

# 多尺度层状组织结构对 TC21 钛合金力学性能的影响

谭长生<sup>1</sup>, 樊伊朵<sup>1</sup>, 李雪静<sup>1</sup>, 黄朝文<sup>2</sup>, 何佳豪<sup>1</sup>, 张国君<sup>1</sup>

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048)

(2. 贵州大学 高性能金属结构材料与制造技术国家地方联合工程实验室, 贵州 贵阳 550025)

**摘要:** 选用典型的高强韧 TC21 钛合金, 利用基于伪调幅分解机制的“Step-quenching”热处理工艺调控和优化多尺度层状组织结构及其力学性能。利用 SEM、TEM 等研究多尺度层状组织结构的微观组织形貌、断口表面形貌、横截面裂纹扩展形貌等特征。结果表明, 等温淬火温度对  $\alpha$  相析出行为和合金力学性能有强烈影响。将试样在 930 °C 固溶 1 h, 分别在 0、400、600 °C 温度范围等温保温 2 h 后水冷到室温, 次生  $\alpha$  相的宽度逐渐增加, 硬度先增加后稍有降低, 在 400 °C 保温的硬度达到最高值; 将试样在 880、930 和 960 °C 固溶 1 h, 并在 400 °C 等温保温 2 h 后水冷至室温, 分别获得粗片层组织、多尺度层状组织和细片层组织, 合金的硬度和强度随固溶温度的升高依次增加。然而, 多尺度片层组织表现出优异的抗裂纹扩展能力, 其断裂韧度高达 104 MPa m<sup>1/2</sup>, 显著高于粗片层组织 (67 MPa m<sup>1/2</sup>) 和细片层组织 (33 MPa m<sup>1/2</sup>), 机制分析结果表明这归因于滑移难以穿过相界面、曲折的裂纹扩展路径和裂纹偏转等特性。

**关键词:** TC21 钛合金; 等温淬火; 多尺度层状组织结构; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)12-4410-08

钛合金因具有高的比强度、优异的耐腐蚀和抗疲劳损伤等特点, 已成为航空航天和海洋工程等领域不可或缺的关键结构材料<sup>[1-3]</sup>。高强韧钛合金微观组织由  $\alpha$  和  $\beta$  相组成, 它们的含量、形态等都对合金的力学性能有着重要的影响。为了改善合金的综合力学性能, 通过改变合金的热加工和热处理工艺来获得所需的  $\alpha$  相、 $\beta$  相及其不同组合<sup>[4-6]</sup>。研究发现, 通过控制次生纳米尺度  $\alpha$  相的分布和尺寸可使片层组织的 Ti5553 合金强度达到 1.2~1.5 GPa, 然而获得高强度的同时却急剧降低塑性, 导致脆性断裂<sup>[7,8]</sup>。该低塑性归因于晶界  $\alpha$  相的粗化和晶内  $\alpha$  相的非均匀析出行为。可见, 强塑性匹配是高强韧钛合金应用面临的紧迫问题, 而微观组织设计则是实现强塑性匹配的有效方式之一。

近期, 科研工作者<sup>[9]</sup>提出一种多尺度片层组织结构设计方法, 即由硬质纳米片层  $\alpha$  相和较软的微米尺寸片层  $\alpha$  相组成。该多尺度片层组织结构在承受外力时都可以产生塑性变形, 但是较大尺寸的片层  $\alpha$  相承担较大的应变时, 形成应变分配效应 (应变梯度), 不仅能够形成应变硬化效应, 还可以有效缓解晶界与晶内的应力集中, 推迟裂纹的萌生, 以实现强度-塑韧

性的同时提高<sup>[9,10]</sup>。此外, 研究表明 Ti5553 合金的  $\beta$  相转变组织的细化可以通过 Step-quenching (等温淬火) 工艺实现, 这是由于在这种热处理过程中存在  $\beta$  相的“伪调幅分解”机制, 这在热力学上属于均匀形核,  $\alpha$  相的形核率高于普通时效析出的形核率数倍<sup>[11,12]</sup>。Ingelbrecht<sup>[13]</sup>等人在钛合金中利用 Step-quenching (等温淬火) 工艺, 显著提高了 IMI550 钛合金的强度。因此, 可以预期, 如果在钛合金中借助“伪调幅分解”机制调控  $\beta$  基体中  $\alpha$  相的均匀析出, 并结合多尺度片层组织结构设计思路, 将有可能同时提高该合金的强度和韧性, 具有重要的科学意义和工程价值。

TC21 钛合金是我国完全自主研发的  $\alpha/\beta$  型高强韧钛合金<sup>[14]</sup>, 具有较高的强度、韧性和优异的抗疲劳损伤等性能, 目前已在高性能航空及航天飞行器结构件中得到重用应用<sup>[15,16]</sup>。本研究通过 Step-quenching 工艺对  $\alpha$  相相变行为进行了调控, 设计和选择了宽范围的等温淬火温度 (880~960 °C) 和 (0~600 °C), 制备了多尺度层状组织结构钛合金。结合力学性能测试及结果分析, 深入讨论并优化了 Step-quenching 工艺以调控多尺度层状组织结构 TC21 合金。

