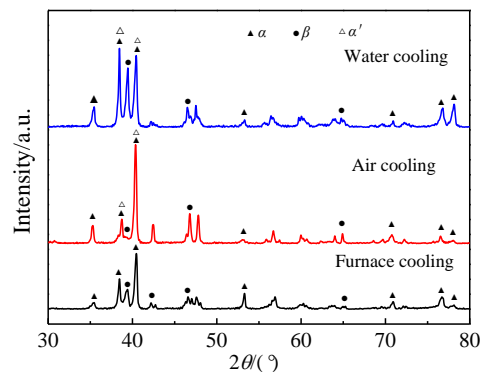


图 6 不同冷却速率下的 TC21 合金试样 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of TC21 alloy at different cooling rates

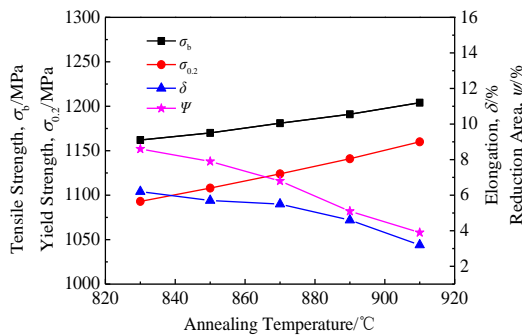


图 7 热处理温度对 TC21 合金强度和塑性的影响

Fig.7 Effects of heat treatment temperature on strength and ductility of TC21 alloy

这就导致抗拉强度和屈服强度增加。当第二重热处理温度较低时，热处理后网篮组织中片状 α 相含量较多，当合金进行塑性变形时，滑移首先会在个别位向因子最大的片状 α 相内开始变形，但当片状 α 相较多时，变形就会分散到其它 α 相中去，就不会在个别 α 相中引起应力集中而开裂，所以组织中有较多的 α 相能进行较大的塑性变形^[22]，因此，TC21 合金片状 α 相含量越多，塑性越好。

2.5 冷却速率对 TC21 合金拉伸性能的影响

图 8 为 TC21 合金不同冷却速率下的室温拉伸性能。从图中可以看出，空冷试样的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 最好，分别达到了 1181.3 和 1124 MPa，炉冷试样的抗拉强度和屈服强度最差，只有 1034 和 923 MPa，水冷后的抗拉强度比空冷要略微低点。炉冷试样的延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 较好，达到了 12.3% 和 15.36%，空冷和水冷的延伸率和断面收缩率均比炉冷的小。这是因为在冷却过程中，当冷却速度较快时，将发生非扩散性相变，受 β 稳定元素含量的影响生成不同的亚稳过渡相^[19]，前文已通过 XRD 和 SEM 验证了这种亚稳相即 α' ，其只在合金的空冷和水组织中析出（图 5 和图 6）。马氏体 α' 具有

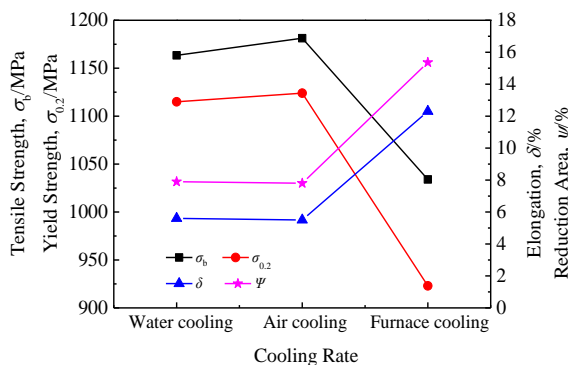


图 8 冷却速度对 TC21 合金强度和塑性的影响

Fig.8 Effects of cooling rate on strength and ductility of TC21 alloy

六方晶体结构，内部含有大量位错^[23]，所以合金性能表现为强度较好，塑性较差。当冷却速率很慢时（炉冷），组织中析出的片状 α 相最多，同时次生 α 相有发生球化的趋势^[24]，因此，与空冷相比，炉冷试样具有较好塑性，强度较差。

3 结论

1) TC21 钛合金在 β 单相区高温（990 °C）固溶后，再经两相区高温（870 °C）时效和一次低温（590 °C）时效后，合金的显微组织呈现典型的网篮组织。

2) TC21 钛合金三重热处理中，第二重热处理温度对网篮组织特征参数影响很大。随着第二重热处理温度的上升，片状 α 相含量减少和长度显著减小，厚度略有增加，合金强度增加，塑性降低。TC21 钛合金较好的三重热处理工艺为：990 °C/1 h, AC+870 °C/1 h, AC+590 °C/4 h, AC。

