

变形温度及热处理对 TC18 钛合金组织及性能的影响

徐平安¹, 冯浩明², 王佳乐², 陈宇², 任晓龙², 王涛²

(1. 昌河飞机工业(集团)有限责任公司, 江西 景德镇 333000)

(2. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: TC18 钛合金具有高强高韧的特点, 是高强钛合金工程化应用的主干合金。为此, 研究了不同变形温度及热处理对 TC18 钛合金组织及性能的影响规律。结果表明, TC18 钛合金在单相区锻造并在两相区热处理后得到网篮组织, 具有较高的强度和韧性, 兼具优异的断后伸长率, 综合力学性能最优。经两相区锻造和两相区热处理后得到典型的双态组织, 合金的塑性最好, 但强度和冲击韧性较低。不论两相区还是单相区锻造, 经过单相区时效之后均得到魏氏组织, α 相的长径比较大。两相区退火的拉伸试样断口呈现出明显的塑性断裂, 单相区退火的拉伸试样呈现出混合断裂模式。TC18 钛合金组织中的等轴 α 相在变形时能激活多个滑移系, 合金呈现出较好的塑性, 而片层和短棒状的 α 相只能激活单一的滑移系, 因而合金塑性较差。

关键词: TC18 钛合金; 变形温度; 热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1009-9964(2025)04-020-07

Effect of Deformation Temperature and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of TC18 Titanium Alloy

Xu Pingan¹, Feng Haoming², Wang Jiale², Chen Yu², Ren Xiaolong², Wang Tao²

(1. AVIC Changhe Aircraft Industry (Group) Co., Ltd., Jingdezhen 333000, China)

(2. Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710018, China)

Abstract: TC18 titanium alloy has the characteristics of high strength and toughness, and it is the backbone alloy for engineering applications of high-strength titanium alloys. The effects of deformation temperature and heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC18 titanium alloy were systematically studied in this paper. The results show that the basket-weave structure obtained via single-phase forging and dual-phase heat treatment of TC18 titanium alloy, exhibiting the best combination properties, including high strength, toughness and good elongation. While the duplex structure obtained via dual-phase forging and dual-phase heat treatment has relative low strength, poor toughness and the best plasticity. Whether it is forged in the dual-phase region or the single-phase region, Widmanstatten structure is obtained after aging in the single-phase region, with a relatively large length-diameter ratio of α phase. The specimens annealed in the dual-phase region show obvious ductile fracture, while annealed in the single-phase region show a mixture fracture mode. The equiaxed α phase in the microstructure of TC18 titanium alloy can activate multiple slip systems, resulting in better ductility, while layered and short rod-shaped α phase can only activate single slip system, resulting in poor ductility of the alloy.

Keywords: TC18 titanium alloy; deformation temperature; heat treatment; microstructures; mechanical properties

随着航空航天工业的快速发展, 减轻金属结构材料的重量变得愈发关键^[1-3]。钛合金因其具有较高的比

强度、优良的耐腐蚀性能及耐高温性能, 以及无磁性、可焊接等优良特性, 成为研究人员关注的重点^[4-5]。按照室温下的晶体结构, 钛合金可分为 α 型、 β 型和 $\alpha+\beta$ 型。根据 β 相的稳定性和合金化特点, β 型钛合金可进一步细分为近 β 型、亚稳 β 型和稳定 β 型钛合金。近

收稿日期: 2025-03-24

基金项目: 秦创原引用高层次人才项目 (QCYRCXM-2023-178)

通信作者: 冯浩明 (1997—), 男, 工程师。

β 型和亚稳 β 型钛合金具有优异的组织调控能力, 可通过热处理在较宽范围内调整力学性能, 被广泛用作高端结构材料^[6-9]。

Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe (Ti-55511) 是一种典型的近 β 型钛合金, 在国内其牌号为 TC18, 具有高强高韧的特点, 是高强钛合金工程化应用的主干合金, 已被广泛应用于飞机的主要承力结构中, 如机身主框架和起落架等^[10-12]。Ti-55511 合金通常由双相结构组成, 包括六方密排 α 相和体心立方 β 相^[13]。Ti-55511 合金的力学性能主要由微观组织决定, 包括作为主要强化相 α 相的尺寸、形态和分布, 而 α 相的空间结构对称性较差, 通常会导致合金的延展性较低^[14]。合金的变形过程主要依赖于 α 相和 β 相中位错的运动, 同时 α 相中形成的变形孪晶也对局部应变协调起到重要作用^[15]。

