

激光定向能量沉积 TC11 钛合金的热稳定性

张亚州¹ 梁初一² 王浩军¹ 郭全庆¹ 商国强³ 陈西锋⁴ 施洋² 尹圣铭² 刘鑫旺²

(1. 中航西安飞机工业集团股份有限公司, 西安 710089; 2. 华中科技大学材料科学与工程学院, 材料成形与模具技术全国重点实验室, 武汉 430074; 3. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 4. 中国航空工业集团公司西安飞机设计研究所, 西安 710089)

摘要 激光熔丝定向能量沉积(W-LDED)成形的 TC11 钛合金在航空工业具有巨大应用潜力, 但相关构件需在 500 °C 下长期服役, 材料热稳定性直接影响构件的服役寿命和可靠性。主要研究 W-LDED 成形 TC11 钛合金经双重退火后, 在 500 °C 和 600 °C 下保温 100 h 过程中的微观组织演化规律及力学性能变化。结果发现, 500 °C 热暴露后, α_p 平均厚度增加, 相界趋于模糊, β_i 发生分解重构; 600 °C 热暴露后, α_p 除增厚外出现明显碎化与球化, β_i 分解重构为粗楔形貌。热暴露后无新相析出, 但显著削弱初始组织, KAM 值由 0.44° 减小至 0.39°, 低角度晶界比例由 16.4% 降至 7.1%~7.4%; 热暴露后屈服强度变化范围在 $\pm 2.5\%$ 以内, 伸长率由 8.6% 下降到 6.9%, 下降了 19.8%。断裂机制由热处理态的韧性断裂向韧脆混合断裂的渐进转变。 α 相粗化及 β_i 分解是导致合金伸长率下降的主要原因。

关键词 激光熔丝定向能量沉积; TC11 钛合金; 热稳定性; 组织演变; 力学性能

中图分类号 TG146.2; TG156

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20260102

Thermal Stability of TC11 Titanium Alloy by Laser Directed Energy Deposition

ZHANG Yazhou¹, LIANG Chuyi², WANG Haojun¹, GUO Quanqing¹, SHANG Guoqiang³, CHEN Xifeng⁴,
SHI Yang², YIN Shengming², LIU Xinwang²

(1. AVIC Xi'an Aircraft Industry Group Co., Ltd., Xi'an 710089; 2. State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074; 3. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095; 4. AVIC Xi'an Aircraft Design Institute, Xi'an 710089)

Abstract: TC11 titanium alloy by wire laser-directed energy deposition (W-LDED) exhibits great application potential in aerospace industry. However, relevant components suffer long-term service at 500 °C, and the thermal stability directly affects the service life and reliability. The evolution law of microstructure and mechanical property of W-LDED TC11 titanium alloy was investigated, which was subjected to double annealing followed by thermal exposure at 500 °C and 600 °C for 100 h. After thermal exposure at 500 °C, the average thickness of α_p is increased, phase boundaries become blurred, and β_i undergoes decomposition and reconstruction. After thermal exposure at 600 °C, in addition to thickening, α_p exhibits significant fragmentation and spheroidization, while β_i decomposes and reconstructs into a coarse wedge-like morphology. Absence of new phases is precipitated after thermal exposure. Thermal exposure significantly weakens the initial texture, where KAM value is decreased from 0.44° to 0.39°, and proportion of low-angle grain boundaries is reduced from 16.4% to 7.1%~7.4%. After thermal exposure, the yield strength is fluctuated within a range of $\pm 2.5\%$, and the elongation is declined from 8.6% to 6.9%, representing a reduction of 19.8%. The fracture mechanism is gradually transformed from ductile fracture in heat-treated state to a mixed ductile-brittle fracture. The coarsening of α phase and decomposition of β_i are responsible for the reduction in elongation.

Key Words: W-LDED, TC11 Titanium Alloy, Thermal Stability, Microstructure Evolution, Mechanical Properties

钛合金因其低密度和高比强的优异结合, 在航空航天工业得到广泛应用^[1-3]。其中, TC11(Ti-6.5Al-

3.5Mo-1.5Zr-0.3Si) 合金在室温和高温(最高至 500 °C)^[4]下表现出卓越的力学性能、抗蠕变性和热稳定

收稿日期: 2026-04-03; 修订日期: 2026-04-15

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2023YFB4605200)

第一作者: 张亚州, 男, 1988 年出生, 高级工程师, E-mail: zhangyazhou217@163.com

通信作者: 梁初一, 女, 2002 年出生, 硕士研究生, E-mail: CYLiang2002@outlook.com

引用格式: 张亚州, 梁初一, 王浩军, 等. 激光定向能量沉积 TC11 钛合金的热稳定性[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(5): 700-706.

ZHANG Y Z, LIANG C Y, WANG H J, et al. Thermal stability of TC11 titanium alloy by laser directed energy deposition[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(5): 700-706.