收稿日期: 2020-12-15

基金项目: 国家自然科学基金 (52001253); 中国博士后基金 (2020M673614XB); 陕西省自然科学基金 (2020JQ-618); 金属材料强度国家重点实验室开放基金 (20202211)

作者简介: 谭长生, 男, 1988 年生, 博士, 讲师, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, E-mail: cstan@xaut.edu.cn

## 1 实验

实验原材料为西北有色金属研究院提供的 TC21 合金, 该合金由质量分数 6%Al、2%Sn、2%Zr、2%Mo、1.5%Cr、2%Nb、少量 Si 和基体 Ti 组成 (均为名义成分), 合金的  $\beta$  转变温度 ( $T_{\beta}$ ) 约为 950 °C。供货态的微观组织为片层组织, 由板条  $\alpha$  和  $\beta$  相层状交替组成, 其中包含大量的  $\alpha$  集束, 如图 1 所示。

图 2 显示了本工作所采用的等温淬火工艺路线。首先, 在  $\alpha+\beta$  两相区进行固溶热处理, 在固溶温度 930 °C (即低于相变点 20 °C 左右) 保温 1 h, 以确保组织中有一定含量的板条  $\alpha$  相; 随后, 迅速将试样取出放入温度分别为 0、400、600 °C 的加热炉内保温 2 h, 然后水冷 (图 2a)。此外, 在同样等温淬火温度条件下, 通过改变固溶温度调控微米尺度板条  $\alpha$  相, 固溶温度分别选取 880、930 和 960 °C。室温压缩、三点弯曲实验在万测电子万能试验机进行, 压缩速率 0.05 mm/min。利用维氏硬度仪 (HXD-1000TMC/LCD) 测试试样的宏观硬度和显微硬度。采用金相显微镜 (OM)、场发射扫描电子显微镜和透射电子显微镜等分析手段研究组织演变规律, 并揭示合金强韧性、硬度和微观组织之间的关联性。

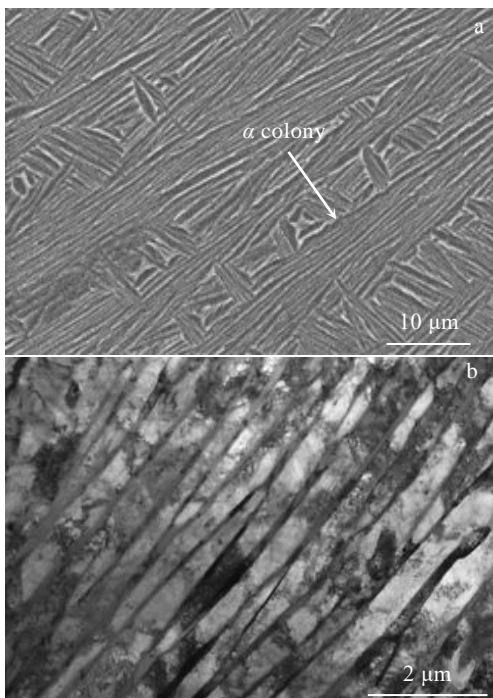


图 1 TC21 合金原始片层组织结构

Fig.1 OM (a) and TEM (b) lamellar microstructures of received initial TC21 alloy

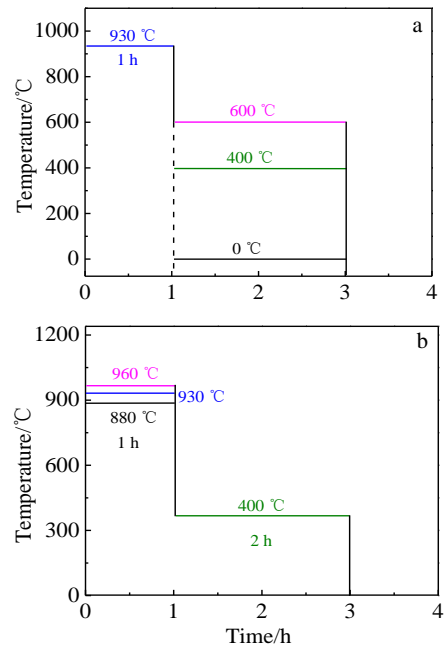


图 2 多尺度层状结构 TC21 合金的等温淬火工艺路线图

Fig.2 Step-quenching process of the multiscale lamellar TC21 alloy: (a) 930 °C+various aging temperatures; (b) various solution temperatures+400 °C aging