热变形和热处理是钛合金组织调控的两种有效方式^[5]。在铸态钛合金中, α 相通常呈片层状, 但在热变形和热处理过程中, α 相可以等轴化并细化^[16]。Ivasishin 等人^[17]研究了 Ti-55511 合金的微观结构和力学性能, 发现通过细化 α 相, 极限抗拉强度可超过 1500 MPa, 但塑性急剧下降, 断后伸长率仅为 1.73%。Li 等人^[11]研究了 Ti-55511 合金在不同变形量下的热轧力学行为, 结果显示, 随着变形量的增加, 合金强度提高, 但塑性降低。Li 等人^[9]研究发现, 晶界处连续 α 相向不连续 α 相的转变能够有效提高 Ti-55511 合金的强度和塑性。Ahmed 等人^[10]研究了 Ti-55511 合金在 650 °C 时效处理时的力学性能。结果表明, 随着时效时间的增加, 时效 α 相增多, 导致合金强度明显提高但塑性变差。An 等人^[18]研究了三重热处理过程中的微观组织演变, 提出最佳热处理工艺为 830 °C/0.5 h/FC + 750 °C/2 h/AC + 450 °C/8 h/AC, 在此条件下合金的抗拉强度可达 1132 MPa, 断后伸长率为 15.9%。三重热处理过程中的第一步为均匀化处理, 第二步旨在调整 α 相以提高塑性, 最后的时效工艺则进一步析出时效 α 相以增强强度。这些研究主要集中在通过热处理调控组织形态以实现较好的强韧性匹配, 却较少关注热变形对组织与性能的影响。

锻造是生产钛合金棒材的常用方法^[19]。传统钛合金的锻造通常在单相区进行, 然后在两相区反复变形实现 α 相的细化^[19-21]。本研究重点关注锻造变形温度以及热处理制度, 探究不同变形温度及热处理制度对 TC18 钛合金微观组织和力学性能的影响, 开展相变点以下和以上变形结合不同温度固溶处理的 4 组正交实验, 对比分析其组织性能差异, 系统地探讨工艺、微观结构与力学性能之间的关系, 以期对 TC18 钛合金加工工艺的制定提供依据。

1 实验

实验材料为西部超导材料科技股份有限公司生产的 TC18 钛合金铸锭, 其相变点约为 870 °C, 化学成分如表 1 所示, 显微组织如图 1 所示。从图 1a 铸锭的金相照片可以看出, 经过腐蚀后, 晶粒清晰可见, 其尺寸可达毫米级别。从图 1b 扫描电镜 (SEM) 照片可以明显观察到三叉晶界, 晶界附近有大量的魏氏体片层 α 相; 从图 1c 扫描电镜照片可以观察到晶内大量的细针状 α 相, 形成类似篮网组织的结构。从图 1d 透射电镜 (TEM) 照片可以观察到大量的细针状 α 片层, 其选区电子衍射显示基体 β 相和针状 α 相呈现出经典的 Burgers 位向关系: $\{110\}_{\beta} // (0001)_{\alpha}$; $[\bar{1}11]_{\beta} // \{1\bar{2}10\}_{\alpha}$ 。

表 1 TC18 钛合金铸锭化学成分 (w%)

Al	Mo	V	Cr	Fe	O	N	Ti
5.28	4.90	5.04	1.09	0.98	0.109	0.003	Bal.

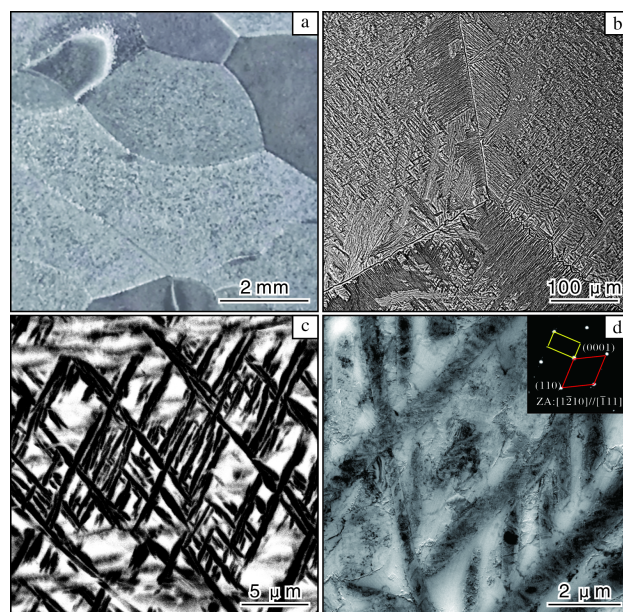


图 1 TC18 钛合金铸锭显微组织

Fig.1 Microstructures of TC18 titanium alloy ingot:
(a) OM; (b, c) SEM; (d) TEM

对 TC18 钛合金铸锭进行开坯锻造, 加工成尺寸为 $\phi 200 \text{ mm} \times 500 \text{ mm}$ 棒材, 然后分别在两相区 (830 °C) 和单相区 (900 °C) 进行锻造, 拔长变形量约为 20%, 得到热变形态的初始样品, 再锯切成 $\phi 180 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$ 的成品试样。分别在两相区和单相区对试样进行热处理, 具体工艺为: ① 830 °C/2 h 炉冷至 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC; ② 900 °C/2 h 炉