性^[5-7],可用于压气机盘、鼓筒等结构部件^[8-9]。对于此类长期服役于中温环境的构件,其热稳定性直接决定部件的服役寿命与可靠性。目前,关于锻造 TC11 钛合金在长期热暴露下的组织演化机制已有系统研究^[10-13]。古一等^[10]发现,经 500 ℃长期热暴露后,TC11 钛合金强度略有上升而塑性显著下降,该现象与 α_2 的稳定化和长大密切相关。何孟亮等^[12]发现热机械处理工艺可调控 β 转变组织在热暴露中的相变,进而影响合金的热稳定性。WANG J H 等^[14]和 HAO Y B 等^[15]进一步证实,热暴露过程中 α 相含量随温度升高而降低、尺寸增大,且会引发 α 相粗化与球化。此外,YAN Z 等^[13]研究也揭示了热暴露条件下相分解及组织演变行为。综上,锻造 TC11 钛合金在长期热暴露下的组织演化主要表现为 α 相的球化行为及 β 相分解^[14-15],导致高温长时间暴露后 TC11 钛合金性能下降^[14]。

激光熔丝定向能量沉积(W-LDED)作为一种高效成形技术^[16],在大型钛合金复杂构件制备中具有广阔应用前景^[17]。然而,该工艺特有的非平衡快速凝固和热循环过程,使得 W-LDED 成形的 TC11 钛合金在经过双重退火热处理后,具有区别于锻造合金的组织特征,主要包括网篮组织、魏氏体组织、 β 转变组织和 α 集束^[18]。这种组织状态在长期热暴露下的演化行为尚不明确,因此,有必要针对热处理后 W-LDED 成形 TC11 钛合金开展热稳定性研究。

基于此,系统研究 W-LDED 成形 TC11 钛合金在典型服役温度上限(500 ℃)及以上温度(600 ℃)下经过 100 h 热暴露后的组织与性能演变,旨在揭示 W-LDED

成形 TC11 钛合金在高温环境下的微观结构演变与性能变化机理,为其在高温部件中的长寿命、高可靠性服役提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验设备与材料

试验采用的激光同轴送丝定向能量沉积系统集成送了丝喷嘴、丝材矫直器、6 个功率为 2 000 W 的激光光束、氩气吹扫室、水冷系统、高速摄像机和六轴联动控制系统。与侧向送丝相比,同轴送丝系统将丝材垂直送入熔池,有助于实现高效率均匀沉积,且不受构件复杂异形结构特征限制。高速相机可实时监测熔池状态,有助于分析沉积成形时熔池液态金属形态转变过程的稳定性。沉积过程在氩气氛围中进行,以防氧化。

采用 $\phi 1.6$ mm 的 TC11 钛合金丝材,其化学成分见表 1。对激光熔丝沉积成形的试样进行双重退火热处理,具体制度为:首先在 980 ℃下保温 4 h,空冷;然后在 550 ℃下保温 4 h,空冷。热处理态以 HT 表示。随后,将热处理态试样在 500 ℃与 600 ℃下分别进行 100 h 的热暴露试验,分别记为 HT-500、HT-600。表 2 为 TC11 激光沉积主要工艺参数。

表 1 TC11 钛合金丝材的化学成分
Tab.1 Chemical composition of TC11 wire %

w_B									
Al	Mo	Zr	Si	O	Fe	C	N	H	Ti
6.39	3.52	1.54	0.26	0.12	0.15	0.006	0.005	0.006	余量

表 2 TC11 激光沉积主要工艺参数
Tab.2 Main processing parameters for TC11 deposition

激光功率/W	送丝速度/($m \cdot min^{-1}$)	扫描速度/($mm \cdot min^{-1}$)	激光光斑直径/mm	层间高度/mm	线能量密度/($J \cdot mm^{-1}$)
3 120	2.0	1 200	3.0	1.2	65

沉积策略:沉积方向沿 Z 轴,扫描路径为往复式,每层扫描方向相对于上一层旋转 90°。拉伸试样取样方向见图 1,试样轴向平行于沉积方向(Z 轴)。

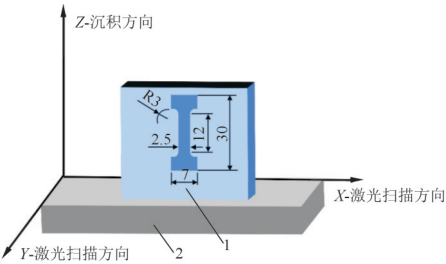


图 1 W-LDED 成形 TC11 钛合金的沉积策略和拉伸试样取样示意图

Fig.1 Schematic diagrams of deposition strategy and sampling direction for tensile specimens of W-LDED TC11 titanium alloy
1. 基板 2. 沉积试块

1.2 试验表征及力学性能测试

采用 Bruker D2 phaser 型 X 射线衍射仪(Cu $K\alpha$ 辐射, $\lambda=0.154$ nm)进行物相分析,工作电压为 30 kV、电流为 10 mA,连续扫描模式,扫描范围为 20°~90°,扫描速度为 3 (°)/min。试样经机械抛光后用体积分数为 5% 的 HF+10% 的 HNO_3 +85% 的去离子水的混合溶液腐蚀,通过 Quanta 200 扫描电镜观察显微组织及拉伸断口形貌。采用配备电子背散射衍射探头的 GeminiSEM 300 场发射扫描电镜获取晶粒取向、织构及微观应变分布信息,扫描步长为 0.4~2.0 μm ,数据经 Aztec-Crystal 软件分析;EBSD 试样依次经机械研磨、电解抛光(电解液采用体积分数为 10% 高氯酸+90% 的酒精)及离子束刻蚀处理。室温拉伸试验在 AG-IC 100kN 的

材料持久性能试验机上进行,试样标距为 12.0 mm,应变速率为 10^{-3} s^{-1} ,每组试样测试 3 个试样,结果取平均值。显微硬度测试采用 200HV-5 数显式显微维氏硬度计,测试用载荷的档位为 4.9 N,加载保荷时间为 15 s,每种试样的点位测 5 次以上以减小误差。