## 2 结果与分析

### 2.1 多尺度层状组织结构的调控及其演变规律

合金经过 930 °C 固溶处理后, 分别在 0、400、600 °C 进行等温淬火处理, 其最终获得的微观组织形貌如图 3 所示。从图 3a、3b 中可以得知, 在 0 °C 淬火后, 初生板条  $\alpha$  含量约 11%, 宽度约 0.9  $\mu\text{m}$ ,  $\beta$  相中几乎没有次生  $\alpha$  相析出。图 3c、3d 表明, 在 400 °C 等温淬火后, 初生板条  $\alpha$  相含量增加至 35%, 宽度为 1.58  $\mu\text{m}$ , 次生  $\alpha$  相 ( $\alpha_s$ ) 分布均匀且宽度仅 54 nm。图 3e、3f 显示了合金在 600 °C 等温淬火的组织形貌, 初生板条  $\alpha$  相含量约 36.1%, 宽度约 1.6  $\mu\text{m}$ ,  $\alpha_s$  分布均匀, 其宽度增大至 78 nm。可见, 析出的  $\alpha_s$  相尺寸随着等温淬火温度的升高而增大。由图 4a 看出, 随着等温淬火温度从 0~600 °C, 初生板条  $\alpha$  相含量 ( $V_{\alpha_p}$ ) 和尺寸 ( $W_{\alpha_p}$ ) 先增加后趋于定值, 这是因为 0 °C 的快速淬火, 抑制了板条  $\alpha$  相的长大, 而在 0~400 °C 下, 初生板条  $\alpha$  相长大, 而在 400~600 °C, 初生板条  $\alpha$  相的长大速率减缓; 而  $\alpha_s$  相则随着等温淬火温度的升高呈现线性增大 (图 4b)。 $\alpha_s$  相的形核率主要受过冷度的大小影响, 而  $\alpha$  相的尺寸主要受到原子扩散的影响<sup>[17,18]</sup>。在 600 °C 时,  $\alpha$  形核数量减少, 而  $\alpha$  长大速度较快, 故针片状  $\alpha$  相最粗大, 宽度约为 78 nm (图 3f); 在 0 °C

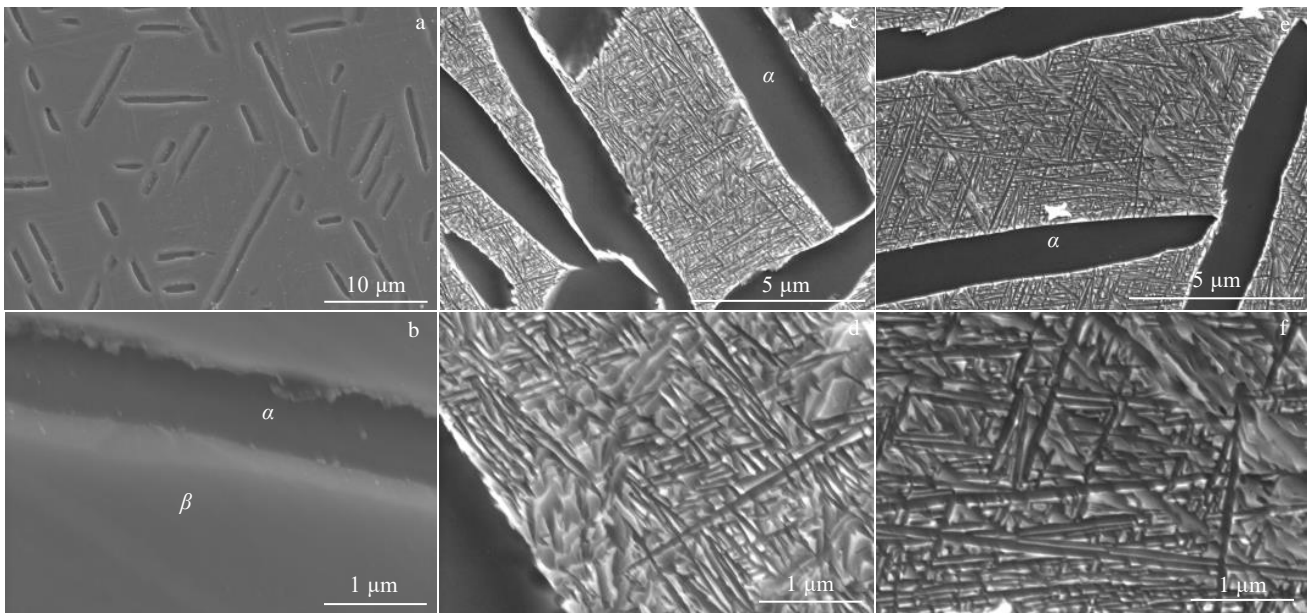


图 3 TC21 合金经 930 °C 固溶 1 h 后在不同温度下等温淬火处理 2 h 水冷的组织形貌

Fig.3 Microstructures of TC21 alloy after solid solution at 930 °C for 1 h and step-quenching for 2 h at different temperatures and water cooling: (a, b) 0 °C; (c, d) 400 °C; (e, f) 600 °C

等温淬火过程中，温度过低，形核数量非常少，几乎观察不到  $\alpha_s$  相，如图 3b 所示；在中温区 400 °C 时， $\alpha$  相形核率有所增加但长大受阻，因此析出较细小的  $\alpha$  相，其宽度约为 54 nm（图 3d）。