3) TC21 钛合金经不同冷却速率处理后，炉冷微观组织由 α 相和 β 相组成，空冷和水冷微观组织中由 α 相、 β 相和 α' 马氏体组成。三者拉伸性能相比较，水冷和空冷后合金表现为强度较好，塑性较差；炉冷后合金表现为塑性较好，强度较差。

参考文献 References

[1] Zhu Zhishou(朱知寿). *Aeronautical Science & Technology*(航空科学技术)[J], 2012(1): 5

[2] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Tong Lu(童路) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(5): 14

[3] Qu Henglei(曲恒磊), Zhou Yigang(周义刚), Zhou Lian(周廉) et al. *Materials China*(中国材料进展)[J], 2005, 24(2): 94

[4] Zhang Wangfeng(张旺峰), Cao Chunxiao(曹春晓), Li Xingwu(李兴无) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(6): 972

[5] Shi Xiaohui(石晓辉), Zeng Weidong(曾卫东), Sun Yu(孙宇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(9): 2327

[6] Wangxin(王新), Lei Jiafeng(雷家峰), Ma Yingjie(马英杰) et al. *Chinese Titanium Industry*(中国钛业)[J], 2011(4): 23

[7] Wang Ke(王可), Zhao Yongqing(赵永庆), Jia Weiju(贾蔚菊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 552

[8] Zhu Shenliang(朱深亮), Dong Hongbo(董洪波), Zhang Guihua(张贵华) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(10): 2659

[9] Hou Z M, Zhao Y Q, Zeng W D et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(8): 2087

[10] Xu Hailin(徐海林), Dong Hongbo(董洪波), Zhu Shenliang(朱深

- 亮) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(7): 65
- [11] Liu J L, Zeng W D, Shu Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(7): 1647
- [12] Long Wei(龙 玮). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Guiyang: Guizhou University, 2020
- [13] Ma Yingjie(马英杰), Liu Jianrong(刘建荣), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(6): 976
- [14] Wang Xiaochen(王晓晨), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Wang Tao(王涛) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2012, 32(1): 1
- [15] Zhang Guihua(张贵华), Dong Hongbo(董洪波), Zhu Shenliang(朱深亮) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2015, 36(8): 84
- [16] Elshaer R N, Ibrahim K M. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(5): 1290
- [17] Liu Dongsheng(刘东升). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Beijing: Tsinghua University, 2005
- [18] Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Xinnan(王新南), Tong Lu(童 路) *et al. Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2007, 24(6): 28
- [19] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer Verlag, 2007: 202
- [20] Huang Sensen(黄森森), Ma Yingjie(马英杰), Zhang Shilin(张仕林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 74
- [21] Lütjering G, Williams J C. *Titanium Based Intermetallics*[M]. Berlin: Springer, 2007: 243
- [22] Zhang Min(张 民). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2004
- [23] Huang Xu(黄 旭), Zhu Zhishou(朱知寿), Wang Honghong(王红红). *Advanced Aeronautical Titanium Alloys and Application*(先进航空钛合金材料与应用)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2012: 47
- [24] 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): 2780

Effect of Triple Heat Treatment on Basket-Weave Structure and Tensile Properties of TC21 Titanium Alloy

Zhou Jianwei, Sun Qianjiang, Peng Jiahao, Xu Hao

(School of Aeronautical Manufacturing Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

Abstract: The effect of heat treatment temperature and cooling rate on the basket-weave structure and tensile properties of TC21 titanium alloy was studied by triple heat treatment experiments. The results indicate that the microstructure of TC21 alloy presents a typical basket-weave structure, which is achieved by high temperature (990 °C) solid solution in the β single-phase region, and then through high temperature (870~910 °C) aging in the ($\alpha+\beta$) phase region and low temperature (590 °C) aging. With the increase of the second heat treatment temperature, the content and length of the flake α phase decrease significantly, and the thickness of the flake α phase increases slightly, the strength of the alloy increases, the ductility decreases. After being treated with different cooling rates, the microstructure of TC21 titanium alloy consists of α phase, β phase and α' martensite in both water cooling and air cooling samples, but only α phase and β phase are identified in furnace cooled sample. Compared with the tensile properties of the three samples, the water cooling and air cooling samples show better strength and poorer ductility, While furnace cooling samples show good ductility and poor strength. The better triple heat treatment process for TC21 alloy is 990 °C/1 h, AC+870 °C/1 h, AC+590 °C/4 h, AC.

Key words: TC21 titanium alloy; triple heat treatment; basket-weave structure; tensile properties

Corresponding author: Sun Qianjiang, Associate Professor, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, P. R. China, Tel: 0086-791-83863032, E-mail: sunqj@vip.163.com