2 试验结果与讨论

2.1 组织演变

图 2 为热处理态 TC11 钛合金热暴露前后的 XRD 图谱。所有试样均在 $2\theta=35.1^\circ$ 、 38.5° 、 40.3° 、 53.1° 、 63.1° 、 70.8° 、 76.4° 及 77.6° 处检测到 α -Ti 特征峰,分别对应 α -Ti (PDF#89-5009) 的 $(10\bar{1}0)$ 、 (0002) 、 $(10\bar{1}2)$ 、 $(11\bar{2}0)$ 、 $(10\bar{1}3)$ 、 $(11\bar{2}2)$ 和 $(20\bar{2}1)$ 晶面。同时, $2\theta=39.2^\circ$ 和 56.6° 附近存在 β -Ti 的 (110) 和 (200) 衍射峰。热暴露后未出现新衍射峰,表明无新相析出。但各晶面簇衍射峰相对强度发生变化,说明不同热暴露条件可能影响合金的晶体取向特征。

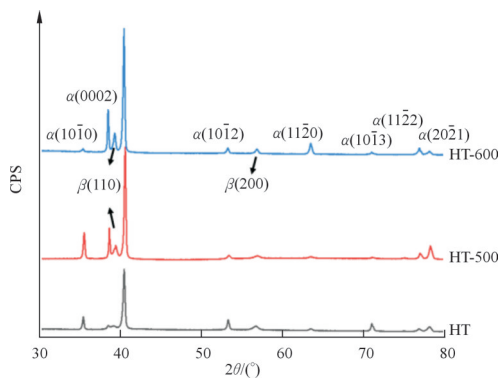


图 2 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的 XRD 衍射图谱
Fig.2 XRD patterns of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

为进一步评估是否存在 XRD 难以检测的细小析出相,采用 CALPHAD 方法计算了 TC11 合金的平衡相组成,结果见图 3。可以看出,在 $400\sim 700^\circ\text{C}$ 范围内,除 α 和 β 相外,计算预测存在 TiZrSi 相(质量分数为 1.3%~1.5%)及 Ti_3Al (α_2) 有序相(500°C 时约 10%)。然而,XRD 图谱(图 2)未检测到这些相的衍射峰,主要归因于析出相尺寸过小。

图 4 为试样不同状态的微观组织。由图 4a 和图 4b 可知,HT 试样中,初生 α 相(α_p)厚度约为 $3.2 \mu\text{m}$,且可见清晰的 β 转变组织(β_i)。 500°C 热暴露 100 h 后,HT-500 试样的组织整体仍保持网篮形态,但 α_p 平均厚度增至约 $3.7 \mu\text{m}$,轮廓趋于粗糙和模糊,见图 4c 和图 4d。同时,热暴露过程元素扩散使 β_i 发生分解,伴随 α 板条形成, β 相分布分散,整体呈粗楔形状。随着热暴露温度提高,HT-600 试样中的 α_p 厚度未发生显著变化, β_i 形貌

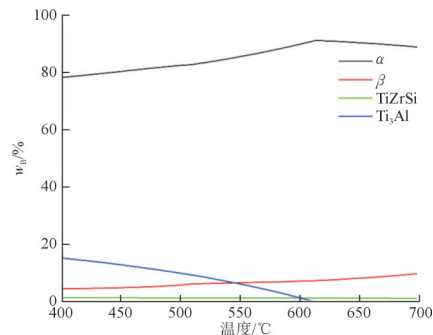


图 3 CALPHAD 计算得到的 TC11 钛合金平衡相组成
Fig.3 Equilibrium phase compositions of TC11 titanium alloy calculated by CALPHAD

与 500°C 时相似,但在图 4e 和图 4f 中发现部分 α_p 出现碎化与球化趋势。此外,并未发现新的析出相,这与 XRD 结果一致。

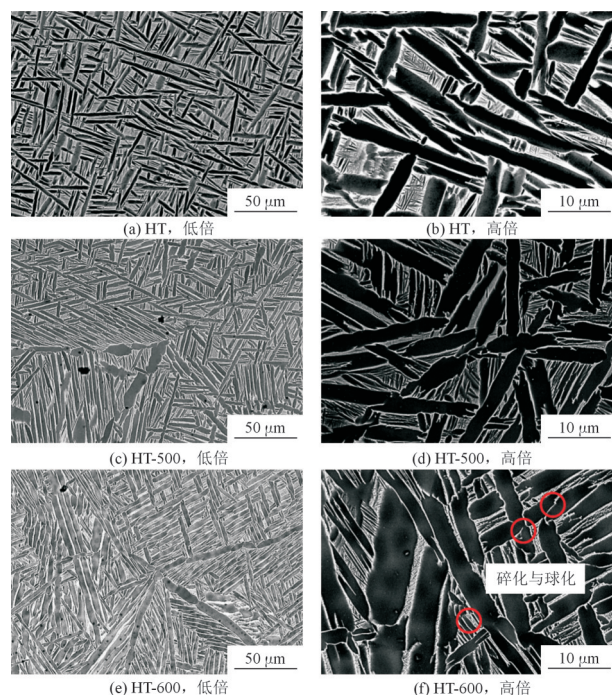


图 4 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的微观组织
Fig.4 Microstructure of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

