

显微组织对低成本Ti-6Al-4V合金拉伸性能及高周疲劳行为的影响

何松芝¹, 魏国欢¹, 袁文智¹, 黄美淋¹, 李雨珊¹, 赵秦阳¹,
张勇¹, 张启飞², 梁高飞², 储双杰^{2,3}

(1. 长安大学, 陕西 西安 710064)

(2. 宝武特种冶金有限公司, 上海 200940)

(3. 宝山钢铁股份有限公司, 上海 201900)

摘要: 利用电子束冷床熔炼技术重熔TC4合金返回料并结合短程热轧工艺制备的低成本Ti-6Al-4V (TC4)合金为研究对象, 采用去应力退火与固溶时效2种热处理制度, 系统研究了显微组织对合金拉伸性能和高周疲劳性能的影响。结果表明: 去应力退火后, 合金主要呈现网篮状 $\alpha+\beta$ 片层组织; 经固溶时效处理后, 组织由粗化 α 片层、等轴 α 及 β 转变组织组成。与退火态相比, 固溶时效态合金在保持较高强度的同时塑性显著提高, 实现了较好的强塑性匹配。这主要归因于粗化 α 片层与等轴 α 的协同变形能够有效协调位错滑移并促进高阶滑移系的激活, 从而提高材料的塑性变形能力。高周疲劳测试结果表明, 退火态合金具有更高的疲劳强度, 其原因在于网篮状片层组织能够促进疲劳裂纹偏转并延长裂纹扩展路径, 从而提高疲劳裂纹的扩展阻力。

关键词: 低成本钛合金; 微观组织演变; 拉伸变形; 高周疲劳; 变形机制

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-1935-08

1 引言

钛合金因其高比强度、良好的耐腐蚀性和生物相容性, 被广泛应用于航空航天、海洋工程等领域^[1-4]。其中, Ti-6Al-4V (TC4) 作为一种典型的 $\alpha+\beta$ 双相钛合金, 因其综合力学性能优异、耐腐蚀性良好及热稳定性高, 已成为目前工业应用最为广泛的钛合金^[5-6]。然而, 钛合金原材料价格高、冶炼与加工过程复杂, 这造成钛合金结构件的整体制造成本较高, 因此开发低成本制备技术已成为钛合金研究的重要方向^[7-9]。为降低制造成本, 传统思路是利用更为廉价的合金元素替代较为昂贵的元素^[10-11]、优化熔炼方式^[12]、改善加工路径^[13]。然而, 引入的低成本合金元素易发生成分偏析, 导致“ β 斑”^[14-15]等缺陷的形成; 同时, 加工过程还可能降低合金塑性、韧性及工艺稳定性, 尤其对大规格铸锭的均匀熔炼与性能一致性带来挑战, 从而限制其工业化应用。为避免这一局限, 本研究从“材料循环利用”的角度出发, 采用电子束冷床熔炼 (electron beam cold hearth melting, EBCHM) 技术, 将回收的TC4合金返回料与海绵钛以及铝钒中间合金进行重熔, 并结合短程热轧工艺, 开发了一种新型低成本大

尺寸TC4合金板材。与传统的单一方法相比, 该技术能够提高原料利用率和加工效率, 使生产成本显著降低, 具有良好的工业化应用前景。

基于电子束冷床炉熔炼并结合快速热轧的一体化制备技术, 与传统的大尺寸钛板制备工艺相比, 可显著减少能量消耗及加工流程, 对于降低整体制造成本和提升生产效率具有重要意义^[16-18]。然而, 经过轧制后的钛合金板材在显微组织形态、相结构和残余应力等方面仍需进一步调控, 因此选用合理的热处理制度已成为其制备体系中的关键环节^[19-20]。通过热处理可以有效调控合金的微观组织与优化性能, 是提升材料综合服役性能的重要手段。退火和固溶时效作为2种基础且应用广泛的热处理方法, 能够通过调控相组成、晶粒形貌及缺陷结构, 为改善钛板材的力学性能提供重要的工艺调节空间^[21]。Zhang^[22]等人通过改变退火参数调控SLM制备的TC4合金中 α' 相, 使其完全转变为稳定的 $\alpha+\beta$ 相, 从而使合金塑性提高至11.43%。Jiang^[23]等人通过优化固溶时效参数, 使TC4合金中的针状马氏体 α' 相和亚稳 β 相分解为细小弥散的稳定 $\alpha+\beta$ 相组织, 从而改善合金的综合力学性能,

收稿日期: 2026-03-14

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3705601)

作者简介: 何松芝, 女, 2002年生, 硕士生, 长安大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710064, E-mail: hesozhi@163.com

使其延伸率提高至 11.9%。此外,TC4 合金在实际服役过程中通常承受低应力、多循环次数的交变载荷,其失效形式主要表现为疲劳断裂,因此有必要对其高周疲劳性能进行研究。Ranjan^[24]等研究表明,通过优化 α_p 相含量以获得双峰组织可提高 TC4 合金的疲劳性能,当 α_p 含量为 53%时,疲劳寿命高。Hémery^[25]等人指出,通过降低初生 α 相团簇比例并破坏其取向连续性,可抑制微小裂纹沿基面快速扩展,从而改善钛合金的疲劳性能。

尽管以往研究阐明了 TC4 合金热处理后微观组织与性能之间的关系,但对于采用“EB 炉+返回料”制备 TC4 钛合金的微观组织与力学性能的内在机制和高周疲劳裂纹萌生及扩展机制的相关研究较为匮乏,仍需进一步探讨。为此,本研究通过退火和固溶时效处理建立了 2 种不同的微观结构体系,研究了合金微观组织-力学性能关系,以揭示合金变形行为和高周疲劳裂纹萌生及扩展机理,为低成本钛合金的强塑性匹配优化和寿命周期预测提供数据支撑和科学依据。