冷至 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC。为探究不同锻造变形温度和热处理工艺对 TC18 钛合金组织和力学性

能的影响，对不同工艺路线对应的试样进行编号，如表 2 所示。

表 2 不同变形温度和热处理制度对应的试样编号

Table 2 Specimens numbers corresponding to different deformation temperatures and heat treatment processes

No.	Deformation temperature/°C	Heat treatment process
1#	830	830 °C/2 h furnace cool to 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC
2#	830	900 °C/2 h furnace cool to 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC
3#	900	830 °C/2 h furnace cool to 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC
4#	900	900 °C/2 h furnace cool to 750 °C/2 h/AC + 610 °C/6 h/AC

采用 Zwick Z330 万能力学试验机进行室温拉伸试验，拉伸试样为圆棒状，中间标距的直径为 5 mm，长度为 24 mm。采用 JBW-300B 冲击试验机进行冲击试验，按照 GB/T 229—2020 标准要求制备 U 型缺口试样。为保证测试数据准确可靠，每个制度测 3 个试样。采用 KMX-2000D 光学显微镜 (OM)、FEI Helios Nanolab G3 UC 扫描电子显微镜 (SEM) 和 Titan G2 Cs-corrected 透射电镜 (TEM) 表征试样的组织结构。

2 结果与讨论

2.1 力学性能

图 2 是 TC18 钛合金经过不同温度锻造变形和热处理后的室温拉伸和冲击性能。从图 2a 可以看出，4# 试样的抗拉强度最高，达到 (1248±8.4) MPa，2#、3# 试样的抗拉强度相近，分别为 (1160±7.6) MPa 和

(1155±7.3) MPa，1# 试样的抗拉强度最低，为 (1093±8.3) MPa。屈服强度的变化规律与抗拉强度近似，4# 试样的屈服强度最高，达到 (1154±7.1) MPa，2#、3# 试样的屈服强度相近，分别为 (1073±4.7) MPa 和 (1067±6.3) MPa，1# 试样的屈服强度最低，为 (1037±5.2) MPa。从图 2b 可以看出，1# 试样的塑性最好，断后伸长率达到 16%，2#、3# 试样的断后伸长率相近，分别为 10%、8.5%，4# 试样的断后伸长率最低，为 4%。断面收缩率的变化规律和断后伸长率规律类似，1#~4# 试样的断面收缩率分别为 45%、20%、13% 和 6%。从图 2c 可以看出，两相区热处理后，试样的冲击韧性较好，1#、3# 试样的冲击韧性分别为 (32.9±2.1) J/cm² 和 (36.7±3.2) J/cm²。单相区热处理后，试样的冲击韧性较差，2#、4# 试样的冲击韧性分别为 (29.5±1.9) J/cm² 和 (25.9±2.7) J/cm²。

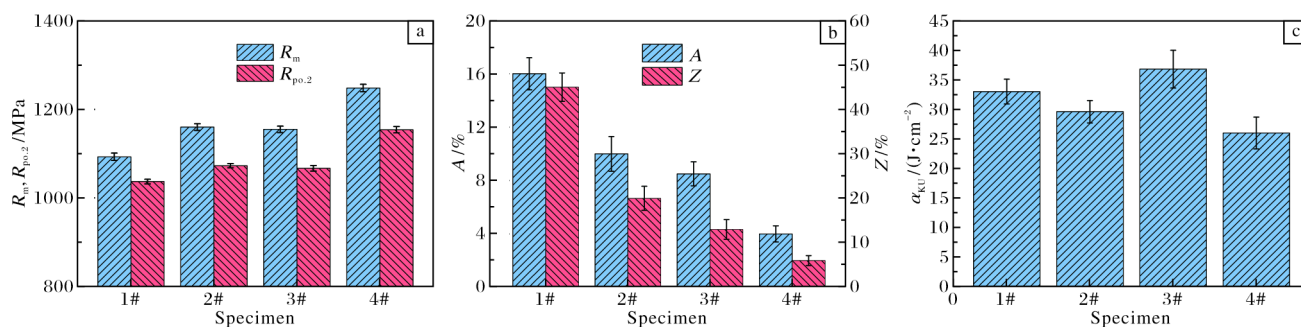


图 2 TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后的力学性能

Fig.2 Mechanical properties of TC18 titanium alloy after forging deformation at different temperatures and different heat treatments: (a) tensile strength; (b) plasticity; (c) impact toughness