对试样 HT、HT-500、HT-600 进行了 EBSD 分析,结果见图 5。可以看出,HT 试样中存在明显取向聚集,呈现织构特征;热暴露后,HT-500、HT-600 晶粒取向分布趋于弥散,织构被削弱,取向多样性随温度升高而增加。图 6 为 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的极图。可以看出,HT 态 α 相 (0001) 面极密度比为 10.2,表现出较强的织构强度; $500^\circ\text{C} \times 100 \text{ h}$ 热暴露后,极密度比略降至 9.6;当热暴露温度提高至 $600^\circ\text{C} \times 100 \text{ h}$ 时,极密度比显著降低至 7.3。上述结果表明,热暴露可有效促进晶粒取向的随机化进程,且 600°C 条件下织构弱化效应更为显著。平均取向差(KAM)分析表明,HT 试样 KAM 值为 0.44° ,晶格畸变程度较高;

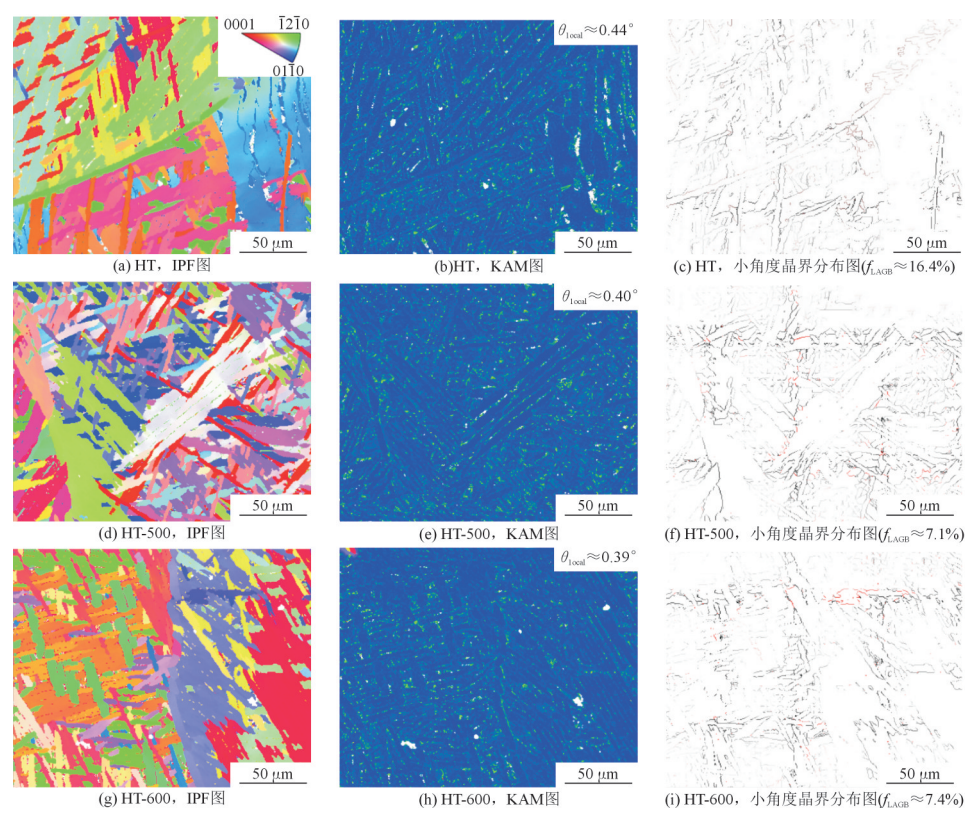


图5 W-LDED成形TC11钛合金热暴露前后的晶体学特征

Fig.5 Crystallographic features of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