2 实验

研究所用合金材料是由宝武特种冶金有限公司开发的新型低成本 TC4 合金,该合金是利用 EBCHM 技术回收 TC4 返回料、Al-V 合金和海绵钛,随后通过高速、短路线轧制工艺生产的尺寸为 8000 mm×5000 mm×40 mm 的大型轧制钛板。轧制速度为 1~5 m/s,道次应变为 $\leq 15\%$,总压下率约为 90%,变形温度为 1100 °C。图 1 为 TC4 合金轧制态组织。可以看出,该合金组织主要由片状 α 相和 β 基体组成,无明显孔隙或空隙,结构致密。通过金相法确定本研究所用 TC4 合金的 β 转变温度为 955 ± 5 °C。为了调控合金的显微组织,采用以下 2 种热处理工艺:去应力退火(550 °C/2 h, AC)和固溶时效(850 °C/1 h, AC+500 °C/4 h, AC),为方便描述,2 种热处理后试样称为 TC4-AN 和 TC4-STA。

通过线切割将原始 TC4 钛合金板材切割成 12 mm×10 mm×2 mm 的试样,将样品打磨后进行机械抛光,选取腐蚀溶液(HF:HNO₃:H₂O=1:3:7)进行腐蚀,制得金相试样。采用场发射扫描电子显微镜(SEM, ZEISS Gemini 300)表征试样微观组织、断口形貌和疲劳裂纹扩展路径。将 0.5 mm 厚的样品机械研磨至约 50 μ m 厚度,在 30 mL HClO₄+

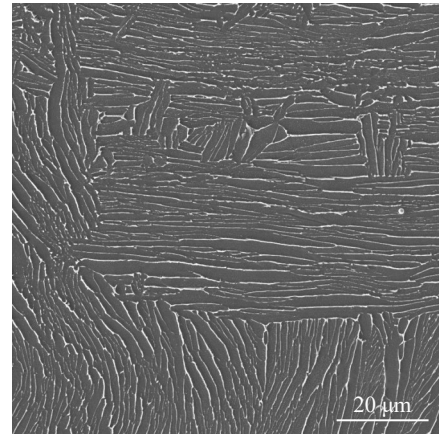


图 1 轧制态 TC4 合金显微组织

Fig.1 Microstructure of the as-rolled TC4 alloy

170 mL C₄H₁₀O+300 mL CH₄O 的溶液中冲孔 3 mm 的圆盘并进行双射流电抛光,在-30 °C, 25 V 条件下制备 TEM 箔。采用 FEI Tecnai G2 F20 透射电子显微镜观察合金变形后的位错特征和形貌,TEM 试样均取自变形后断口附近区域。采用 Gemini SEM 300 型搭载原位拉伸系统的扫描电镜对 2 种热处理状态下的 TC4 合金进行原位拉伸测试表征,样品尺寸如下图 2a 所示。原位拉伸测试过程中,选取不同应变阶段暂停拉伸过程,观察合金显微组织变化。

室温拉伸试验根据 GB/T228.1-2021 标准在 CMT5101 型微电脑万能试验机上进行,拉伸试样尺寸如图 2b 所示,至少进行 3 次测试以确保准确度。高周疲劳实验根据 GB/T3075-2021 标准在型号 HFP5100 高周疲劳试验机上进行。应力比为 0.1,应力循环波形使用正弦波,加载频率为 100 Hz。疲劳试样如图 2c 所示的形状、尺寸规格车削加工,每种应力条件下应至少进行 3 次试验。所有力学性能测试都在合金微观结构均匀的中心区域进行评估,以保证数据的可靠性。

3 结果与讨论

3.1 显微组织

TC4 合金经退火和固溶时效处理后的显微组织如图 3 所示。从图 3a、3b 可以看出,TC4-AN 合金组织主要呈现交织分布的网篮状特征,在原始 β 晶粒内部,大量片

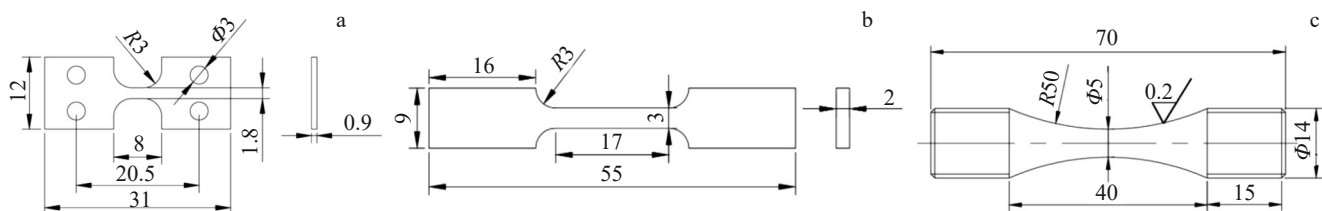


图 2 试样尺寸图

Fig.2 Dimensions of the specimens: (a) in-situ tensile specimen; (b) room-temperature tensile specimen; (c) high-cycle fatigue specimen

