

固溶时效对 TC21 钛合金准 β 锻后组织性能的影响

徐 浩, 孙前江, 文 超, 马 鑫, 牛冬阳

(南昌航空大学 航空制造工程学院, 江西 南昌 330063)

摘 要: 对 TC21 钛合金进行准 β 锻造, 再进行固溶时效热处理实验, 研究了不同固溶时效热处理制度对合金的微观组织和力学性能的影响。结果表明, TC21 钛合金通过准 β 锻造后, 再经固溶时效热处理后, 合金的微观组织呈现典型的网篮组织。随着固溶温度的上升, 片状 α 相含量和长度显著降低, 同时合金强度增加, 抗拉强度可达 1269 MPa, 而断裂韧性和塑性变化呈相反趋势, 合金最大断裂韧性值可达 $71.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。随着时效温度的上升, 对片状 α 相的影响略小, 但次生 α 相的厚度此时显著增加, 此时合金强度降低, 抗拉强度为 1218 MPa, 塑性和断裂韧性值提高。断口形貌则随着固溶温度的升高, 断口表面和裂纹扩展路径愈发平坦。考虑合金的强度、塑性和断裂韧性之间的良好匹配, 经综合分析可得, TC21 钛合金准 β 锻后最佳热处理制度为: $870 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h, AC}+590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h, AC}$, 此时合金抗拉强度为 1250 MPa, 延伸率为 6.61%, 断裂韧性为 $64.6 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 。

关键词: TC21 钛合金; 准 β 锻造; 热处理; 力学性能; 微观组织

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)01-0178-10

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构件中^[1-2]。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^[3], 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。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, 是一种非常有应用前景的钛合金, 如今已成为我国航空结构钛合金研究和发展的重点^[4]。

相关研究报道, 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^[5-6]。而在热处理过程中, 微观组织的演变又非常复杂^[7]。因此, 深入理解热处理、微观组织和力学性能之间的内在关系对于优化热处理和控制微观组织至关重要。胡生双等^[8]研究了双重退火温度对 TC21 钛合金组织和力学性能的影响。结果表明: 随着第一重退火温度上升, 试样中形成大块 α 相的机率降低; 随着第二重时效温度上升, 试样中次生 α 相变粗、块状 α 更易形成。朱深亮等^[9]研究了三重热处理工艺对 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过三重热处理均可获得交织程度不同的网篮组织。

随着变形温度和第二重热处理温度升高, 析出的片状 α 相含量增加, 尺寸增大, 网篮组织编织明显。朱红等^[10]研究 TC21 钛合金片层组织对冲击性能的影响。研究表明: 随着退火温度升高, TC21 钛合金的 α 片层厚度、从域尺寸都会增加, 并且冲击断裂过程中的裂纹形成功和扩展功都会增加。徐坚等^[11]研究了固溶时效工艺对 TC4 钛合金组织及性能的影响。结果表明随着固溶温度的提高, 钛合金的抗拉强度提高, 伸长率降低, 而随着时效温度的提高, 抗拉强度降低, 伸长率提高。目前, 国内外针对 TC21 钛合金的研究主要还是集中在两相区进行热处理, 而对准 β 锻 TC21 钛合金的固溶时效后的网篮组织性能研究较少。

本工作以 TC21 钛合金为研究对象, 研究准 β 锻造后, 固溶时效对 TC21 合金组织性能的影响规律, 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-断裂韧性的良好匹配, 为 TC21 钛合金热加工工艺提供参考。

1 实 验

本实验原材料为西部超导材料科技股份有限公司所提供的 $\Phi 210 \text{ mm} \times 300 \text{ mm}$ TC21 钛合金棒材, 棒材在江西景航航空锻铸有限公司的 1000T 快锻机上进行

收稿日期: 2023-01-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51965043)

作者简介: 徐 浩, 男, 1998 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: 2586151987@qq.com

准 β 锻造。准 β 锻造工艺始锻温度为 $T_{\beta}+13$ $^{\circ}\text{C}$ ，终锻温度为 830 $^{\circ}\text{C}$ ，总变形量为 30%，采用自由锻工艺。定量金相法测得合金的相变点为 960 $^{\circ}\text{C}$ 。其化学成分如表 1 所示。TC21 钛合金原始组织如图 1 所示。

为获得不同特征参数的网篮组织，从 TC21 钛合金锻件上机械加工成 $\Phi 6$ mm \times 10 mm 圆柱体热处理试样，在电阻炉中进行固溶时效试验，固溶时效工艺如表 2 所示。对经固溶时效后的试样进行抛光打磨，然后用腐蚀液 ($V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:2:5$) 进行侵蚀。利用 XJP-9A 金相显微镜和 TESCAN 型场发射扫描电子显微镜对微观组织进行观察分析。应用 Image pro plus 6.0 软件分析和测量不同热处理工艺条件下的网篮组织特征参数。

室温拉伸性能测试实验在 WDW-100 型电子万能试验机进行，每种热处理工艺制度下取 3 个试样进行拉伸测试，结果取平均值，室温拉伸试样如图 2 所示。

表 1 TC21 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of TC21 alloy ($\omega/\%$)

Al	Mo	Sn	Zr	Nb	Cr	Ti
6.05	2.70	2.06	2.18	1.86	1.60	83.55

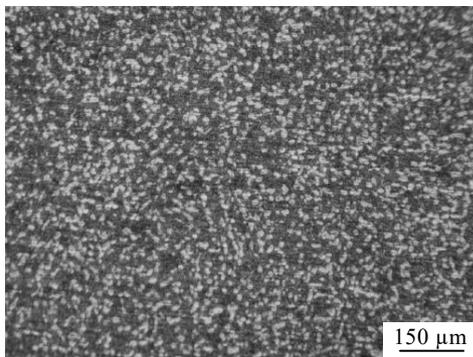


图 1 TC21 合金原始微观组织

Fig.1 Original microstructure of TC21 alloy

表 2 固溶时效热处理工艺

Table 2 Solution aging heat treatment process

Solution aging process	Solution treatment	Aging treatment
HT-1	830 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	590 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-2	850 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	590 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-3	870 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	590 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-4	890 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	590 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-5	910 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	590 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-6	870 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	540 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC
HT-7	870 $^{\circ}\text{C}/2$ h, AC	640 $^{\circ}\text{C}/4$ h, AC