2.2 微观组织

图 3 是 TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后的金相照片。从图 3a、3b 可以看出，1# 试样在放大倍数为 50 倍时，无法观察到明显的晶界，500 倍时呈现出典型的双态组织， α 相球化程度良好，等轴 α 相的尺寸为 3~5 μm ，占比约为 25.8%。从图 3c、3d 可以看出，2# 试样在放大倍数为 50 倍时，可观察到完

整连续的晶界，存在较多的晶界 α 片层，故晶界 α 相含量较大，由放大 500 倍的金相照片可知，粗大的 α 片层厚度可达 2 μm ，因而合金塑性较差。从图 3e、3f 可以看出，3# 试样在放大倍数为 50 倍时，虽然存在完整连续的晶界，但并不明显，晶界附近偶尔能观察到 α 片层，500 倍的金相照片显示初生 α 相为短棒状，长径比约为 6.2。从图 3g、3h 可以看出，4# 试样的组织

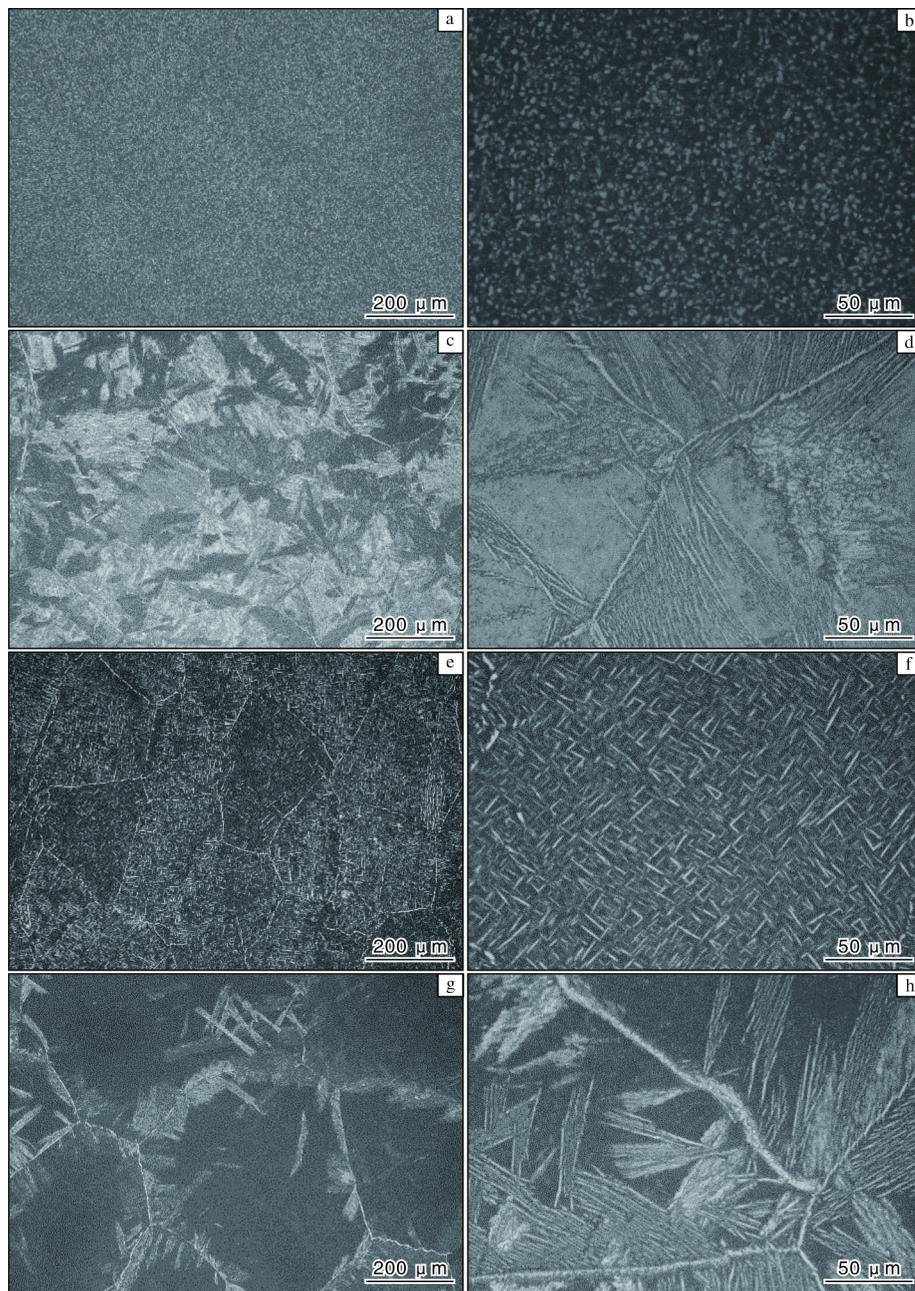


图3 TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后的金相照片

Fig.3 OM photographs of TC18 titanium alloy after forging deformation at different temperatures and different heat treatments:
(a, b) specimen 1#; (c, d) specimen 2#; (e, f) specimen 3#; (g, h) specimen 4#

与 2# 试样类似, 有较多晶界 α 片层和连续的晶界, 因而合金的塑性也较差。