根据上述结果可知，在 400 °C 等温淬火可以获得细小的次生  $\alpha_s$  相。根据前期的研究结果可知<sup>[19]</sup>，在 400 °C 进行等温淬火，可获得均匀细小的纳米尺度  $\alpha_s$ ，使双态组织结构 TC21 合金获得最佳的强塑性匹配。因此，选择等温淬火温度为 400 °C。通过控制固溶温度和保温时间，调控初生板条  $\alpha$  相含量和尺寸等参量，结合等温淬火工艺，最终获得由微米尺度初生板条  $\alpha$  相和均匀细小纳米尺度  $\alpha_s$  相的混合组织，即多尺度层状组织结构。图 5 为 TC21 钛合金在不同固溶温度下进行等温淬火后的显微组织形貌。可见，当合金在 880 °C 固溶 1 h，随后在 400 °C 保温 2 h 进行等温淬火后，获得由单一微米尺度板条  $\alpha$  相组成的粗片层组织结构，如图 5a、5b 所示。其中板条  $\alpha$  相的含量和尺寸分别为 62% 和 1.67  $\mu\text{m}$ 。图 5c、5d 分别是合金在 930 °C 固溶 1 h，随后立即在 400 °C 保温 2 h 等温淬火后的组织，该组织呈现多尺度层状组织结构，即由微米尺度板条  $\alpha$  相和纳米尺度针状  $\alpha$  相组成。其中，微米尺度板条  $\alpha$  相含量和尺寸分别为 35% 和 1.35  $\mu\text{m}$ ，纳米尺度  $\alpha$  相宽度为 54 nm。当固溶温度升高至 960 °C，可以发现组织中的微米尺度  $\alpha$  相已经消失，随后通过 400 °C 等温淬火可以获得纳米尺度均匀分布的次生  $\alpha$

相， $\alpha$  相宽度为 55 nm，即细片层组织（图 5e、5f）。由于固溶温度对微米尺度  $\alpha$  相含量和尺寸影响较大，故随着固溶温度的升高，组织中的微米尺度板

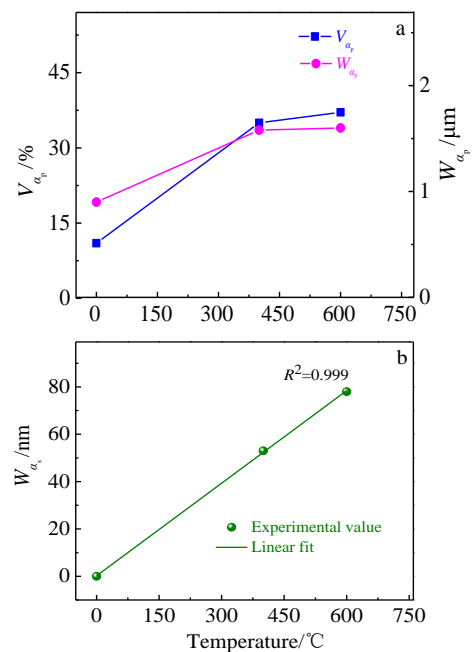


图 4 TC21 合金等温淬火后的组织参数变化

Fig.4 Microstructure evolution of TC21 alloy after step-quenching: (a) width ( $W_{\alpha_p}$ ) and volume fraction ( $V_{\alpha_p}$ ) of primary  $\alpha$  lath; (b) width ( $W_{\alpha_s}$ ) of  $\alpha_s$

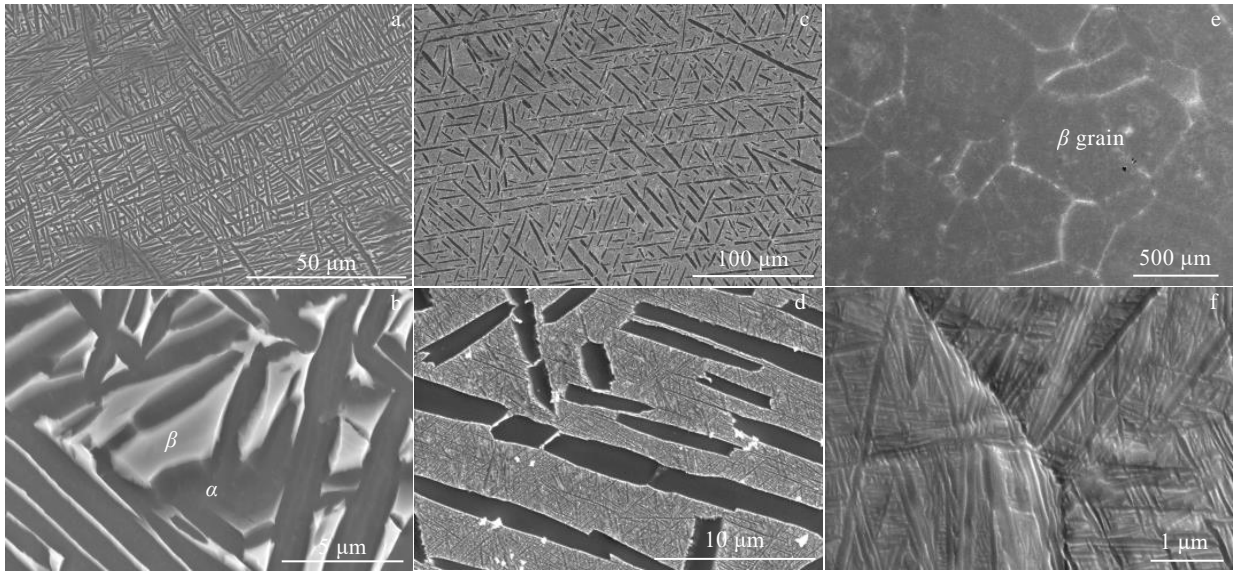


图 5 TC21 钛合金不同固溶温度下进行等温淬火处理水冷后的显微组织形貌

Fig.5 Microstructures of TC21 alloy after step-quenching at different first quenching temperatures and watercooling: (a, b) 880 °C/1 h-400 °C/2 h; (c, d) 930 °C/1 h-400 °C/2 h; (e, f) 960 °C/1 h-400 °C/2 h