平面应变断裂韧性 K_{IC} 的测定采用 CT 紧凑拉伸型试样，如图 3 所示。预制裂纹在 Instron-8801 高频疲劳试验机上进行，每种热处理工艺制度下取 2 个试样进行断裂韧性实验。利用 SU1510 型钨灯丝扫描电镜下观察试样的断口形貌特征。

2 结果与分析

2.1 TC21 钛合金准 β 锻造微观组织演变

图 4 为准 β 锻造后 TC21 钛合金的微观组织。从图 4 中可以看出，经准 β 锻造后，TC21 钛合金的微观组织已呈现出一定的网篮组织形貌^[12]。与图 1 中原始组织相比较，初生等轴 α 相已经完全消失， β 基体上析出大量的片状 α 相，部分片状 α 相互相交分布。但是片层 α 相尺寸不均匀，其平均长度和宽度分别为 10.3 和 4.3 μm 。为消除锻造变形的影响获得均匀的微观组织，实现锻件强韧性的良好匹配，后续需进一步对锻件开展固溶时效工艺处理。因此，准 β 锻造为后续固溶时效热处理工艺获得均匀的网篮组织提供了组织准备^[13]。

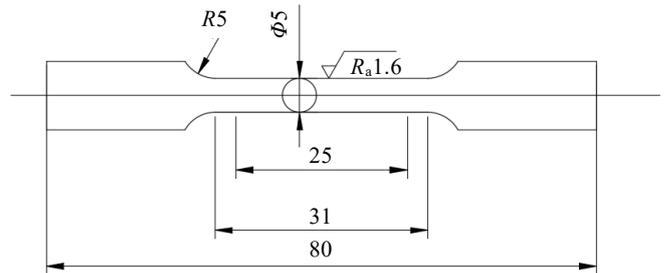


图 2 TC21 合金室温拉伸试样

Fig.2 Room-temperature tensile specimen of TC21 alloy

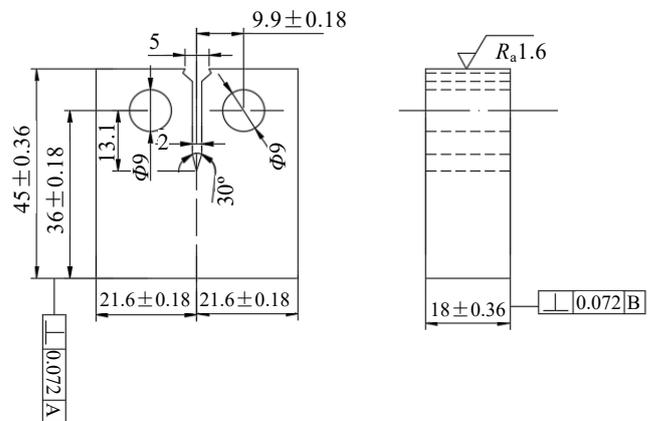
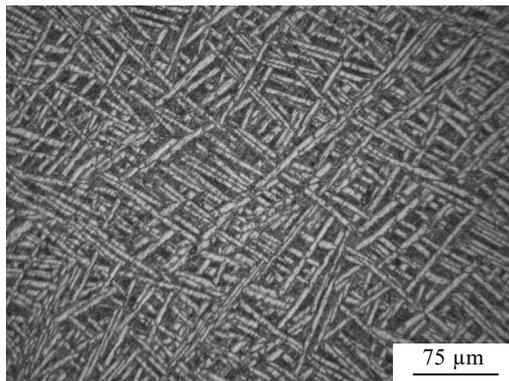


图 3 断裂韧性试样

Fig.3 Fracture toughness specimen of TC21 alloy

图 4 TC21 合金准 β 锻后微观组织Fig.4 Microstructure of TC21 alloy after quasi- β forging

2.2 固溶时效工艺对 TC21 钛合金微观组织的影响

图 5 为 TC21 钛合金锻后经 870 °C/2 h, AC 固溶处理后的微观组织图。从图中可以看出, 在固溶过程中, 部分初生片状 α 相会转变成 β 相, 由于空冷速率较快, 空冷后组织会保留部分片状 α 相并得到亚稳定 β 相。而亚稳定 β 相随后会在时效过程中析出稳定的次生 α 相。

图 6 为 TC21 钛合金经不同固溶温度下时效处理后的微观组织。由图中可以看出, 经过不同固溶时效工艺处理后, TC21 钛合金微观组织均呈现典型的网篮组织, 与图 4 中准 β 锻造后微观组织相比, 固溶时效处理后合金的微观组织更均匀, 且微观组织中片状 α 相大量的交织。

如图 6a 所示, 当固溶温度为 830 °C 时, 微观组织几乎是由片状 α 相相互交织构成, 但在不同的片状 α 相中还分布着 β 基体, 且在后续时效过程中会从 β 基体中析出大量细小的次生 α 相, 如图 6a' 所示。当固溶温度上升至 910 °C 时, 由于固溶温度较高接近 β 相的转变点, 微观组织中的片状 α 相的含量减少, 组织密度也减弱, 微观组织中保留着大量的 β 基体, 如图 6e' 所示。

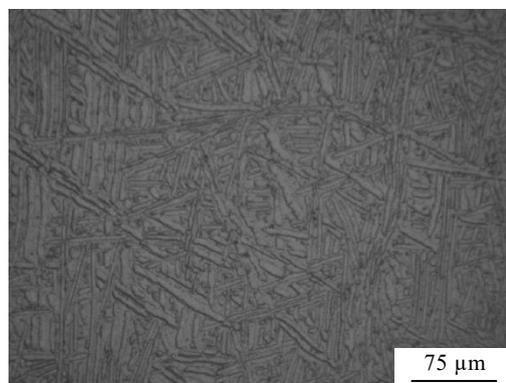
表 3 为不同固溶温度下时效处理后 TC21 钛合金网篮组织中片状 α 相含量、长度的定量表征。由表中数据分析可知, 当固溶温度为 830 °C 时, 片状 α 相含量为 46.85%, 长度为 12.96 μm , 厚度为 1.3 μm ; 固溶温度升高至 870 °C 时, 片状 α 相含量降低为 31.44%, 长度降低至 7.6 μm , 片状 α 相厚度为 1.65 μm ; 当固溶温度继续升高至 910 °C 时, 片状 α 相含量下降至 13.01%, 长度持续下降至 4.58 μm , 片状 α 相厚度为 2.02 μm 。一方面随着固溶温度提高到 β 相变点附近, 此时片状 α 相十分不稳定, 因此逐渐溶入 β 基体中,