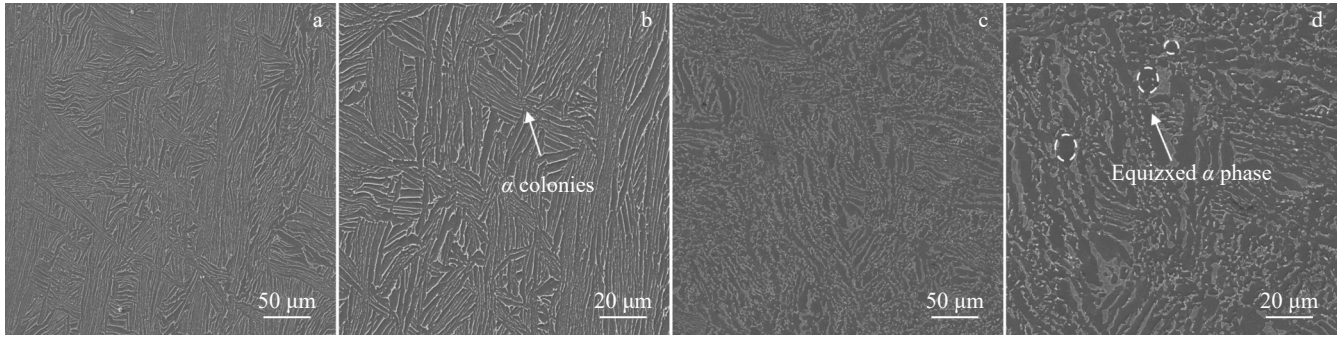


图3 TC4-AN 和 TC4-STA 合金微观组织

Fig.3 Microstructures of TC4-AN (a-b) and TC4-STA (c-d) alloys

层状 α 相沿不同取向交叉生长, 形成明显的 α 集束 (α colonies), 不同片层群之间取向差异较大。同时, 对于 TC4-AN 合金而言, 较低的退火温度使其在热处理过程中主要发生位错回复和局部扩散过程, 这对原有片层结构影响较小, 因此组织形貌与轧制态合金基本保持一致。从图 3c、3d 可以看出, 经固溶时效处理后, 由于固溶温度低于 β 转变温度 ($955\text{ }^\circ\text{C}$), 合金处于 $\alpha+\beta$ 两相区, TC4-STA 合金部分片层 α 相发生溶解并向 β 相转变, 同时保留下来片层 α 在扩散作用下发生粗化。另一方面, 部分片层 α 在界面迁移和局部溶解作用下发生断裂与球化, 逐渐表现出等轴化特征。随后经时效处理, 残余 β 相进一步分解并析出细小次生 α 相 (α_s), 最终表现为由粗化 α 片层、细小等轴 α 相及 β 转变组织共同组成的复合显微组织。

3.2 室温拉伸性能

TC4 合金经不同热处理后应力应变曲线如图 4 所示, 室温拉伸力学性能如表 1 所示。原始轧制态合金的屈服强度为 1069 MPa, 抗拉强度为 1098 MPa, 断后伸长率为 10.4%; 经去应力退火处理后, 合金的屈服强度和抗拉强度分别降低至 983 和 1040 MPa, 而断后伸长率提高至 11.2%; 经固溶时效处理后, 屈服强度和抗拉强度进一步下降至 962 和 1029 MPa, 但断后伸长率显著提高至

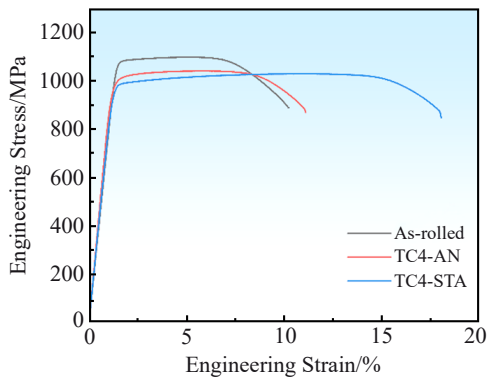


图4 TC4 合金的工程应力-工程应变曲线

Fig.4 Engineering stress-engineering strain curves of TC4 alloy

表 1 TC4 合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of TC4 alloy

Sample	Yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation/%
As-rolled	1069	1098	10.4
TC4-AN	983	1040	11.2
TC4-STA	962	1029	18.2

18.2%。原始 TC4 合金在轧制变形过程中积累了大量位错, 同时内部存在一定的残余应力, 形成了较细的片层 $\alpha+\beta$ 组织。高密度位错及细小 α 片层对位错运动产生较强阻碍作用, 从而使材料获得较高的强度。然而, 由于变形组织中位错密度较高且残余应力较大, 材料在拉伸过程中容易产生应力集中, 导致变形协调性较差, 因此原始态合金虽然具有较高的强度, 但塑性相对较低。经去应力退火处理后, 合金内部发生一定程度的回复过程, 部分位错通过滑移和湮灭重新排列, 位错密度明显降低, 同时轧制过程中引入的残余应力得到释放^[26]。由于退火温度较低, 该处理主要起到消除应力和位错回复的作用, 对原有片层 $\alpha+\beta$ 组织形貌影响较小。因此, 与原始轧制态相比, TC4-AN 合金的强度略有下降, 但由于内部应力状态得到改善, 材料在变形过程中应力分布更加均匀, 从而使塑性有所提高。相比而言, TC4-STA 合金组织中粗化的 α 片层和等轴 α 相降低了相界面对位错运动的阻碍作用, 使位错在变形过程中具有更大的滑移空间, 表现为合金强度的下降及塑性的大幅提升。同时, β 转变组织内部有较为细密的 α/β 界面, 这些界面能够有效地阻碍位错滑移并分散局部应力集中, 在一定程度上弥补了片层粗化带来的强化能力降低。此外, 多尺度组织结构有利于改善材料的变形协调性, 使合金在保持较高强度水平的同时显著提高塑性^[27]。