条  $\alpha$  含量和宽度逐渐较小至消失。同一等温淬火温度对  $\alpha$  相宽度影响不大，所以其  $\alpha$  宽度变化不大，如表 1 所示。

### 2.2 多尺度层状组织的强韧性匹配及其断裂机制

图 6 是 TC21 钛合金经过等温淬火后的硬度变化曲线。从图 6a 中可以看出，在 0 °C 到 600 °C 等温淬火处理过程中，其合金硬度先增加后略有降低。这是因为 0 °C 几乎没有析出  $\alpha_s$  相进行强化，故硬度最低；400 °C 生成的  $\alpha_s$  起到强化作用，故强度逐渐增大；在温度从 400 °C 到 600 °C 增加的过程中，TC21 合金的硬度值逐渐减小，这是由于片层  $\alpha$  相宽度的增加(图 4b)，导致合金的强度下降<sup>[11,20]</sup>。图 6b 为不同固溶温度下合金的硬度。结果表明，随着固溶温度的升高，合金的硬度逐渐增大。这是因为合金中较容易发生塑性变形的微米尺度板条  $\alpha$  相含量随温度升高而逐渐降低，且在 930 与 960 °C 条件下  $\beta$  基体析出纳米尺度的  $\alpha$  相强化作用增强，因此硬度会随着固溶温度的升高而增大。

表 1 不同固溶温度处理后的组织参量

Table 1 Microstructure parameters of TC21 alloy at different solution temperatures

Temperature/°C	$V_{\alpha_p}/\%$	$W_{\alpha_p}/\mu\text{m}$	$W_{\alpha_s}/\text{nm}$
880	62.0	1.67	0
930	35.0	1.35	54
960	0	0	55

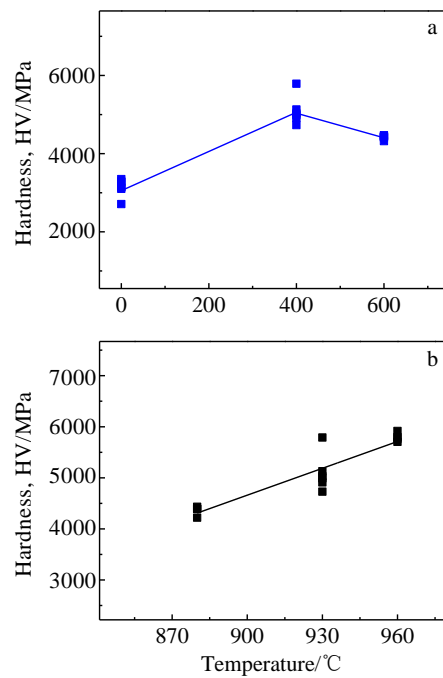


图 6 TC21 合金等温淬火组织的维氏硬度

Fig.6 Vickers hardness of TC21 alloy after step-quenching: (a) various step quenching temperatures and (b) various solution temperatures

图 7 为 TC21 钛合金的室温压缩和三点弯曲试验结果。图 7a 分别是合金在 880、930 和 960 °C 固溶 +400 °C 等温淬火后的压缩应力应变曲线，即分别对应

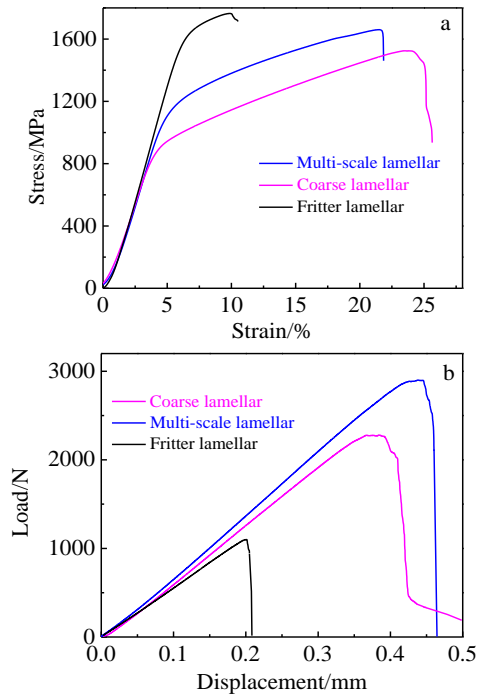


图 7 TC21 合金等温淬火的力学性能

Fig.7 Mechanical properties of TC21 alloy after step-quenching: (a) compression stress-strain curves; (b) three-point bending compression force and displacement curves of notched specimen