直到相平衡。在片状 α 相向 β 基体不断转变的过程中, 就会出现片状 α 长度变小、厚度变薄的现象。另一方面固溶温度会对合金元素再分配的过程产生影响, 随着固溶温度逐渐升高, 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, 就会出现片状 α 相含量变少的现象^[14]。

图 7 为不同时效温度工艺处理后 TC21 钛合金的微观组织。可以发现在相同的固溶温度下, 片状 α 相的尺寸和形态均没有发生太大改变, 而 β 基体中的次生 α 相形态发生了显著的改变。在时效过程中, 次生片层 α 相从 α/β 相界析出, 其形态表现为细小的针状, 如图 7a' 所示, 当时效温度从 540 °C 上升至 640 °C 时, 次生 α 相粗化程度达到最大, 其形态表现为短粗状, 且平均厚度比 540 °C 时增加了 1 倍, 如图 7c' 所示。

表 4 为不同时效温度下 TC21 钛合金的微观组织参数。当时效温度为 540 °C 时, 片状 α 相含量约为 31.42%, 次生 α 相的厚度约为 140 nm; 当时效温度升高至 590 °C 时, 片状 α 相含量约为 31.44%, 次生 α 相的厚度约为 168 nm; 当温度继续升高至 640 °C 时, 片状 α 相含量约为 30.43%, 次生 α 相的厚度增大到 232 nm。

综上所述, 细小的次生 α 相对时效时间的变化较敏感, 固溶后的冷却过程中, 细小的次生 α 相在 β 基体中成核。但由于冷却速率快, 次生 α 相无法达到相平衡。在随后的时效过程中, 在原子扩散的作用下, 逐渐出现细小的次生 α 相。而次生 α 相粗化行为是一种热激活过程。时效温度较低时, 固溶处理得到的亚稳定 β 相在时效过程中缺乏分解的驱动力, 析出次生 α 相较少。时效温度越高, 能够提供更多的生长驱动力, 进而促使片层 α 相发生粗化^[15-16]。

图 5 TC21 合金准 β 锻后固溶工艺下的微观组织Fig.5 Microstructure of TC21 alloy under solution process after quasi- β forging

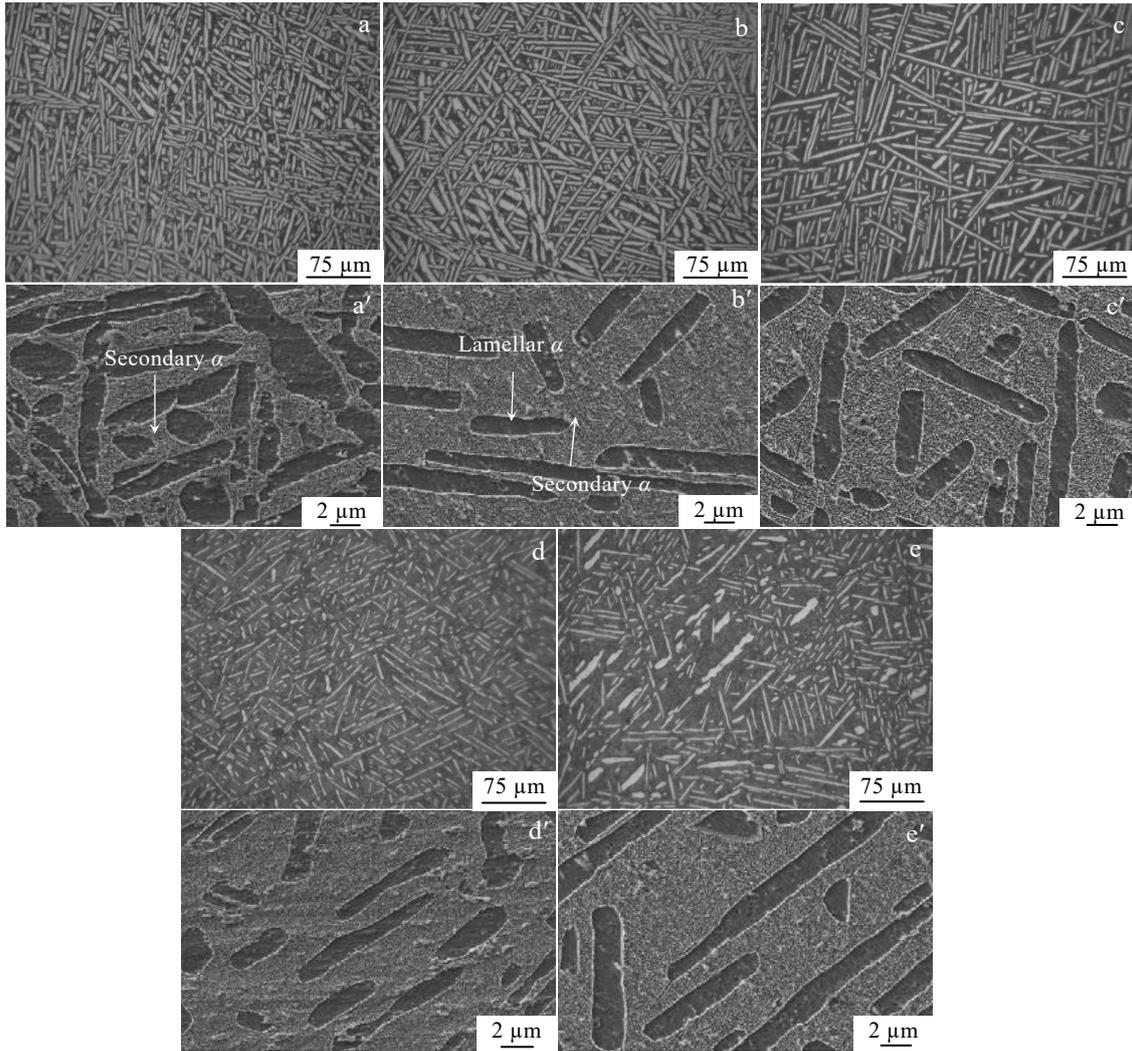


图 6 TC21 钛合金不同固溶温度工艺下时效后的微观组织

Fig.6 Microstructures of TC21 titanium alloy after aging treatment under different solution treatment processes: (a, a') 830 °C/2 h, AC +590 °C/4 h, AC; (b, b') 850 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (c, c') 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (d, d') 890 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (e, e') 910 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC

表 3 不同固溶温度下 TC21 钛合金的微观组织参数

Table 3 Microstructure parameters of TC21 alloy under different solution temperatures

Solution 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	46.85	12.96	1.30	9.96
850	38.62	9.32	1.46	6.38
870	31.44	7.60	1.65	4.60
890	20.31	5.74	1.84	3.11
910	13.01	4.58	2.02	2.26

2.3 固溶时效工艺对 TC21 钛合金拉伸性能的影响

图 8 为 TC21 钛合金在不同固溶时效工艺处理下试样拉伸试验的应力-应变曲线。图 9 为 TC21 钛合金不同固溶时效工艺处理后的拉伸性能实验结果。经锻造后的

TC21 钛合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 分别为 1080 和 970 MPa。经对比发现，合金此时的强度均低于热处理后的合金，这主要是因为后续的热处理过程中会消除锻件的组织缺陷，使组织均匀化，从而导致合金强度增加。

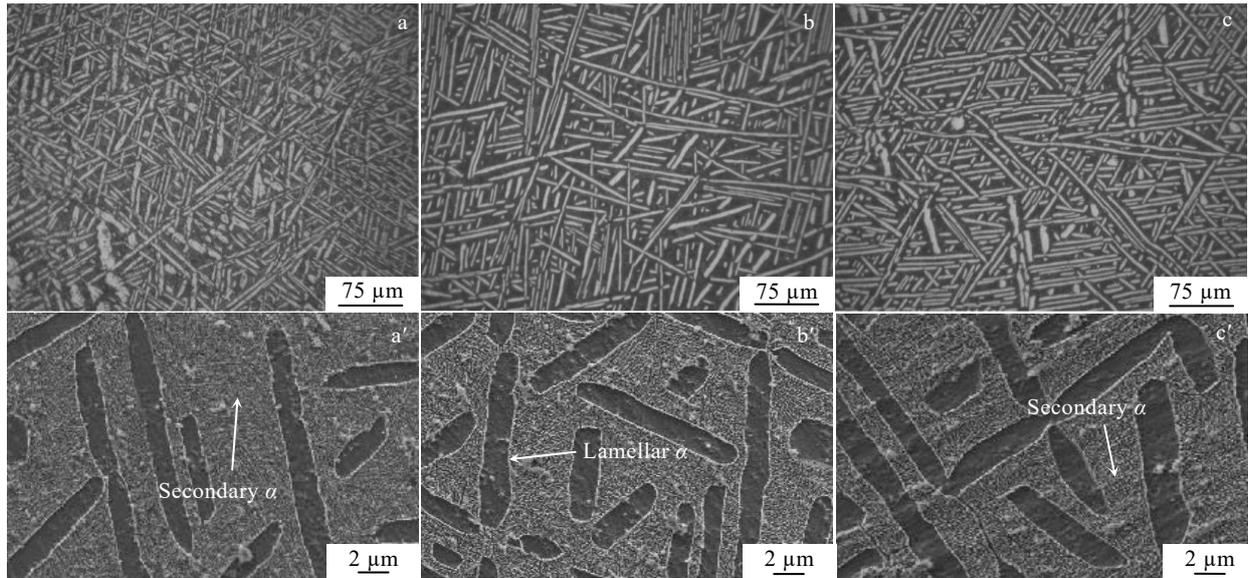


图 7 TC21 钛合金不同时效温度工艺后的微观组织

Fig.7 Microstructures of TC21 titanium alloy under different aging treatment processes: (a, a') 870 °C/2 h, AC+540 °C/4 h, AC; (b, b') 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (c, c') 870 °C/2 h, AC+640 °C/4 h, AC

表 4 不同时效处理下 TC21 钛合金微观组织参数

Table 4 Microstructure parameters for TC21 alloy under different aging treatments

Solution treatment	Aging treatment	Content of lamellar	Thickness of lamellar	Thickness of secondary
		α phase/%	α phase/ μm	α plate/nm
870 °C/2 h, AC	540 °C/4 h, AC	31.42	1.67	140
	590 °C/4 h, AC	31.44	1.65	168
	640 °C/4 h, AC	30.43	1.72	232

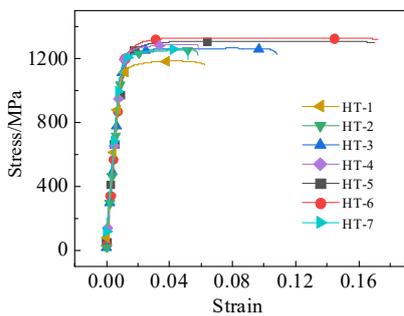


图 8 不同固溶时效工艺处理下 TC21 合金应力-应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of TC21 alloy under different solution aging treatments

从图中可以看出，固溶温度从 830 °C 升高至 910 °C 时，合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 呈现上升趋势。抗拉强度由 1173 MPa 上升至 1269 MPa，屈服强度则由 1103 MPa 上升至 1215 MPa。合金的

延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 则整体呈下降趋势。断面收缩率由 8.04% 降低到 5.2%，延伸率则由 6.22% 下降到 4.44%。造成上述性能差异的主要原因是 α/β 界面作为位错运动的屏障，高的密度和细小的 α 相都能减少相应的滑动距离^[17]。结合图 6 中的微观组织可发现，固溶温度越高时，网篮组织中片状 α 相尺寸越小，但组织中的 β 基体含量则会增加，在随后的时效过程中，会有更多的细小次生 α 相从 β 基体中析出^[18]，如图 6e' 所示。而大量高密度的次生 α 相与 β 基体相交，导致 α/β 界面增加，从而抗拉强度和屈服强度上升。