图 5 为 TC4-AN 和 TC4-STA 合金的室温拉伸断口形貌。从宏观形貌 (图 5a、5d) 可以看出, 2 种热处理状态下, 合金断口均呈现明显的纤维区和剪切唇结构, 表明断

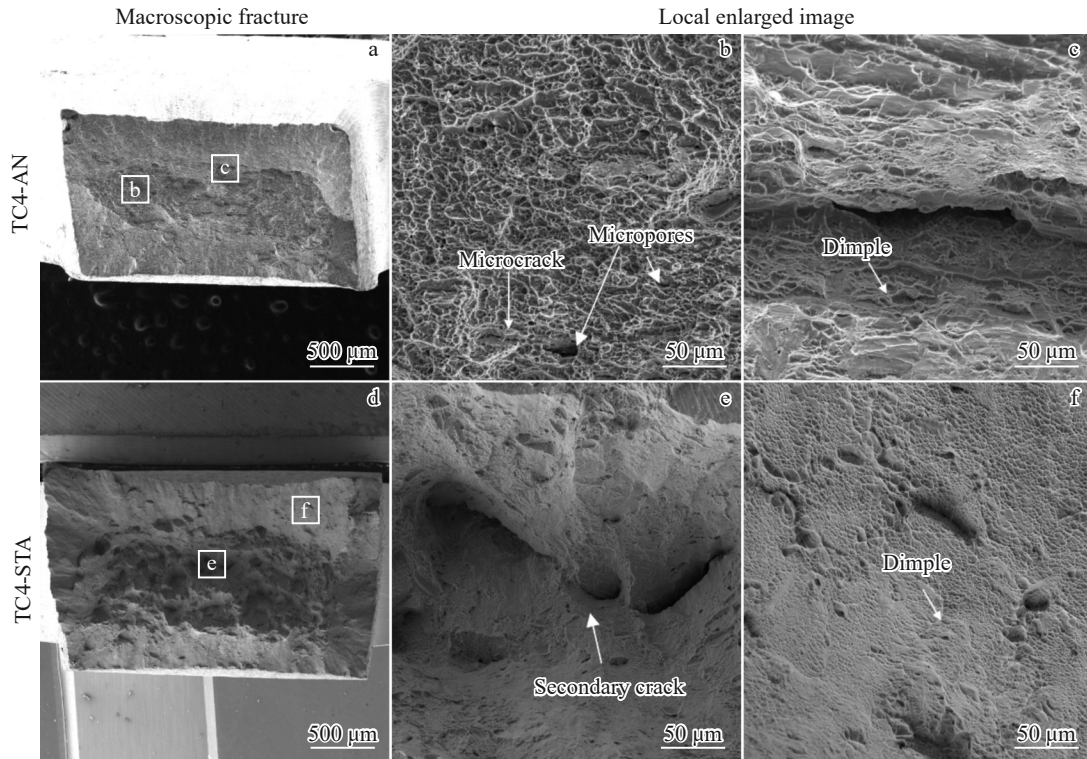


图5 TC4合金拉伸断口形貌

Fig.5 Tensile fracture morphologies of TC4 alloys

裂形式以韧性断裂为主。然而,与退火态相比,固溶时效态断口表面更加粗糙,塑性变形特征更加明显。在高倍下(图5b、5c)可以观察到,TC4-AN合金断口表面分布有大量微孔和微裂纹,并伴随一定数量的韧窝。这些微孔在拉伸过程中逐渐长大并发生连接,最终形成微裂纹并导致材料断裂。由于退火态组织中仍保留一定的片层结构,其对位错运动具有一定阻碍作用,使局部应力集中较为明显,从而在断裂过程中形成微裂纹特征。相比之下,TC4-STA合金断口(图5e、5f)表现出更为明显的韧窝结构,且韧窝尺寸较大、分布更加均匀,同时可观察到部分次生裂纹。大量深而均匀的韧窝表明材料在断裂前经历了充分的塑性变形过程。TC4-STA合金多种组织形态

共同作用提高了材料的变形协调性,使位错在不同相界之间协调运动,从而延缓微孔聚合与裂纹扩展。

3.3 拉伸变形机制

为进一步探究合金的拉伸变形行为,对TC4-AN和TC4-STA合金进行原位拉伸实验,其对应的应力-应变曲线如图6所示。图中A1~A7表示拉伸过程中设置的7个暂停观察点,用于实时表征变形过程中的显微组织演变。不同应变阶段的组织形貌如图7所示。其中,图7a~7d分别对应TC4-AN合金在A1、A4、A7以及断裂后4个阶段的组织形貌;图7e~7h分别对应TC4-STA合金在A1、A5、A7及断裂后4个阶段的组织形貌。

对于TC4-AN合金,在A1阶段(接近屈服点,应变约

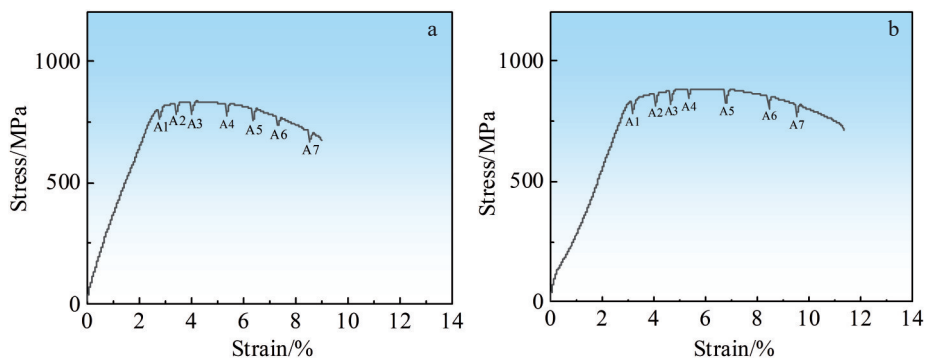


图6 TC4合金原位拉伸应力-应变曲线

Fig.6 In-situ tensile stress-strain curves of TC4 alloy: (a) TC4-AN and (b)TC4-STA