图 4 为 TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后的 SEM 照片。从图 4a 可以看出, 1# 试样等轴 α 相和时效产生的大量针状 α 相弥散分布在 β 转变组织中。从图 4b 可以看出, 2# 试样呈现出明显的魏氏组织, 初生 α 相的片层厚度约为 $2 \mu\text{m}$, 长径比约为 9.6。从图 4c 可以看出, 3# 试样初生 α 相呈短棒状, 为典型的网篮组织。从图 4d 可以看出, 4# 试样组织与 2# 试样高度类似, 其初生 α 相为片层状, 长径比约为 10.54。

1#~4# 试样组织中均有时效析出的 α 片层, 尺寸在纳米级别, 有较大的强化作用。

2.3 断口分析与变形机制

图 5 为经不同温度锻造变形和热处理后的 TC18 钛合金拉伸试样的断口形貌。从图 5a、5b、5e、5f 可以看出, 1# 和 3# 试样的拉伸断口存在大量的球状韧窝, 解理台阶较少, 表明试样发生了明显的塑性断裂。该断裂行为是一种以微孔聚集为主、沿晶断裂机制为辅的混合断裂, 呈现出典型的塑性断裂特征, 表明 1# 和 3# 试样具有较高的韧性。从图 5c、5d、5g、5h 可

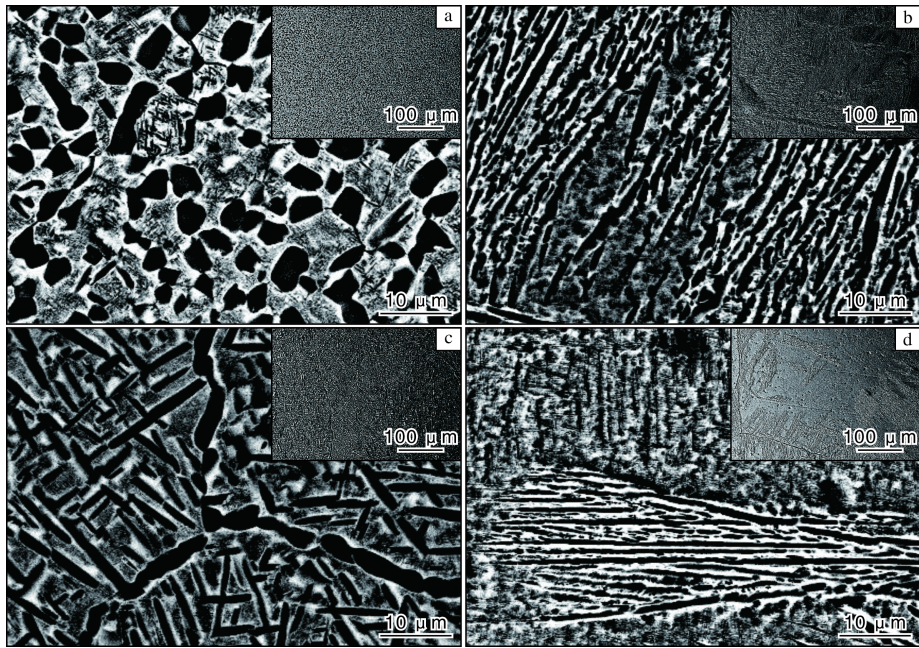


图 4 TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of TC18 titanium alloy after forging deformation at different temperatures and different heat treatments:
(a) specimen 1#; (b) specimen 2#; (c) specimen 3#; (d) specimen 4#