由图 9c、9d 中可以看出，时效温度从 540 °C 升高至 640 °C 时，合金的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 则呈现下降趋势，抗拉强度由 1307 MPa 下降到 1218 MPa，屈服强度由 1245 MPa 下降到 1164 MPa。合金的延伸率 δ 和断面收缩率 ψ 的变化则与强度变化趋势相反，延伸率由 3.8% 升高到 7.3%，断面收缩率由 4.95% 升高

到 8.06%。造成这种现象的主要原因是较高的时效温度会促使 β 基体中的次生 α 相变粗。这与图 7 中的微观组织吻合,如图 7a'到 7c'所示,随着时效温度升高,细小的次生 α 相尺寸开始变粗,变粗的次生 α 相使 α/β 界面面积的减少,当组织进行滑移时,位错需要克服少量的阻碍屏障就能导致合金发生变形,从而强度降低^[19]。而强度的变化趋势则又与合金的塑性的变化趋势基本相反^[20]。综上所述,TC21 钛合金锻后较好的固溶时效工艺为: 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC。经此工艺处理后,合金拥有较高的强度和良好的塑性,抗拉强度为 1250 MPa,延伸率为 6.61%。

2.4 固溶时效工艺对 TC21 钛合金断裂韧性的影响

图 10 为不同固溶时效处理后 TC21 钛合金的断裂韧性值。经锻造后的 TC21 钛合金的断裂韧性值为 88.5 MPa·m^{1/2},断后的合金的屈服强度与抗拉强度之比较小,为 0.897,而较小的屈强比,有益于提高材料的断裂韧性^[21]。材料在发生屈服后,形变硬化能力越强,越有利于变形区集中应力重新分布,减缓或避免脆性断裂。

可以发现经不同工艺处理后,合金的断裂韧性差别明显。由图 10a 中可以看出,合金断裂韧性随固溶温度的改变波动较大,随着固溶温度升高,断裂韧性降低,这与其他钛合金的研究结果相似^[22-23]。固溶温度为 830 °C 时,合金的断裂韧性为 71.7 MPa·m^{1/2}。而

固溶温度从 830 °C 持续升高至 910 °C 时,此时断裂韧性会下降至 52.8 MPa·m^{1/2}。由图 10b 中可以看出,断裂韧性值则会随着时效温度升高而升高。当时效温度从 540 °C 升高到 640 °C 时,合金断裂韧性值则由 55.5 MPa·m^{1/2} 升高至 66.6 MPa·m^{1/2}。综上所述,TC21 钛合金断裂韧性值受固溶温度的影响较大,受时效温度的影响较小,且经较低的固溶温度和较高的时效温度处理后,合金能得到较高的断裂韧性值。TC21 钛合金经 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC 工艺处理后,断裂韧性为 64.6 MPa·m^{1/2}。

相关报道研究表明,通常断裂韧性受 2 个因素影响: 裂纹扩展路径弯曲度和材料沿裂纹扩展路径所吸收的塑性功^[24-25]。因此,增加裂纹扩展路径的弯曲度和良好的塑性都有利于提高断裂韧性值。图 11 为不同固溶时效工艺处理后 TC21 钛合金的裂纹扩展路径,裂纹扩展路径用红线表示。图 11a 中的裂纹扩展路径要相对曲折,随着固溶温度的升高,裂纹扩展路径逐渐趋于平直,以图 11e 最为显著。这主要是因为合金的片状 α 相含量高且长度较长,如表 3 中所示。因此,在片状 α 相含量较高且较长的网篮组织中的主要裂纹可以被有效地偏转,从而形成曲折的裂纹扩展路径。而在曲折的裂纹扩展路径下,则需要更多的能量来克服裂纹扩展的阻力,

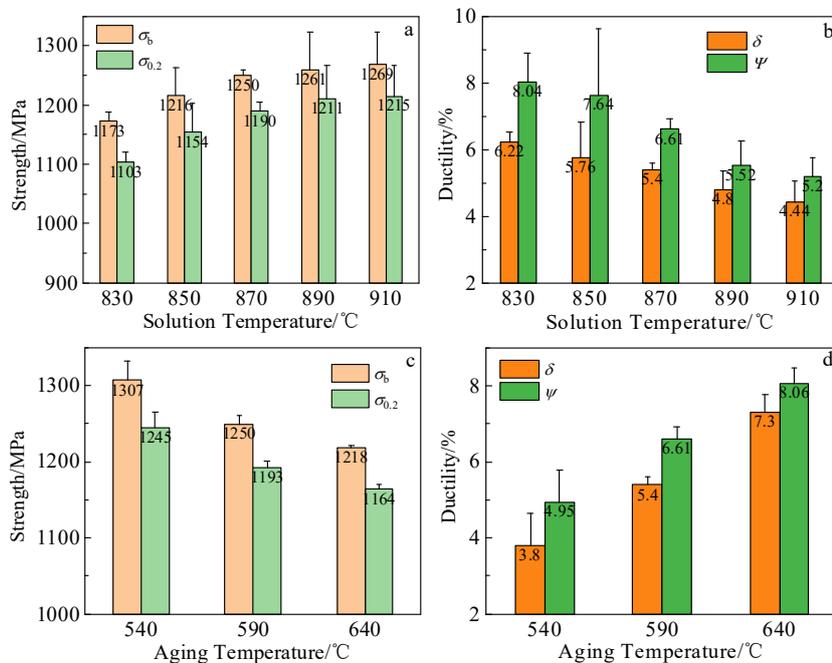


图 9 不同固溶时效下 TC21 钛合金力学性能

Fig.9 Effect of solution aging treatment temperatures on the mechanical properties of TC21 alloy: (a) effect of solution temperature on strength; (b) effect of solution temperature on ductility; (c) effect of aging temperature on strength; (d) effect of aging temperature on ductility