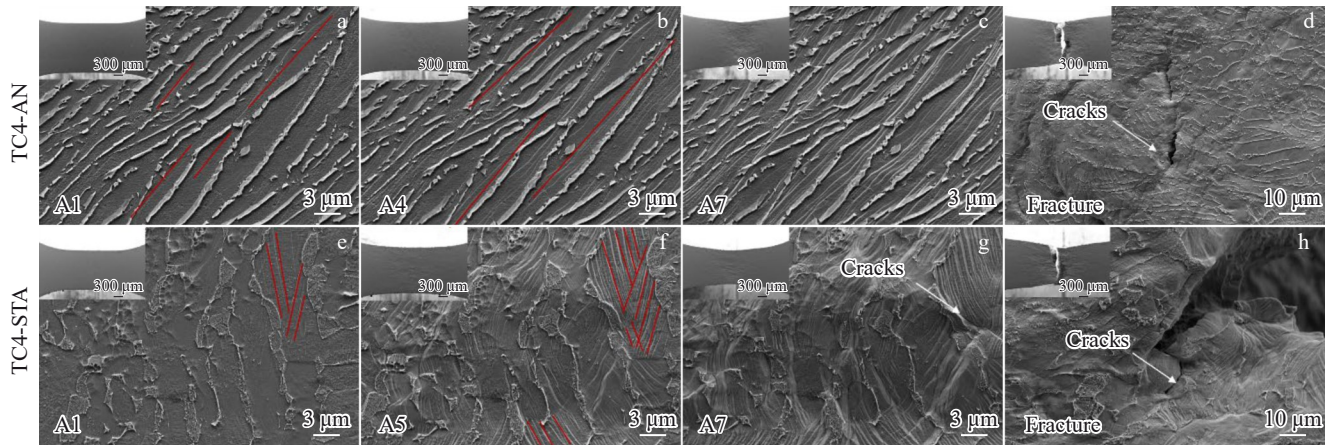


图7 图6中不同阶段TC4合金原位拉伸显微组织

Fig.7 Microstructures of TC4 alloy during in-situ tensile testing at different stages in Fig.6

2.8%)时,仅有少数 α 片层内开始出现滑移线,且滑移线大多沿约 45° 方向分布,这与单轴拉伸条件下最大剪应力方向一致。此时材料刚进入塑性变形阶段,位错开始在 α 相内部滑移并形成初始滑移带。随着应变增加至A4阶段(应变约5.4%),滑移线数量明显增多,滑移带长度逐渐增加,并在部分区域形成较为密集的滑移带群,说明位错活动显著增强,塑性变形逐渐向更多片层扩展。当应变增加至A7阶段(应变约8.6%)时,滑移线数量进一步增加,滑移线能够连续穿过 β 基体到多个 α 片层。由于不同片层之间晶体取向存在差异,滑移带在变形过程中呈现交替活动的特征,在片层交叉区域形成明显的交滑移带。随着局部应变不断累积,片层界面和滑移带交汇处逐渐成为应力集中区域,局部有微孔和微裂纹萌生并逐渐扩展,最终导致材料断裂。相比之下,TC4-STA合金在变形初期即表现出更加明显的多滑移特征。在A1阶段(应变约3.2%)时,部分 α 片层内已经出现交滑移线,说明经固溶时效处理后的样品内部位错滑移更加容易激活。随着应变增加至A5阶段(应变约6.8%),滑移线数量迅速增多并逐渐形成连续的滑移带网络,表明位错在多个滑移系上协同运动,塑性变形在晶粒间均匀分布。当应变达到A7阶段(应变约9.5%)时,晶粒出现明显的撕裂和拉伸形变,材料表现出较好的塑性流动特征。此时微裂纹在局部应力集中区域逐渐萌生,并沿滑移带或相界扩展,最终导致材料断裂。与退火态合金相比,固溶时效态合金在变形过程中能够承受更大的塑性变形,其断口表现出更高的截面收缩率。

在金属材料的塑性变形过程中,位错的产生、运动和相互作用对材料的力学性能和变形行为具有重要影响。为进一步探究组织对合金变形机制的影响,对拉伸断口附近区域的TC4-AN和TC4-STA合金进行了TEM表征,如图8所示。对于TC4-AN合金,在 α 片层内部可以观察到大量位错缠结及位错塞积现象(图8a~8c)。由于退火

态合金中 α 片层较为细小,相界密度较高,位错在滑移过程中容易在片层界面及相界处受到阻碍,从而形成明显的位错堆积。随着外加应力的增加,这些位错逐渐相互缠结并形成复杂的位错网络结构,使局部区域产生应力集中。这种位错缠结不仅增加了位错运动阻力,同时也限制了位错在晶粒内部的连续滑移,从而在一定程度上保持了材料强度,但同时也降低了材料的塑性变形能力。相比之下,TC4-STA合金在变形后表现出不同的位错特征。在 $B=[1\bar{2}1\bar{3}]$ 的衍射条件下,当衍射矢量为 $g=[\bar{1}10\bar{1}]$ 时,根据不可见性判据($g \cdot b=0$),在等轴 α 相内部观察到明显的 $\langle c+a \rangle$ 型位错(图8d,8e)。 $\langle c+a \rangle$ 型位错的出现表明,在拉伸变形过程中部分高阶滑移系被激活,使位错能够在更多晶体取向方向上运动,从而为沿 c 轴方向的塑性变形提供条件^[28]。此外,在粗化的 α 片层区域内观察到长而笔直的位错线(图8f)。这些位错线沿特定滑移方向分布,表明位错能够在 α 相内部沿稳定滑移系进行较长距离的滑移。同时,次生 α 相及其界面附近(图8f)存在明显位错塞积,表明其可作为有效的位错障碍,进而保持合金的滑移抗力和强度水平。这种多尺度组织结构的协同作用调控了位错运动行为,使TC4-STA合金在保持较高强度水平的同时表现出更加优异的塑性变形能力。