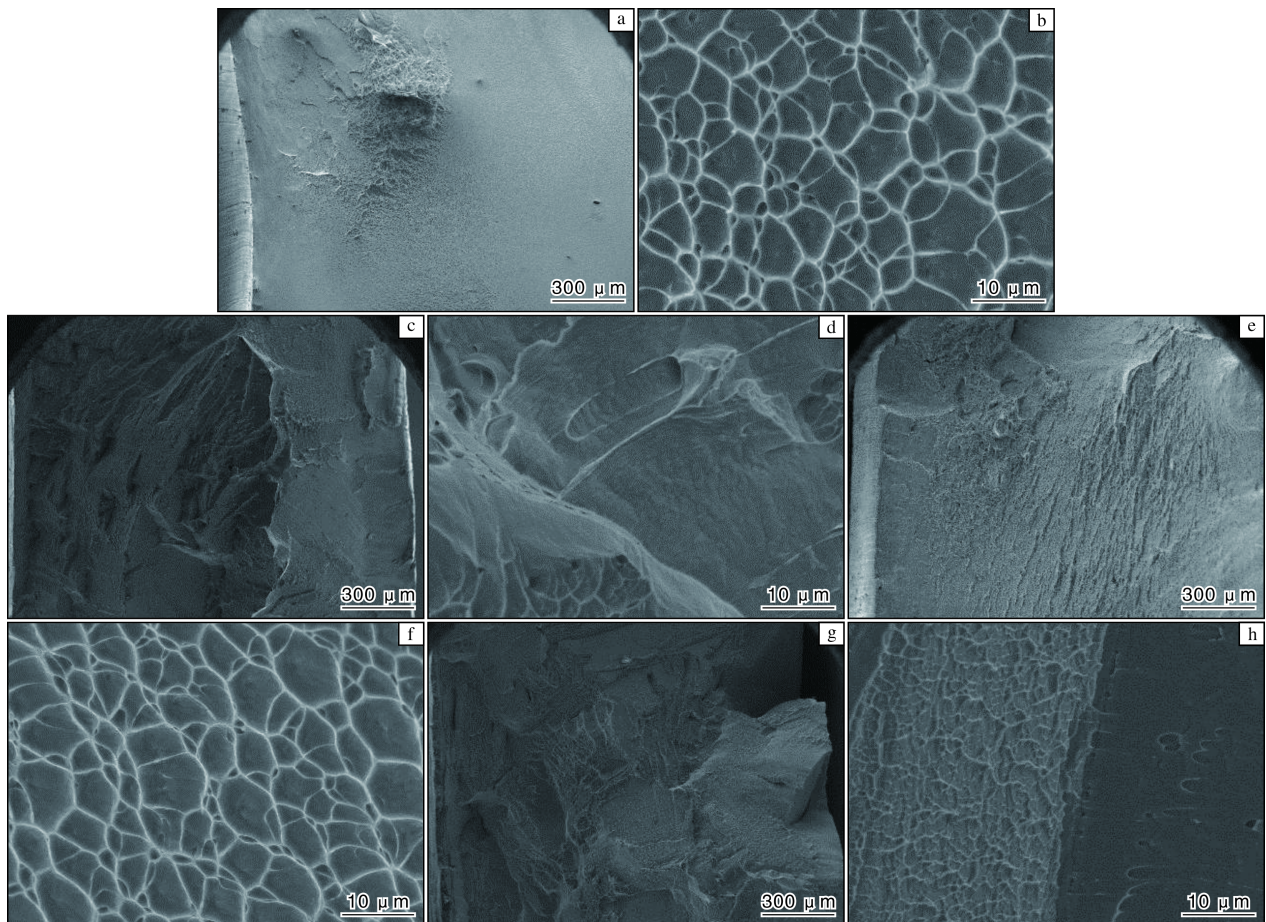


图 5 TC18 钛合金拉伸试样的断口形貌

Fig.5 Fracture morphologies of TC18 titanium alloy tensile specimens: (a, b) specimen 1#;
(c, d) specimen 2#; (e, f) specimen 3#; (g, h) specimen 4#

以看出, 2#和 4#试样的拉伸断口上除了韧窝外, 还存在解理台阶, 呈现出韧脆混合断裂的特征。

图 6 是 1#和 3#试样拉伸变形后的 TEM 照片。从图 6a 可以看出, 1#试样拉伸变形后, 等轴初生 α 相内存在平面滑移的位错, 其电子衍射结果显示这些位错在 $\{10\bar{1}0\}$ 柱面和 $\{10\bar{1}1\}$ 锥面滑移。对于钛合金, 柱面 $\{10\bar{1}0\}$ a 位错在任何条件下都是最容易激活的滑移系, 因为其临界剪切应力最低。但柱面 a 位错只能协调 a 方向上的变形, 当需要协调 c 方向上的变形时,