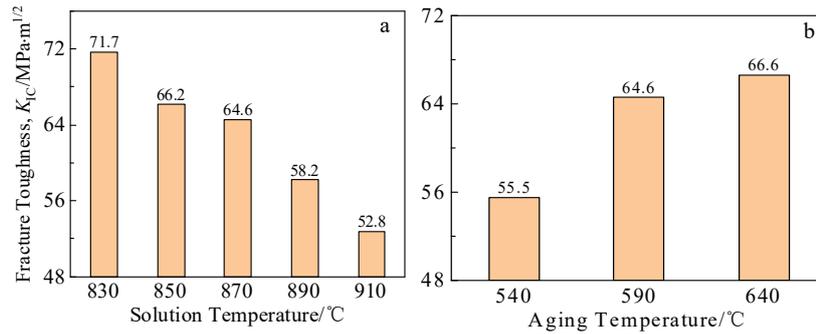


图 10 不同固溶时效后 TC21 钛合金断裂韧性

Fig.10 Effect of different solution aging temperatures on fracture toughness of TC21 titanium alloy: (a) solution temperature; (b) aging temperature

从而导致断裂韧性值升高。随着固溶温度升高，片状 α 相含量降低且长度变短，当裂纹遇到较短的片状 α 相，只需要改变很小的裂纹扩展方向就能够越过障碍。这就造成裂纹在扩展过程中方向变化较小，裂纹扩展路径也要相对平直。

此外，塑性变形也是影响断裂韧性的另一个因素。当合金具有较好的塑性，可获得较高的断裂韧性值^[26]。当固溶温度较低时，热处理后网篮组织中片状 α 相含量较多，TC21 合金在进行塑性变形时，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，即不会在个别 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。因此，TC21 合金片状 α 相含量越多，塑性越好^[27]，可获得较高的断裂韧性值。

然而，时效温度升高导致断裂韧性增加的原因可能是细小的次生 α 相通过影响裂纹扩展路径而间接对断裂韧性发挥重要作用^[28]。随着时效温度升高，次生 α 相的厚度也在增厚，导致裂纹扩展时需要吸收更多的能量才能穿过较厚的次生 α 相，从而阻碍裂纹的扩展，提高合金的断裂韧性。此外，相关研究表明，在金属材料的裂纹扩展过程中，裂纹尖端存在一个塑性区，并且塑性区的大小与屈服强度的平方根成反比^[29]。因此，屈服强度越高，塑性区越小，导致裂纹在此塑性区的扩展所需的能量越少，断裂韧性就降低。

2.5 拉伸断口微观形貌

图 12 为不同固溶时效处理后 TC21 钛合金拉伸试样的断口形貌。从图 12a 可以观察到，经过 830 °C

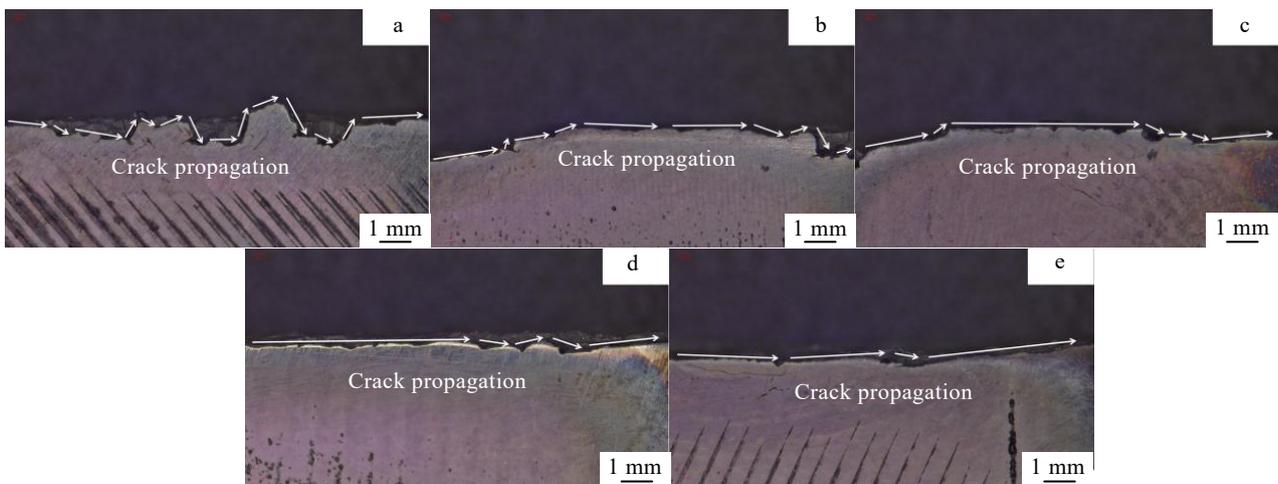


图 11 不同固溶处理下 TC21 钛合金裂纹扩展路径

Fig.11 Crack propagation path of TC21 alloy under different solution treatments: (a) 830 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (b) 850 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (c) 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (d) 890 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC; (e) 910 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC

固溶处理的试样断口高低起伏, 表面存在大量韧窝, 韧窝的平均尺寸为 $3.76 \mu\text{m}$, 断裂方式呈韧性断裂特征。由图 12c 可知, 经过 $870 \text{ }^\circ\text{C}$ 固溶处理的试样断口仅存在少量韧窝, 其韧窝的平均尺寸为 $2.43 \mu\text{m}$, 并且出现了平坦的类解理小平面, 呈现准解理特征。由图 12e 可知, 经过 $910 \text{ }^\circ\text{C}$ 固溶处理的试样断口形貌与

图 12c 相比韧窝较少且平均尺寸为 $1.29 \mu\text{m}$ 、断口表面平坦, 并且呈现以解理台阶为主的解理断裂。因此, 随着固溶温度升高, 拉伸试样断口表面逐渐出现解理面, 塑性逐渐降低, 与室温拉伸实验结果一致。