3.4 高周疲劳性能

图9为TC4-AN和TC4-STA合金在室温条件下的 $S-N$ 曲线($R=0.1$)。可以看出,2种热处理状态下合金的疲劳寿命均随最大应力水平的降低而增加,表现出典型的高周疲劳特征。通过曲线拟合结果可以发现,TC4-AN合金的 $S-N$ 曲线整体位于TC4-STA合金的曲线之上,表明在相同循环寿命条件下退火态试样能够承受更高的应力水平。当循环次数达到 $N_f=1 \times 10^7$ 周次时,TC4-AN合金的疲劳极限约为600 MPa,TC4-STA合金的疲劳极限约为537.5 MPa。这一差异主要与2种状态下的显微组织特征有关。退火态TC4合金呈现网篮状片层,在循环载

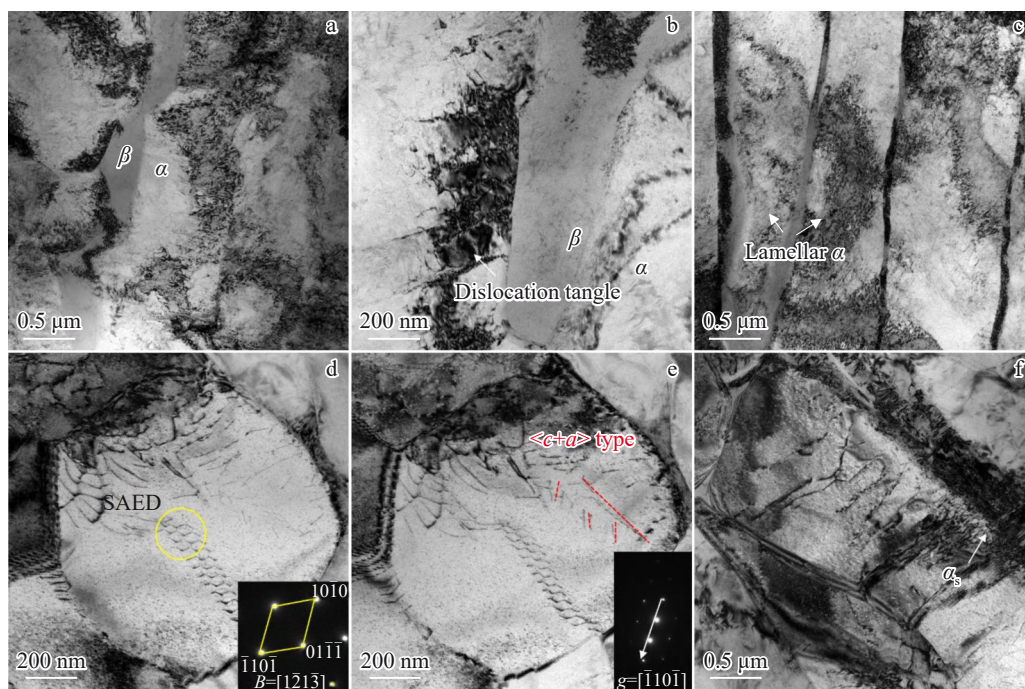


图8 TC4合金室温拉伸后TEM组织

Fig.8 TEM microstructures of TC4-AN (a-d) and TC4-StA (e-f) alloys after room-temperature tensile testing: (a) dislocation distribution within the α phase and at the α/β interface; (b) dislocation distribution at the α/β interface; (c) dislocation distribution in the lamellar α phase; (d) TEM image and SAED pattern of equiaxed α phase; (e) dislocation types of equiaxed α phase; (f) dislocation distribution at the α_s/β interface

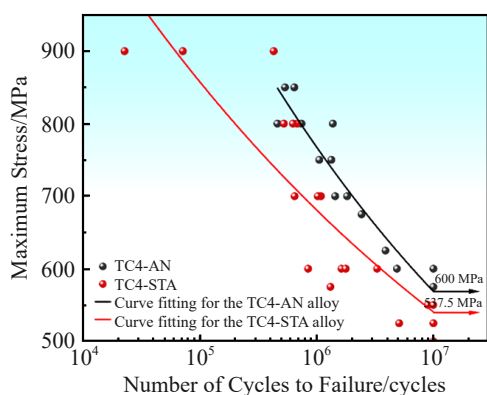


图9 TC4合金高周疲劳S-N曲线

Fig.9 S-N curves of TC4 alloy under high-cycle fatigue

荷作用下能够增加裂纹扩展路径并提高裂纹扩展阻力，从而表现出较高的疲劳强度。

为进一步揭示不同热处理状态下TC4合金疲劳性能差异的微观机制，对其疲劳断口形貌进行了观察与分析。图10为TC4合金室温下高周疲劳断口形貌。其中TC4-AN加载条件为 $\sigma_{max}=850\text{ MPa}$, $N_f=5.39\times 10^5$, TC4-StA为 $\sigma_{max}=900\text{ MPa}$, $N_f=4.31\times 10^5$ 。