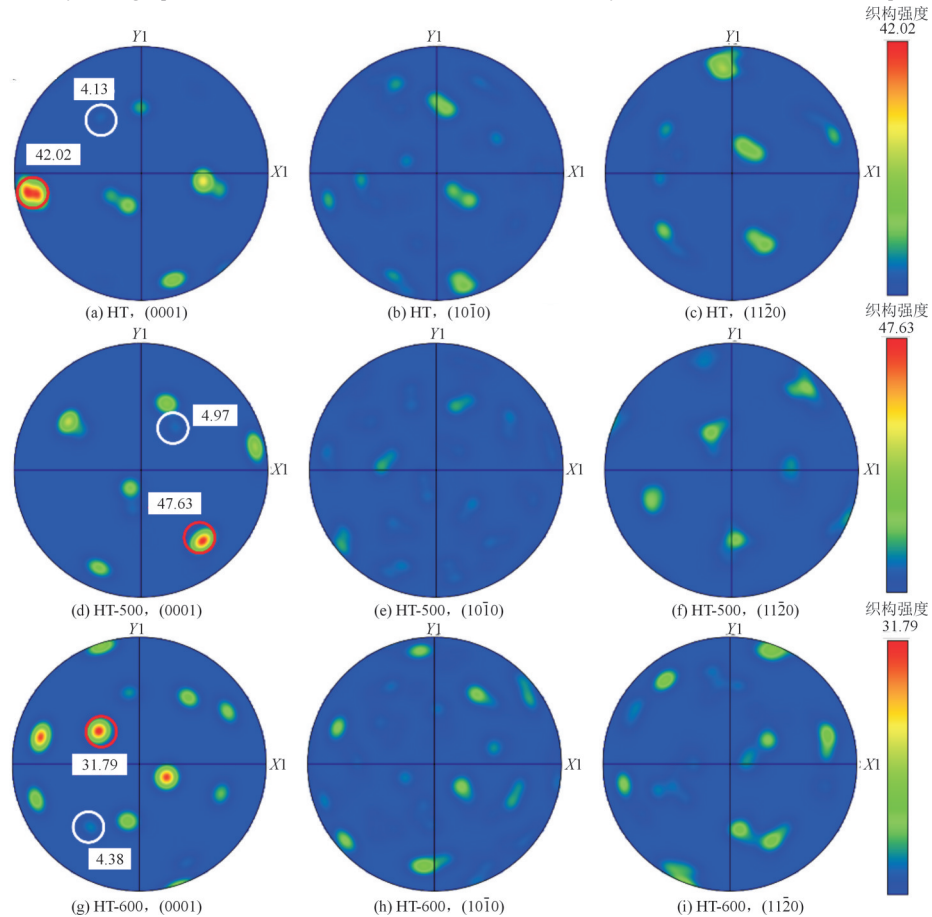


图6 W-LDED成形TC11钛合金热暴露前后的极图

Fig.6 Pole figures of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

500 °C 热暴露后降至 0.40°, 600 °C 后进一步微降至 0.39°。低角度晶界比例由 16.4% 分别降至 7.1% (500 °C) 和 7.4% (600 °C), 表明热暴露促使亚晶界迁移合并, 逐渐转变为高角度晶界, 且该过程主要在 500 °C 阶段完成, 600 °C 时组织已趋于稳定。

2.2 力学性能

W-LDED 成形 TC11 钛合金在热暴露前后的显微硬度测试结果表明, HT 试样硬度(HV)为 365, HT-500 和 HT-600 硬度(HV)分别为 356 和 371。显微硬度受到微观形貌与界面结构的影响, 如球化的 α 板条因其较好的塑性变形能力, 会导致显微硬度小幅度降低, 而 β_1 的分解可能引起显微硬度上升^[19]。然而, 由于热暴露后组织中没有析出相形成, W-LDED 成形 TC11 钛合金在热暴露前后的显微硬度变化总体并不明显。

图 7 为 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的室温力学性能。从图 7a 可知, HT 试样屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 964 MPa、1 093 MPa 和 8.6%。500 °C 热暴露后, 屈服强度下降至 948 MPa, 伸长率下降至 7.4%。当在 600 °C 热暴露后, 屈服强度又提高至 988 MPa, 相较 HT 试样提升了 2.5%, 伸长率为 6.9%, 下降了 19.8%, 强度变化趋势与硬度一致。图 7b 为对应的真应力(σ)-真应变(ϵ)曲线, 其反映了材料在塑性变形过程中的真实承载能力变化。基于该曲线进一步获得了加工硬化率(SHR), 见图 7c, 可见各试样均呈现多阶段硬化行为: 初始阶段 SHR 快速下降, 随后进入稳定平台期。HT-600 试样硬化平台出现早于 HT 试样,

但断裂前均表现出相似的 SHR 回升。为直接对比热暴露前后 W-LDED 成形 TC11 钛合金的应变硬化能力, 应变硬化参数的计算结果见图 7d。可以看出, HT 试样、HT-500、HT-600 的应变硬化指数分别为 0.753、0.793 和 0.734。该指数在 500 °C 热暴露后小幅上升, 600 °C 热暴露后微降, 整体在 0.734~0.793 之间窄幅波动(变化幅度<8%), 这表明, W-LDED 成形 TC11 钛合金在该热暴露条件下(500 °C/600 °C, 100 h)具有良好的热稳定性。

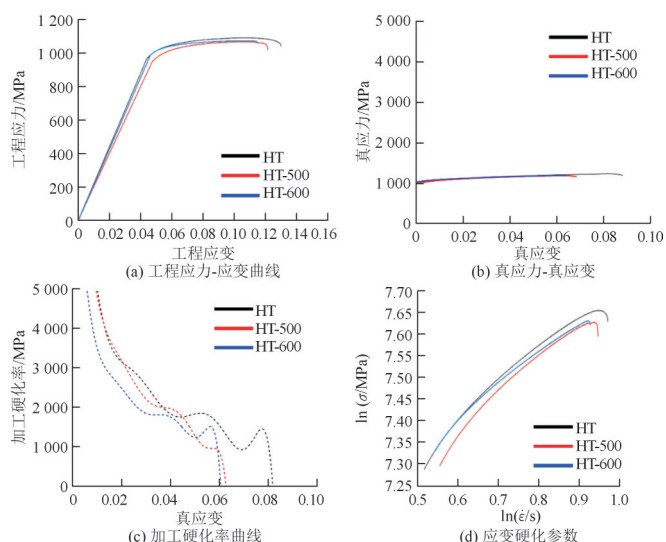


图 7 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的室温力学性能
Fig.7 Room-temperature mechanical properties of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

图 8 为 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后室温拉伸断口形貌。从图 8a~图 8c 可见, HT 试样断口以