$\{10\bar{1}1\}$ 锥面 $c+a$ 位错被激活。从图 6b 可以看出, 3#试样拉伸变形后, 初生 α 相内部仅有一个方向的位错滑移, 电子衍射显示该滑移方向为 $\{10\bar{1}0\}$ 柱面滑移。由于 1#试样的组织以等轴状初生 α 相为主, 而 3#试样组织以短棒状初生 α 相为主, 等轴状初生 α 相由于长径比小, 可以激活多个滑移系的位错, 因而在塑性变形时能够协调多个方向的变形, 这也就解释了 1#试样的断后伸长率为 16%, 而 3#试样的断后伸长率仅有 8.5%。

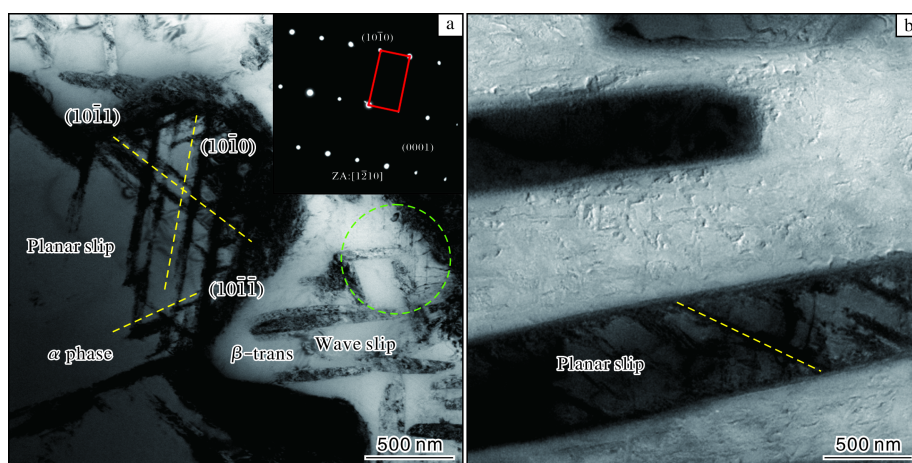


图 6 TC18 钛合金试样拉伸变形后的 TEM 照片

Fig.6 TEM images of TC18 titanium alloy specimens after tensile deformation: (a) specimen 1#; (b) specimen 3#

2.4 微观组织与力学性能关系

根据组织观察与力学性能测试结果, TC18 钛合金经不同温度锻造变形和热处理后, 得到的组织和性能均不同。经两相区锻造和两相区热处理后的 1#试样为双态组织, 表现为 3~5 μm 的等轴初生 α 相均匀分布在 β 基体中。该组织状态下 TC18 钛合金的断后伸长率较大, 抗拉强度和冲击韧性略低, 这是因为变形后初生 α 相的等轴化程度高, 协调变形能力较强, 在变形中能够激发多个柱面 a 和 $c+a$ 位错等滑移系, 因而塑性好, 但其抵抗变形的能力相对较低, 故拉伸断口呈现出大量韧窝。经单相区锻造和两相区热处理后的 3#试样为网篮组织, 初生 α 相呈现短棒状, 轴径比较小, 初生 α 相以网篮状分布在 β 基体中, 因而呈现出较好的冲击韧性和抗拉强度, 这是因为短棒 α 相的片层厚度小于等轴 α 相的直径, 阻碍位错运动的能力较强。不管是单相区还是两相区锻造的 2#、4#试样, 经单相区热处理后, 得到的组织均为典型的魏氏组织, 晶界附近存在较厚的片层, α 相的长宽比相对较大, 呈现出较高的强度和较低的断后伸长率, 冲击韧性也较低, 拉伸断口呈现出混合断裂特征, 包括韧窝和解理台阶。综合考量, TC18 钛合金经单相区锻造和两相

区热处理后, 综合性能最优。

3 结论

(1) TC18 钛合金经两相区锻造和两相区热处理后, 得到典型的双态组织, 其断后伸长率较高, 强度和冲击韧性相对较低。

(2) TC18 钛合金经单相区锻造和两相区热处理后, 得到典型的网篮组织, 其初生 α 相呈短棒状, 长径比较小, 具有较高的强度和冲击韧性, 兼具良好的塑性, 综合力学性能最优。

(3) TC18 钛合金不论是在两相区还是在单相区锻造, 经过单相区热处理后均得到魏氏组织, α 相的长径比较大。

(4) TC18 钛合金试样经两相区热处理后, 拉伸断口呈现出明显的塑性断裂特征; 经单相区热处理后, 拉伸断口存在韧窝和解理台阶形貌, 呈现出混合断裂特征。

(5) TC18 钛合金组织中的等轴 α 相在变形时能够激活多个滑移系, 合金呈现出较好的塑性, 而片层和短棒状 α 相只能激活单一的滑移系, 因而合金的塑性较差。