对于TC4-AN合金，疲劳裂纹主要从试样表面萌生(图10a)。宏观断口整体较为平整，疲劳裂纹扩展区域较大。在裂纹源附近的高倍形貌(图10b)中，可以观察到明显的次生裂纹。这些次生裂纹通常在裂纹萌生及早

期扩展阶段形成，并伴随主裂纹发生分叉与偏转。裂纹的偏转和分叉能够有效延长裂纹扩展路径，并在扩展过程中消耗更多能量，从而提高材料对疲劳裂纹扩展的阻力^[29]。相比之下，TC4-StA合金的疲劳裂纹从次表面萌生(图10d)，其裂纹源区呈现出典型的小刻面特征。在高倍形貌(图10e)中可以观察到多个微小刻面，相关研究表明，这些刻面多形成于等轴 α 晶粒内部，其形成机制主要与晶粒内滑移行为有关^[30-32]。在循环载荷作用下， α 晶粒内部的柱面滑移逐渐集中并产生位错塞积，导致局部应力集中。当局部应力达到临界值时，晶粒内部的某些易解理面发生解理断裂，从而形成小刻面结构，并最终发展为疲劳裂纹源。在疲劳裂纹扩展区(图10c、10f)可以观察到较为清晰的疲劳条带。这些条带的延伸方向通常与局部裂纹扩展方向垂直，是裂纹在循环载荷作用下逐步扩展的典型特征。疲劳条带之间的间距反映了裂纹在每个载荷循环中的扩展距离，因此可用于表征裂纹扩展速率。一般而言，条带间距越大，表明裂纹扩展速率越快。综合来看，TC4-AN合金由于存在明显的裂纹偏转及次生裂纹扩展行为，在裂纹扩展过程中能够消耗更多能量；而TC4-StA合金则表现出以等轴 α 晶粒内刻面为特征的次表面裂纹萌生机理。2种不同的裂纹萌生与扩展方式反映了不同显微组织对疲劳损伤演化行为的影响。

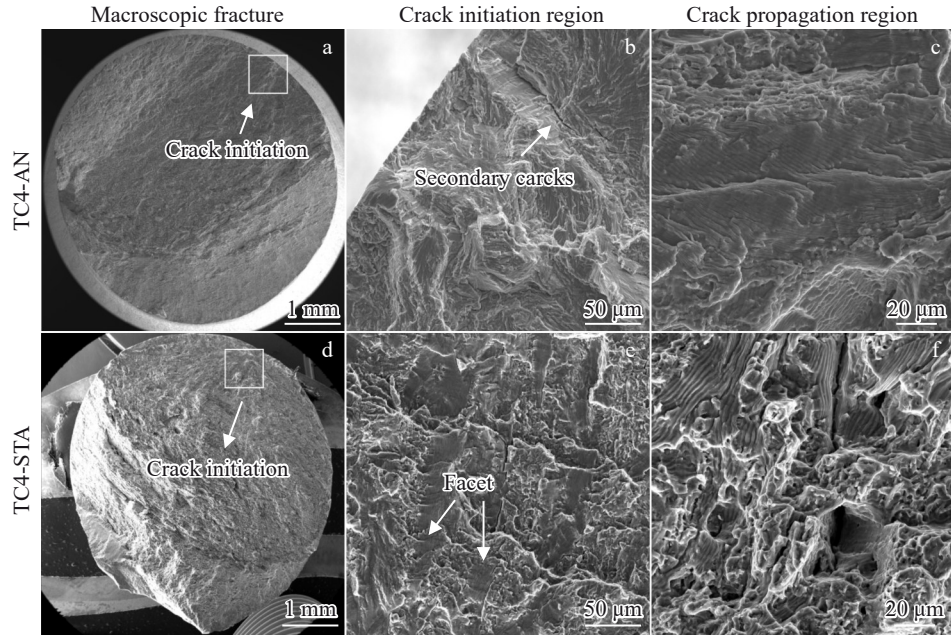


图10 TC4合金高周疲劳断口形貌

Fig.10 High-cycle fatigue fracture surface morphologies of the TC4 alloy

4 结论

1) TC4合金经退火处理后,仍保持典型的网篮状片层 $\alpha+\beta$ 组织,组织形貌与轧制态基本一致;经固溶时效处理后,TC4-STA合金部分 α 片层发生溶解与粗化,并伴随片层断裂及球化,最终形成由粗化 α 片层、等轴 α 相和 β 转变组织组成的多尺度复合显微组织。

2) 热处理对TC4合金室温拉伸性能具有显著影响。与轧制态相比,TC4-AN合金屈服强度和抗拉强度略有下降,但断后伸长率有所提高;TC4-STA合金在保持较高强度同时断后伸长率提高至18.2%,表现出更优的强塑性匹配。

3) TC4-AN合金在变形过程中易形成位错塞积和位错缠结,片层界面对位错滑移具有明显阻碍作用;而TC4-STA合金中粗化 α 片层与等轴 α 为位错滑移提供了更大的活动空间,并激活 $\langle c+a \rangle$ 型位错等高阶滑移系,使材料在变形过程中表现出更加均匀的多滑移特征和更好的变形协调性。

4) 2种热处理状态下,TC4合金均表现出典型高周疲劳特征。但当循环次数达到 1×10^7 周次时,TC4-AN合金的疲劳极限更高,约为600 MPa。这主要归因于网篮状片层组织能够促进裂纹偏转并增加裂纹扩展路径,从而提高疲劳裂纹扩展阻力。

参考文献 References

[1] Xu G H, Zhao X B, Xia W S et al. *Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2025, 35(2): 258