2.6 断裂韧性断口微观形貌

图 13 为不同固溶时效处理后 TC21 钛合金断裂韧

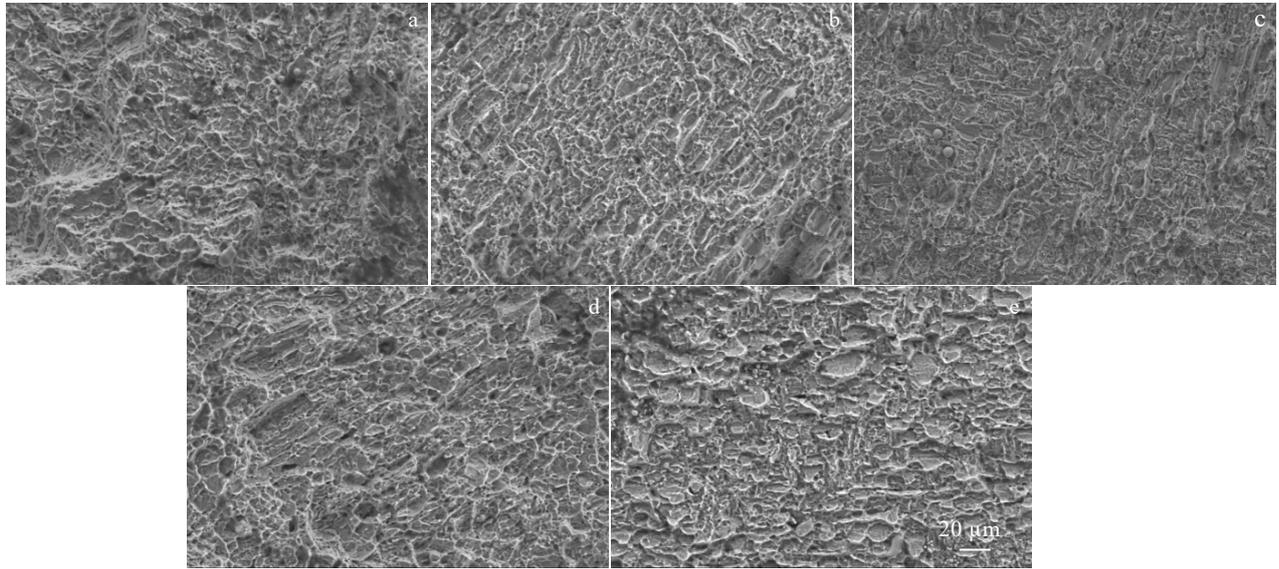


图 12 TC21 钛合金不同固溶时效工艺下的拉伸断口形貌

Fig.12 Tensile fracture morphologies of TC21 titanium alloy under different solution treatments: (a) $830 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (b) $850 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (c) $870 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (d) $890 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (e) $910 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC

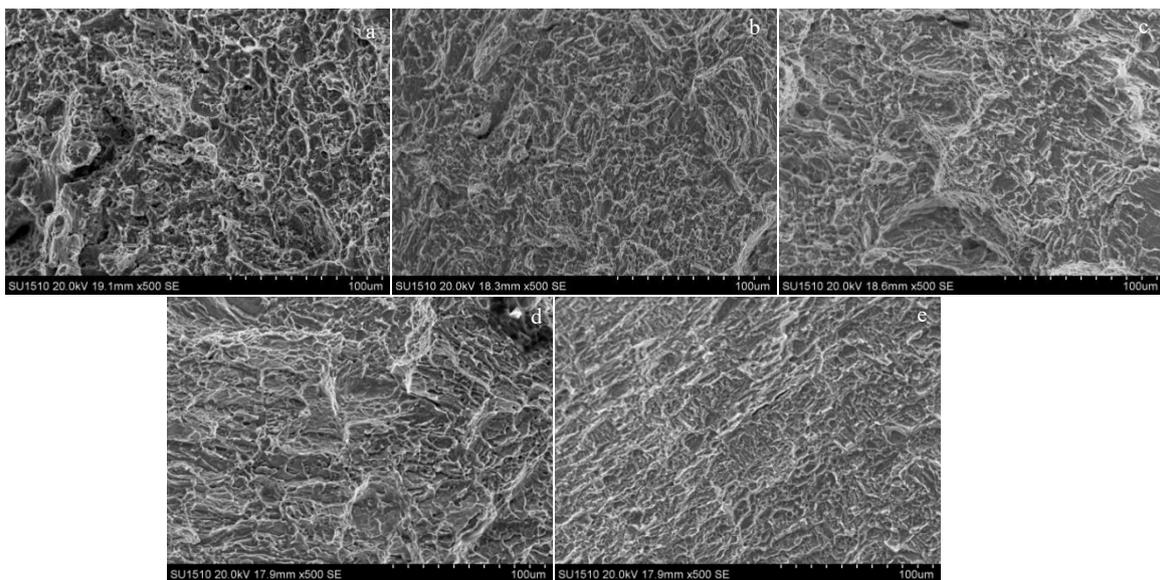


图 13 TC21 钛合金不同固溶工艺后的断裂韧性试样的断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of fracture toughness specimens of TC21 alloy under different solution treatments: (a) $830 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (b) $850 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (c) $870 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (d) $890 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC; (e) $910 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, AC+ $590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC

性试样的断口形貌。其形貌均由许多韧窝构成, 断裂机制属于韧性断裂。由图 13a 可知, 经过 830 °C 固溶处理的试样断口韧窝深度较深, 韧窝的平均尺寸为 19.78 μm , 断口表面出现明显起伏, 这表明其塑性较好。由图 13c 可知, 经过 870 °C 固溶处理的试样断口韧窝较浅, 其韧窝的平均尺寸为 15.21 μm 。由图 13e 可知, 与前者相比, 经过 910 °C 固溶处理的试样断口韧窝更浅且断口表面平坦, 韧窝的平均尺寸为 12.95 μm , 这表明其塑性较差。综上所述, 不同固溶时效工艺处理后的 TC21 钛合金断裂韧性试样断裂方式均为韧性断裂。随着固溶温度的升高, 断口韧窝变浅, 其塑性降低, 这与拉伸试样的延伸率变化趋势也一致。

与图 11 中裂纹扩展路径对比可知, TC21 合金断口形貌特征也能反应出裂纹扩展路径的曲折程度, 平坦的断口表面对应着平直的裂纹扩展路径, 崎岖的断口表面则对应着曲折的裂纹扩展路径。

3 结 论

1) TC21 钛合金经过准 β 锻造和固溶时效热处理工艺处理后, 合金的微观组织呈现典型的网篮组织。随着固溶温度的上升, 片状 α 相含量和长度显著降低。随着时效温度的上升, 对片状 α 相的影响略小, 但次生 α 相的厚度显著增加。