粗片层组织、多尺度层状组织和细片层组织结构的压缩力学性能，其压缩屈服强度、抗压强度和断裂应变如表 2 所示。可以看出，其中多尺度层状组织结构获得最佳的压缩性能匹配：其压缩屈服强度、抗压强度和断裂应变分别为 1130 MPa、1663 MPa 和 22%。图 7b 为 3 种缺口试样的三点弯曲压缩力与位移曲线。研究表明<sup>[21]</sup>，力与位移曲线所围成的区域面积代表了材料在变形过程中吸收的能量大小。由图 7b 可知，粗片层组织、多尺度片层组织和细片层组织的力与位移曲线所围成封闭空间的面积之比为 0.75:1:0.16，即多尺度层状组织结构表现出最高的断裂韧性。表 2 给出了粗片层状组织、多尺度片层组织和细片层组织的断裂

韧性值 ( $K_Q$ ) 分别为 67、104 和 33 MPa  $m^{1/2}$ 。综合考虑强度和韧性，多尺度层状组织可以获得最佳的强韧性匹配。

图 8 为粗片层组织结构的三点弯曲断裂韧性试样的断口形貌特征。图 8a 为粗片层组织的宏观断口形貌，断口表现出 3 个明显的区域：预制缺口区、预制疲劳裂纹区和裂纹扩展区。裂纹扩展区较平坦，且出现约 1.5 mm 长度的直裂纹。通过观察断口侧面可以发现，粗片层组织的裂纹扩展路径起伏不大，裂纹扩展路径比较平直，如图 8b 所示。图 8c 和图 8d 分别为裂纹扩展区域的高倍放大形貌特征。可以发现，裂纹沿着  $\alpha$  集束界面或者穿过  $\alpha$  集束进行扩展（图 8c），从而形成和  $\alpha$  集束尺寸相关的较平坦的断口表面（图 8d）。图 9 为多尺度层状组织结构的缺口试样三点弯曲断口形貌特征。其断口宏观形貌同样表现出 3 个典型区域：预制缺口区、预制疲劳裂纹区和裂纹扩展区域（图 9a）。宏观断口特征并未发现较大二次裂纹。通过观察断口剖面形貌可知，多尺度层状组织结构的裂纹扩展路径较为曲折，出现多个裂纹偏转和分叉现象，如图 9b 所示。图 9c 表明在裂纹扩展区出现了大量的台阶和撕裂棱形貌，这些说明裂纹扩展过程中发现了强烈的交互作用，使得微裂纹发生分叉和偏转。图 9d 显示了微裂纹互相连接形成“Z”字型的扩展路径，更加形象和清楚地说明，多尺度片层组织容易使得微裂纹发生分叉和偏转，从而形成曲折的裂纹扩展路径，提高合金的韧性<sup>[21]</sup>。因此，相对于粗片层组织和细片层组织，多尺度层状组织结构表现出优异的抗裂纹扩展能力，获得最高的断裂韧性值。

图 10a 和图 10b 分别为粗片层组织和多尺度层状组织结构在变形过程中的位错滑移特征形貌。由于粗片层组织中存在  $\alpha$  集束（相同取向的  $\alpha$  板条），当承受外加载荷后，位错滑移首先在  $\alpha$  相产生，随后滑移容易穿过  $\alpha/\beta$  相界面形成贯穿两相的滑移带<sup>[22]</sup>，如图 10a 所示。当裂纹尖端遇到滑移带后，则会优先沿着滑移带扩展，即形成穿过  $\alpha$  集束的现象，导致平直裂纹扩展路径。然而，对于多尺度层状组织结构，由于

表 2 等温淬火 TC21 钛合金力学性能

Table 2 Mechanical properties of TC21 alloy after step-quenching

Microstructure	Yield strength/MPa	Compressive strength/MPa	Strain/%	Hardness, HV/MPa	$K_Q/MPa m^{1/2}$
Coarse lamellar	884	1524	25	4390	67
Multiscale lamellar	1130	1663	22	5030	104
Fine lamellar	1500	1764	9.5	5790	33