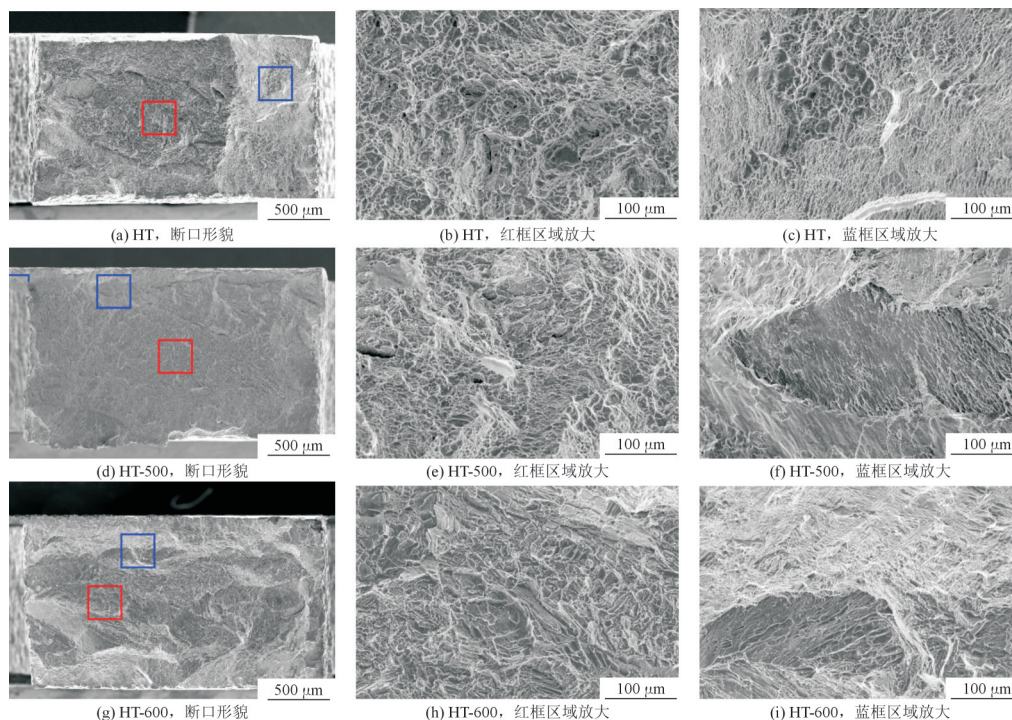


图 8 W-LDED 成形 TC11 钛合金热暴露前后的拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphologies of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

韧窝和局部微裂纹为主,呈典型韧性断裂特征。500℃热暴露后,断口呈现解理面、解理台阶与局部微小韧窝共存的不均匀形态(见图8d~图8f),这表明其断裂过程更为复杂。提高热暴露温度至600℃后,从图9g~图8i中可见HT-600试样断口由粗大不规则的类解理平面及周边韧窝构成,突起处可见解理台阶与细密层片,外围呈絮状纤维交织形态,呈现“韧性断裂+局部脆性解理”的过渡断裂特征。

2.3 变形机制

多晶材料(如TC11钛合金)在塑性变形过程中,其滑移启动的难易程度取决于施密德因子(SF),该因子由晶粒取向相对于载荷方向的关系所决定^[20-21]。一般而言,SF值越高,相应的分切应力越大,表明该取向晶粒更“软”、更容易发生滑移^[22]。TC11钛合金塑性变形主要依赖棱柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ ^[23]。图9为热暴露前后试样的SF分布。HT试样平均SF为0.23,500℃和600℃热暴露后均升至约0.31,表明滑移系可动性提高。然而热暴露后塑性仍略有下降,说明除滑移行为外, α 相粗化及 β_1 分解可能对塑性有重要影响。

图10为拉伸断裂后试样的带衬度(BC)、KAM及几何必要位错(GND)分布。可以看出,HT试样在加

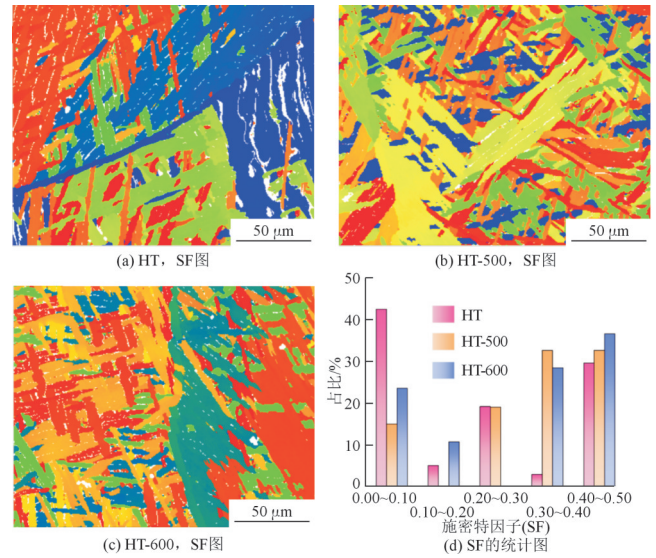


图9 W-LDED成形TC11钛合金热暴露前后的SF图
Fig.9 SF diagrams of W-LDED TC11 titanium alloy before and after thermal exposure

载方向呈现严重塑性变形特征,平均KAM值为 0.99° ,GND密度为 $3.09 \times 10^{14}/\text{m}^2$;位错在 α 片层内增殖滑移,于界面处受阻塞积,应力集中于小尺寸 α 晶粒区域及相界面处。500℃热暴露后,KAM值降至 0.86° ,GND密度降至 $2.47 \times 10^{14}/\text{m}^2$; α 相粗化导致部分粗大 α 晶粒未能有效承载,应变分布局部化。600℃热暴露后,KAM