- [2] Li W M, Wang S Q, Yang X et al. *Metals*[J], 2025, 15(2): 192
- [3] Zhao Q Y, Bolzoni L, Chen Y N et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 126: 22
- [4] Lei L, Zhao Y Q, Zhao Q Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140411
- [5] Lu F Y, Ma Q S, Liu E Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1027: 180543
- [6] Li J, Davies H M, Fox K et al. *International Journal of Fatigue*[J], 2023, 171: 107589
- [7] Yang Z Z, Xu W C, Zhang W Q et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2023, 136: 121
- [8] Chen D J, Wang Q, Ren J Q et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 891: 146004
- [9] Wan G L, Ren Z H, Guo Y H et al. *Materials Science and Technology*[J], 2023, 39(12): 1530
- [10] Wang C, Sun Y Y, Mi Y Y et al. *Metals*[J], 2023, 13(7): 1208
- [11] Shin S H, Lee D G. *Materials*[J], 2025, 18(11): 2448
- [12] Chen D Z, Das R, Lu S L et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 29: 839
- [13] Sun Huanying(孙欢迎), Zhao Jun(赵军), Liu Yian(刘翊安) et al. *Rare Metal Materials And Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(6): 1892
- [14] Chen Chuanyi(陈传毅), Hao Junjie(郝俊杰), Shu Lei(舒磊) et al. *Rare Metal Materials And Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(4): 980
- [15] Tong J B, Zhang C J, Chen J S et al. *Materials*[J], 2023, 16(14): 4911
- [16] Chen Q, Xu L Y, Zhang Y K et al. *Additive Manufacturing*[J], 2024, 86: 104236
- [17] Pu Z, Du D, Chen C Y et al. *Journal of Materials Science &*

- Technology*[J], 2025, 216: 209
- [18] Zhang H Z, Yi J H, Wang J S *et al. Metals*[J], 2022, 12(12): 2018
- [19] Ding P, Xiao H, Zhao S *et al. JOM*[J], 2022, 74(10): 3843
- [20] Lv N, Liu D, Wang J G *et al. Archives of Civil and Mechanical Engineering*[J], 2023, 23(3): 200
- [21] Sarma J, Kumar R, Sahoo A K *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 23: 561
- [22] Zhang J, Shi Y H, Shen S *et al. Materials*[J], 2025, 18(17): 4126
- [23] Jiang Y Q, Geng L, Zhang G F. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2025, 35(3): 3042
- [24] Ranjan A, Singh A, Jha J S *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2023, 175: 107745
- [25] Hémery S, Stinville J C. *International Journal of Fatigue*[J], 2022, 156: 106699
- [26] Cheng C, Feng Y, Chen Z Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 826: 141971
- [27] Zhou Y, Wang K, Wen X *et al. Scripta Materialia*[J], 2023, 226: 115233
- [28] Kishida K, Kim J G, Nagae T *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 196: 168
- [29] Chen L F, Li T X, Liu D *et al. Materials & Design*[J], 2025, 257: 114414
- [30] Liu C H, Xu X, Sun T Z *et al. Acta Materialia*[J], 2023, 253: 118957
- [31] Mahmood A, Sun C W, Lashari M I *et al. Journal of Materials Science*[J], 2024, 59(27): 12695
- [32] Shang Guoqiang(商国强), Zhang Xiaoyong(张晓泳), Wang Xinnan(王新南) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(2): 529

Effect of Microstructure on Tensile Properties and High-Cycle Fatigue Behavior of a Low-Cost Ti-6Al-4V Alloy

He Songzhi¹, Wei Guohuan¹, Yuan Wenzhi¹, Huang Meilin¹, Li Yushan¹, Zhao Qinyang¹,

Zhang Yong¹, Zhang Qifei², Liang Gaofei², Chu Shuangjie^{2,3}

(1. Chang'an University, Xi'an 710064, China)

(2. Baowu Special Metallurgy Co., Ltd, Shanghai 200940, China)

(3. Baoshan Iron & Steel Co., Ltd, Shanghai 201900, China)

Abstract: A low-cost Ti-6Al-4V (TC4) alloy fabricated by remelting TC4 scrap using electron beam cold hearth melting (EBCHM) combined with a short-process hot-rolling route was investigated. Two heat treatment conditions, namely stress-relief annealing and solution treatment followed by aging were adopted to study the influence of microstructure on the tensile properties and high-cycle fatigue (HCF) performance of the alloy. The results indicate that the stress-relieved alloy exhibits a typical basketweave $\alpha+\beta$ lamellar microstructure. After solution treatment and aging, the microstructure transforms into a heterogeneous structure consisting of coarsened α lamellae, equiaxed α grains, and transformed β . Compared with the annealed condition, the solution-aged alloy shows a significant improvement in ductility while maintaining relatively high strength, leading to a favorable strength-ductility synergy. This enhancement is primarily attributed to the cooperative deformation of coarsened α lamellae and equiaxed α grains, which effectively accommodate dislocation slip and promote the activation of higher-order slip systems, thereby improving the plastic deformation capability of the alloy. High-cycle fatigue tests reveal that the annealed alloy exhibits a higher fatigue strength. This behavior is associated with the basketweave lamellar microstructure, which facilitates crack deflection and prolongs the fatigue crack propagation path, thereby improving resistance to fatigue crack growth.

Key words: low-cost titanium alloy; microstructural evolution; tensile deformation behavior; high-cycle fatigue; deformation mechanism

Corresponding author: Zhao Qinyang, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Chang'an University, Xi'an 710064, P. R. China, Tel: 0086-29-82337340 E-mail: zqy@chd.edu.cn