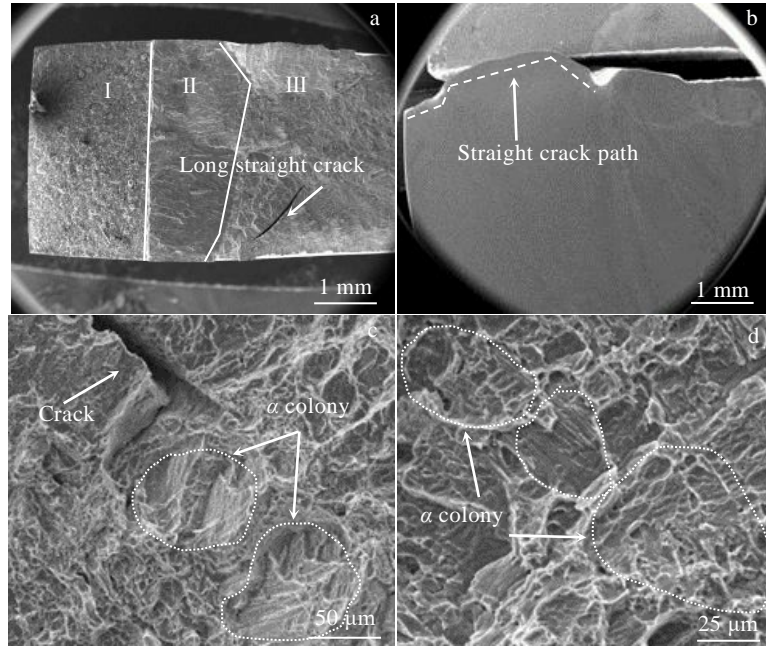


图 8 粗片层组织结构的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of the coarse lamellar microstructure: (a) fracture surface; (b) main crack growth path; (c) secondary cracks; (d)  $\alpha$  colony

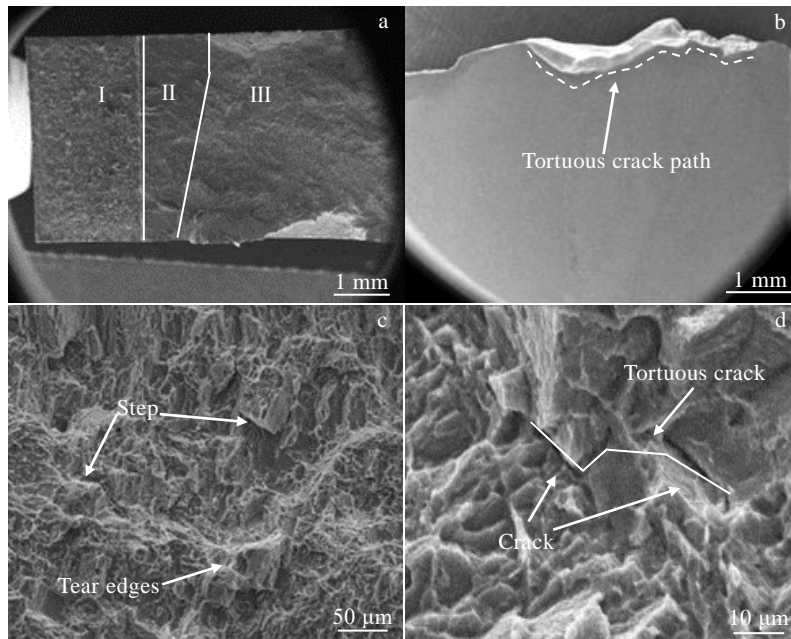


图 9 多尺度层状组织结构的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of the multiscale lamellar microstructure: (a) fracture surface; (b) main crack growth path; (c) steps; (d) secondary cracks

$\beta$  基体析出纳米尺度  $\alpha_s$  相, 且板条  $\alpha$  相取向随机, 并未形成  $\alpha$  集束, 如图 10b 所示, 大量位错塞积在  $\alpha/\beta_{trans}$

相界面以及  $\alpha$  相内, 位错滑移难以穿过相界面, 而是被限制在板条  $\alpha$  相内。因此, 微裂纹难以互相连接, 增

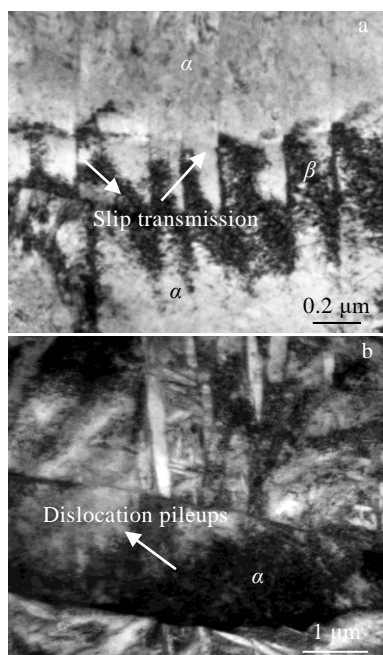


图 10 片层组织中位错滑移形貌

Fig.10 Dislocation slip of lamellar microstructure: (a) the coarse lamellar microstructure and (b) the multiscale lamellar microstructure

加了裂纹偏转和分叉的几率<sup>[21]</sup>。因此，多尺度片层组织表现出优异的裂纹扩展抗力，提高了韧性。

### 3 结 论

1) 随着固溶温度增加(880 °C到 960 °C)，初生板条  $\alpha$  相含量逐渐降低，宽度逐渐减小，随着等温淬火温度的升高(0 °C到 600 °C)，纳米尺度次生  $\alpha$  相宽度逐渐增大。其中，在 400 °C 等温淬火，可以获得宽度 54 nm 的次生  $\alpha$  相。

2) 选择 400 °C 等温淬火，通过调控固溶温度(880、930 和 960 °C)，可分别获得粗片层组织结构、多尺度片层组织结构和细片层组织结构。其中，多尺度层状组织结构由微米尺寸片层  $\alpha$  和均匀分布的纳米尺度片层  $\alpha$  相组成的。