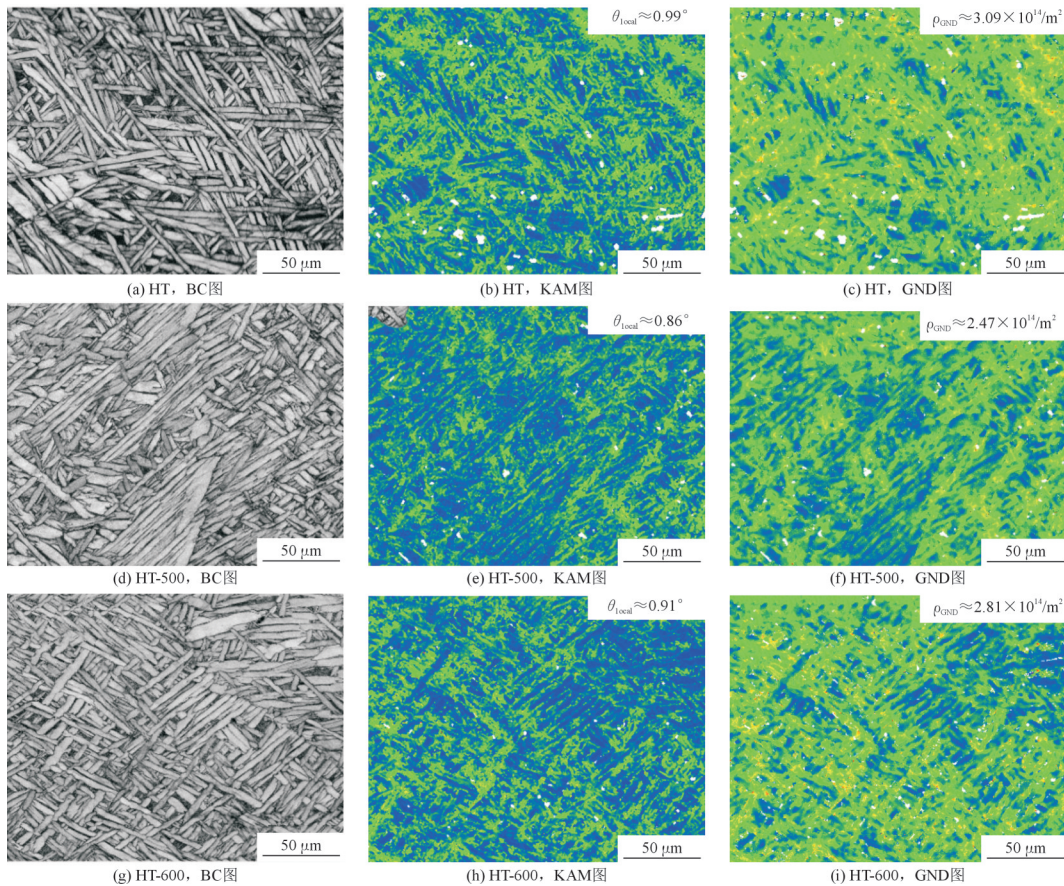


图10 W-LDED成形TC11钛合金断裂后的BC、KAM以及GND图

Fig.10 BC, KAM, and GND diagrams of W-LDED TC11 titanium alloy after fracture

值回升至 0.91° , GND密度升至 $2.81 \times 10^{14}/\text{m}^2$,与SF整体提高而伸长率小幅降低的宏观表现一致。

综上所述,对比 500°C 与 600°C 热暴露后的组织与性能差异可知,温度升高显著加速了 α 相的碎化与球化进程,同时促使 β_1 发生更为彻底的分解重构。这表明,在 600°C 试验条件下,组织退化机制与 500°C 服役温度下本质相同,仅演变速率显著提高。因此,采用 600°C 作为加速试验温度是合理的,能够在不改变基本退化机制的前提下,在较短时间内有效揭示组织演变趋势。然而,本研究的100 h热暴露时间相对航空构件长期服役偏短,且 600°C 高于典型服役上限(500°C),因此,长时间及循环热暴露下的退化行为仍有待进一步研究。后续工作可借鉴工艺参数与成分调控相关思路^[24-28],以进一步优化材料的长时热稳定性。

3 结 论

(1)热暴露后 α_p 平均厚度增加,相界趋于模糊; 600°C 时部分 α 相出现碎化与球化。 β_1 分解重构为粗楔形貌,无新相析出。

(2)热暴露显著削弱了初始织构,晶粒取向趋于随机化,取向多样性随温度升高而增加。同时,KAM平均值由 0.44° 降至 0.39° ,低角度晶界比例由16.4%降至7.1%~7.4%,几何必需位错密度由 $3.09 \times 10^{14}/\text{m}^2$ (HT)降至 $2.47 \times 10^{14}/\text{m}^2$ (HT-500)。

(3)热暴露后合金强度变化幅度较小(屈服强度波动在 $\pm 2.5\%$ 以内),伸长率由8.6%下降至6.9%(HT-600),显微硬度变化不显著。应变硬化指数在0.734~0.793之间小幅波动,变化幅度小于8%。

(4)热暴露使 α 相棱柱面滑移系 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ 的平均施密特因子由0.23提升至0.31,滑移可动性增强。断裂特征由典型韧性断裂(HT)逐渐演变为韧脆混合断裂(HT-600)。