参考文献 References

- [1] 刘全明, 张朝晖, 刘世锋, 等. 钛合金在航空航天及武器装备领域的应用与发展[J]. 钢铁研究学报, 2015, 27(3): 1-4.
- [2] Lao Z H, Zhang H Y, Wang S Y, et al. Effect of different sizes of α phase on tensile properties of metastable β titanium alloy Ti-5.5Cr-5Al-4Mo-3Nb-2Zr[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(9): 2430-2437.
- [3] 朱知寿. 我国航空用钛合金技术研究现状及发展[J]. 航空材料学报, 2014, 34(4): 44-50.
- [4] Banerjee D, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.
- [5] Pushp P, Dasharath S M, Arati C. Classification and applications of titanium and its alloys[J]. Materials Today: Proceedings, 2022, 54: 537-542.
- [6] Yumak N, Aslantaş K. A review on heat treatment efficiency in metastable β titanium alloys: the role of treatment process and parameters[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(6): 15360-15380.
- [7] Li T, Kent D, Sha G, et al. New insights into the phase transformations to isothermal ω and ω -assisted α in near β -Ti alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 106: 353-366.
- [8] Gu B, Xiong Z H, Yang P, et al. Microstructure evolution and deformation behavior of metastable β -titanium alloy Ti55511 in die forging[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2024, 53(9): 2420-2429.
- [9] Li C W, Xie H, Mao X N, et al. High temperature deformation of TC18 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(2): 326-332.
- [10] Ahmed M, Savvakina D G, Ivasishin O M, et al. The effect of ageing on microstructure and mechanical properties of powder Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 605: 89-97.
- [11] Li Y H Z, Ou X Q, Ni S, et al. Deformation behaviors of a hot rolled near- β Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 742: 390-399.
- [12] 权浩, 邱克辉, 黄德明, 等. 热处理对 TC18 钛合金组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(6): 71-74.
- [13] Li C, Zhang X Y, Li Z Y, et al. Hot deformation of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloys containing thin and thick lamellar α phase[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 573: 75-83.
- [14] Choizez L, Elmahdy A, Verleysen P, et al. Fracture mechanisms in flat and cylindrical tensile specimens of TRIP-TWIP β -metastable Ti-12Mo alloy[J]. Acta Materialia, 2021, 220: 117294.
- [15] Zheng X D, Liu G S, Zheng S J, et al. $\{10\bar{1}2\}$ twinning induced by the interaction between $\{11\bar{2}1\}$ twin and β phase in $\alpha+\beta$ Ti alloys[J]. Acta Materialia, 2022, 231: 117900.
- [16] 贾百芳, 杨义, 葛鹏, 等. TC18 钛合金室温性能与初生 α 相组织特征的关系研究[J]. 热加工工艺, 2011, 40(14): 4-6.
- [17] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V, et al. A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 457(1/2): 296-309.
- [18] An X L, Jiang W T, Ni S, et al. Effects of subtransus triplex heat treatments on the microstructure and mechanical behaviors of a Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe near β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 859: 144207.
- [19] Chen R Y, Guo S B, Zhao X L, et al. Wear mechanism transforming of ultrafine-grained pure titanium by multi-axial forging and low-temperature annealing[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 2980-2989.
- [20] Chouhan D K, Biswas S. Microstructure and texture evolution during multi-direction forging of titanium[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 44: 3102-3105.
- [21] Yang J, Huang S S, Wang Q, et al. The anisotropy of fracture toughness of an $\alpha+\beta$ titanium alloy by β forging[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 5840-5853.

专利信息

冷镦紧固件用 TC16 钛合金及大单重盘圆丝材制备方法

申请号: CN202510585734.9

申请日: 2025-05-08

公开(公告)日: 2025-06-06

公开(公告)号: CN120095001A

申请(专利权)人: 西部超导材料科技股份有限公司

摘要: 本发明属于钛合金丝材轧制技术领域, 具体涉及一种冷镦紧固件用 TC16 钛合金及大单重盘圆丝材制备方法。该 TC16 钛合金化学成分(质量分数)为: C \leq 0.008%, N \leq 0.005%, H \leq 0.005%, O \leq 0.06%, Si \leq 0.03%, Al 3.0%~3.75%, V 4.0%~4.8%, Mo 5.0%~5.4%, Fe \leq 0.02%, 余量为 Ti 及不可避免的杂质。以本发明所涉及的 TC16 钛合金为原料, 可以制备组织细小均匀、性能稳定的大单重盘圆丝材, 且对该大单重盘圆丝材连续进行大变形冷镦不会产生开裂现象。