3) 合金中粗片层组织、多尺度片层组织和细片层组织的硬度、屈服强度和抗压强度依次增加。然而，合金的韧性( $K_{IC}$ )却表现出不同的规律：其数值从高到低依次为多尺度片层组织(104 MPa  $m^{1/2}$ )、粗片层组织(67 MPa  $m^{1/2}$ )和细片层组织(33 MPa  $m^{1/2}$ )。即多尺度层状组织结构具有最佳的强韧性匹配。

4) 多尺度层状组织结构裂纹扩展路径曲折，表面形成大量台阶和撕裂棱，微裂纹容易发生分叉和偏转，形成“Z”字型裂纹扩展路径，提高合金的

抗裂纹扩展能力。其它 2 种组织的裂纹扩展路径相对平直，且容易穿过  $\alpha$  集束或沿着集束界面扩展，导致较为平直、分叉少的裂纹扩展路径，降低了合金的韧性。

### 参考文献 References

- [1] Cao Chunxiao(曹春晓). *Aeronautical Science & Technology*(航空科学技术)[J], 2005(4): 3
- [2] Banerjee D, Williams J C. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 844
- [3] Leyens C, Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*[M]. Weinheim: Wiley-VCH, 2003
- [4] Fei Y H, Zhou L, Qu H L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 494(1): 166
- [5] Wang Y H, Kou H, Chang H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 508: 76
- [6] Tan C S, Li X L, Sun Q Y *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 75: 1
- [7] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K *et al. Materials and Design*[J], 2015, 66: 596
- [8] Qin D Y, Li Y L, Zhang S Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 663: 581
- [9] Wu X L, Yang M X, Yuan F P *et al. Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*[J], 2015, 112(47): 14 501
- [10] Ma E, Zhu T. *Materials Today*[J], 2017, 20(6): 323
- [11] Nag S, Zheng Y F, Williams R E A *et al. Acta Materialia*[J], 2012, 60(18): 6247
- [12] Zheng Y F, Williams R E A, Sosa J M *et al. Scripta Materialia*[J], 2016, 111: 81
- [13] Ingelbrecht C D. *Journal of Materials Science*[J], 1985, 20(8): 3034
- [14] 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
- [15] Fang Weiping(房卫萍), Chen Lun(陈 沧), Shi Yaowu(史耀武) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2010, 38(9): 95
- [16] Fei Yuhuan(费玉环), Zhou Lian(周 廉), Qu Henglei(曲恒磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(11): 1928
- [17] Lütjering G, Williams J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer, 2003: 289
- [18] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat*

- Treatment of Titanium Alloys*(钛合金相变与热处理)[M].Changsha: Central South University Press, 2012
- [19] Song Jingwen(宋静雯), Tan Changsheng(谭长生), Sun Qiaoyan(孙巧艳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 236
- [20] Kar S K, Suman S, Shivaprasad S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 610: 171
- [21] Tan C S, Sun Q Y, Zhang G J. *Vacuum*[J], 2020, 109: 848
- [22] Tan C S, Sun Q Y, Xiao L. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 724: 112

## Effect of the Multiscale Lamellar on Mechanical Properties of TC21 Titanium Alloy

Tan Changsheng<sup>1</sup>, Fan Yiduo<sup>1</sup>, Li Xuejing<sup>1</sup>, Huang Chaowen<sup>2</sup>, He Jiahao<sup>1</sup>, Zhang Guojun<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

(2. National and Local Joint Engineering Laboratory of High Performance Metallic Structural Materials and Manufacturing Technology, Guizhou University, Guiyang 550025, China)

**Abstract:** TC21 titanium alloy with high strength and toughness was selected, and the heat treatment process of “Step-quenching” was used to regulate and optimize the multi-scale lamellar microstructure and its mechanical properties. The microstructure morphology, fracture morphology and cross-section crack propagation morphology of multi-scale lamellar microstructure were investigated by SEM and TEM. The results show that the isothermal quenching temperature has a strong influence on the  $\alpha$  phase precipitation behavior and the mechanical properties of the alloy. The samples were solution treated at 930 °C for 1 h, and then step-quenched at temperature of 0 °C to 600 °C for 2 h, and cooled to room temperature. With the increase of temperature, the width of secondary  $\alpha$  lath phase gradually increases, and the hardness first increases and then decreases slightly, among which the hardness at 400 °C being the highest. The samples were solution treated from 880 °C to 960 °C for 1 h and aged at 400 °C for 2 h with water cooling to room temperature. Thus, coarse lamellar, multi-scale lamellar and fine lamellar microstructures were obtained, and the hardness and strength of the alloy increase successively. However, due to its tortuous crack propagation path and crack deflection characteristics, the multi-scale lamellar microstructure shows excellent crack propagation resistance ( $K_Q=104 \text{ MPa m}^{1/2}$ ), which is significantly higher than those of the coarse lamellar ( $K_Q=67 \text{ MPa m}^{1/2}$ ) and the fine lamellar microstructure ( $K_Q=33 \text{ MPa m}^{1/2}$ ).

**Key words:** TC21 titanium alloy; step quenching; multiscale lamellar microstructure; mechanical properties

---

Corresponding author: Zhang Guojun, Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, E-mail: zhangguojun@xaut.edu.cn