参 考 文 献

- [1] BANERJEE D, WILLIAMS J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Mater., 2013, 61(3): 844-879.
- [2] SRIVASTAVA M, JAYAKUMAR V, UDAYAN Y, et al. Additive manufacturing of titanium alloy for aerospace applications: Insights into the process, microstructure, and mechanical properties[J]. Appl. Mater. Today, 2024, 41: 102 481.
- [3] 刘昌奎, 李莹, 何玉怀, 等. 氮气气氛下激光切割对TC11钛合金组织及焊接接头性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 914-917.
- [4] ZONG Y Y, SHAN D B, XU M, et al. Flow softening and microstructural evolution of TC11 titanium alloy during hot deformation[J]. J. Mater. Process Technol., 2009, 209(4): 1 988-1 994.
- [5] WU J N, LIU D X, ZHANG X H, et al. Enhancing hot salt corrosion fatigue resistance of TC11 alloy through plasma zirconizing compound treatment[J]. Int. J. Fatigue, 2026, 204: 109 391.
- [6] 黄柏颖. 激光直接沉积TC11钛合金组织及性能研究[D]. 济南: 山东建筑大学, 2013.
- [7] LI M Q, LIU X M, XIONG A M. Prediction of the mechanical

- properties of forged TC11 titanium alloy by ANN[J]. J. Mater. Process Technol., 2002, 121(1): 1-4.
- [8] SHAO Z, ZHANG Z J, LIU R, et al. Quantitative relationship among processing, microstructure, and tensile properties in bimodal TC11 alloy[J]. Mater. Sci. Eng., 2025, A944: 148 975.
- [9] 张明玉. 退火处理对TC11钛合金组织结构及断裂韧性的影响[J]. 稀有金属与硬质合金, 2025, 53(4): 103-110.
- [10] 古一, 戚延龄, 夏长清, 等. 热暴露对TC11钛合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 997-1 004.
- [11] 吕学春, 赵文革, 袁明荣, 等. TC11钛合金热变形行为及微观组织演变[J]. 金属热处理, 2023, 48(5): 279-282.
- [12] 何孟亮, 张宝昌, 形变热处理对TC11钛合金热稳定性的影响[J]. 稀有金属, 1990(3): 195-198.
- [13] YAN Z, JING J F. Insight into the impacts of heat treatment on microstructure and mechanical properties of TC11 titanium alloy [C]//TMS 2024 153rd, Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings, Switzerland, Cham., 2024.
- [14] WANG J H, XIA C Q, CHEN Y Q, et al. Effect of heat treatment on microstructure and properties of TC11 titanium alloy[J]. Heat Treat. Met., 2010, 35: 81-85.
- [15] HAO Y B, HUANG Y L, ZHAO K, et al. Research on the microstructure and mechanical properties of doubled annealed laser melting deposition TC11 titanium alloy[J]. Opt. Laser Technol., 2022, 150: 107 983.
- [16] 袁宇成, 宋军, 罗加杰, 等. 激光熔丝定向能量沉积增材制造技术研究现状与发展趋势[J]. 材料工程, 2025, 53(5): 1-16.
- [17] SHI Y, ZHAO Y F, DU H, et al. Anomalous deformation behavior of TC11 alloy produced by wire-feed laser directed energy deposited[J]. Transactions of Materials Research, 2025, 1(8): 100 157.
- [18] SHI Y, ZHAO Y F, DU H, et al. Fracture toughness enhancement in TC11 titanium alloy via wire-fed L-DED: Role of α -phase morphology and deformation incompatibility[J]. Mater. Sci. Eng., 2025, A947: 149 250.
- [19] 王敬元, 吴松全, 张博华, 等. 固溶时效处理对BT25y钛合金显微组织及硬度的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(3): 14-19.
- [20] GAO H W, WANG J W, YANG J W, et al. Heterogeneous deformation behavior of hybrid manufactured TC11 titanium alloy via directed energy deposition[J]. Mater. Sci. Eng., 2023, A867: 144 728.
- [21] ZHAO P K, TAO Y F, FANG K, et al. Microstructure, texture, and compressive properties of TC11/TC17 linear friction welded joint at elevated temperatures[J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A854: 143 880.
- [22] ZHAO P K, WEI C, XIAO X D, et al. Thermal deformation mechanism of TC11/TC17 linear friction welded joint during isothermal compression[J]. Mater. Charact., 2021, 178: 111 319.
- [23] CHENG F, WANG H M, LI Z, et al. Dynamic compression deformation behavior of laser directed energy deposited $\alpha + \beta$ duplex titanium alloy with basket-weave morphology[J]. Addit. Manuf., 2023, 61: 103 336.
- [24] WANG S, XIONG C, CHEN R R, et al. Optimization on preheating temperature of shell mold and pouring temperature for investment casting turbine blade by numerical simulation[J]. Int. J. Metalcast., 2025, 19(5): 3 012-3 027.
- [25] WANG S, PAN J C, CHEN R R, et al. Orthogonal parameter optimization of K435 turbine blades manufactured by investment casting based on physical field analysis and microstructure prediction[J]. Int. J. Heat Mass Transfer., 2025, 246: 127 106.
- [26] PAN J C, WANG S, CHEN R R, et al. An original dimensionless parameter for regulating and optimizing defects in variable cross-section components: Turbine blades as an example[J]. Int. Commun. Heat Mass Transfer., 2026, 172: 110 719.
- [27] CHEN D Z, WANG Q, CHEN R R, et al. An as-cast Nb-Si-based alloy with fine-grains and remarkable fracture toughness by minor Sc addition[J]. J. Alloys Compd., 2022, 895: 162 707.
- [28] CHEN D Z, WANG Q, CHEN R R, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of ZrC-added Nb-16Si-20Ti alloys[J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A829: 142 159.

(编辑:刘晨辉)