2) TC21 合金随着固溶温度的升高, 强度升高, 塑性下降, 合金抗拉强度最高可达 1269 MPa, 合金断口从韧性断裂为主逐渐向解理断裂为主转变。合金强度随着时效温度的升高而下降, 但塑性会提高。

3) TC21 钛合金固溶时效后的断裂韧性断口形貌表明, 随着固溶温度的升高, 断口表面愈发平坦, 裂纹扩展路径也愈发平直。断裂韧性值随着固溶温度的升高而下降, 随着时效温度的升高而升高。合金最大断裂韧性值可达 71.7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。网篮组织中片状 α 相与次生 α 相尺寸越大, 断裂韧性增大。

4) 综合考虑合金的强度、塑性和断裂韧性之间的好匹配, 分析可得, TC21 钛合金准 β 锻后最佳热处理制度为: 870 °C/2 h, AC+590 °C/4 h, AC, 此时合金抗拉强度为 1250 MPa, 延伸率为 6.61%, 断裂韧性为 64.6 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。

参考文献 References

[1] 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

[2] Qu Henglei(曲恒磊), Zhao Yongqing(赵永庆), Feng Liang(冯

亮) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006(S1): 274

[3] Cheng Wei(陈伟). *Research on the Damage Tolerance of TC21 Titanium Alloy*(TC21 钛合金损伤容限性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2008

[4] Zhao Yongqing(赵永庆), Qu Henglei(曲恒磊), Feng Liang(冯亮) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2004, 21(1): 22

[5] 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

[6] 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

[7] Long Wei, Zhang Song, Liang Yilong et al. *International Journal of Minerals Metallurgy and Materials*[J], 2021, 28(2): 296

[8] Hu Shengshuang(胡生双), Meng Xiaochuan(孟晓川), Wang Qing(王清) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2020, 45(5): 110

[9] 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

[10] Zhu Hong(朱红), Wen Xin(温鑫), Wan Mingpan(万明攀) et al. *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2020, 37(3): 1

[11] Xu Jian(徐坚), Wang Wenyan(王文炎), Zhang Haoyin(张豪胤) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工艺)[J], 2014, 24(5): 29

[12] Zhou Xiaohu(周晓虎), Liu Wei(刘卫), Hao Fang(郝芳) et al. *Forging and Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2020, 45(6): 29

[13] Fan Xiaoguang, Yang He, Xue Kemin et al. *Journal of Alloy and Compounds*[J], 2012, 533: 1

[14] Xin Hongjing(辛宏靖), Liao Minqian(廖敏茜), Wang Xiaohan(王潇汉) et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2021, 13(3): 143

[15] Wu Chuan, Zhan Mei. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(5): 997

[16] Zhu Baohui(朱宝辉), Zeng Weidong(曾卫东), Chen Lin(陈林) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(4): 677

[17] Liu Bingsen(刘炳森), Zhang Shuquan(张述泉), Zhang Jikui(张纪奎) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J],

- 2022, 49(14): 130
- [18] Yang Yang(杨洋), Wu Fan(吴凡), Chen Wei(陈玮). *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2020, 63(13): 24
- [19] Deng Yuting(邓雨亭), Li Siqing(李四清), Huang Xu(黄旭) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2018, 61(9): 59
- [20] Zhou Jianwei(周建伟), Sun Qianjiang(孙前江), Peng Jiahao(彭嘉豪) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3353
- [21] Wang Hai(王海), Wei Fenrong(戴芬绒), Deng Jiabin(邓家彬) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(22): 109
- [22] Yang Liu, Samuel C, Chen Ding et al. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2022, 97(2): 101
- [23] Shi Zhifeng, Guo Hongzhen, Zhang Jianwei et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(12): 2440
- [24] Eylon D, Hall J A, Pierce C M. *Metall Trans*[J], 1976, 7: 1817
- [25] Shi Xiaohui, Zeng Weidong, Zhao Qinyang. *Materials Science and Engineering*[J], 2015, 636: 543
- [26] He Shulin(何书林), Lei Xiaojun(雷小军), Wang Xiaoxiang(王小翔) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 43
- [27] Lu Kaikai(卢凯凯), Zhou Lipeng(周立鹏), Li Minna(李敏娜) et al. *Transaction of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(1): 44
- [28] Wu Chuan, Zhan Mei. *Journal of Alloy and Compounds*[J], 2019, 805: 1144
- [29] Ma Yingjie(马英杰), Wang Dingchun(王鼎春), Wang Hongwu(王红武) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 414

Effect of Solution Aging Treatment on Microstructure Properties of TC21 Titanium Alloy After Quasi- β Forging

Xu Hao, Sun Qianjiang, Wen Chao, Ma Xin, Niu Dongyang

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

Abstract: The quasi- β forging of TC21 titanium alloy was conducted, and then the alloy was treated by the solution aging heat treatment experiment. The effects of different solution aging heat treatment systems on the microstructure and mechanical properties of the alloy were investigated. The results show that after TC21 titanium alloy was forged by quasi- β and treated by solution aging heat treatment process, the microstructure of the alloy presents a typical basket-weave structure. With increasing the solution temperatures, the content and length of the lamellar α phase are decreased significantly, the strength of the alloy is increased, the tensile strength can reach 1269 MPa, whereas while the plasticity change shows the opposite trend, and the maximum fracture toughness can reach $71.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. With increasing the aging temperature, the effect on the lamellar α phase is slightly smaller, but the thickness of the secondary α phase is increased significantly. The strength of the alloy decreases, the tensile strength is 1218 MPa, and the plasticity increases. The fracture morphology of the alloy becomes flatter with increasing the solution temperature, and the crack growth path also becomes flatter. The fracture toughness value presents a downward trend, but it is increases with increasing the aging temperature. Considering the good match among the strength, plasticity, and fracture toughness of the alloy, after comprehensive analysis, it can be obtained that the best heat treatment system of TC21 titanium alloy after quasi- β fracture is: $870 \text{ }^\circ\text{C}/2 \text{ h}$, $\text{AC}+590 \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h}$, AC. The tensile strength, elongation, and fracture toughness are 1250 MPa, 6.61%, and $64.6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, respectively.

Key words: TC21 titanium alloy; quasi- β forging; heat treatment; mechanical properties; microstructure

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