

热处理对选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金 低周疲劳性能的影响

李典^{1,2}, 陈静¹, 谭华¹, 姚波¹, 张思雨¹, 郝志伟¹, 林鑫¹

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 为提高选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能, 利用 OM、SEM、TEM、室温拉伸及低周疲劳试验研究了热处理对选区激光熔化 Ti-6Al-4V 合金组织及性能的影响。结果表明, 沉积态组织表现为外延生长的 β 柱状晶及晶内呈一定取向关系的针状马氏体 α' , 经退火后 α' 发生分解转变为网篮编织状的 $\alpha+\beta$, 经循环热处理后板条 α 发生球化, 组织由等轴 α 、板条 α 和残余 β 构成。经热处理后, 退火态低周疲劳性能达到锻件的 87% 以上, 循环热处理态达到锻件的 90% 以上。

关键词: 选区激光熔化; Ti-6Al-4V 合金; 热处理; 低周疲劳

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2503-10

Ti-6Al-4V 合金因具有比强度高、耐腐蚀性强等特点, 被广泛应用于航空、航天等诸多领域^[1]。传统锻造、焊接、机加工等工艺制造 Ti-6Al-4V 合金复杂异形构件存在生产周期长、加工成本高、产品结构受制于模具精度等问题, 已难以适应当前航空装备整体设计和制造的要求。选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 是一种以激光为热源, 通过既定的路径扫描预铺设的粉末层, 逐层堆积最终获得实体零件的增材制造技术, 因其快速响应设计、短流程制造、产品近净成形等特点, 在制造航空异形结构件方面具有广阔的应用前景^[2-4], 这些零部件在服役过程中, 往往承受不同程度的交变载荷, 因低周疲劳引起的失效尤为常见^[5-7], 生产兼具高强度和优良疲劳性能的产品已成为航空设计的共识。

目前, SLM Ti-6Al-4V 合金的强度已与锻件相当^[8-11], 而其低周疲劳性能仍显著低于锻件标准^[12], 限制了其在航空领域的推广应用。近年来研究人员针对增材制造 Ti-6Al-4V 合金疲劳性能展开了研究, Beretta^[13]、Kasperovich^[14]、刘伦^[15]等人指出 SLM 成形过程中的孔洞、熔合不良、夹杂等缺陷对疲劳性能产生不良影响, 通过优化 SLM 成形工艺或热等静压处理将其消除, 材料塑性得到改善, 但疲劳性能仍低于锻件。Lee^[16]、Masuo^[17]、Fatemi^[18]等人指出表面粗糙

度会显著影响 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能, 通过机加工、激光抛光等方法提高表面粗糙度可提升材料的疲劳性能。Edwards^[19]、Benedetti^[20]等人指出增材制造成形过程中引起的残余拉应力对 Ti-6Al-4V 合金疲劳性能有害, 通过热等静压、表面处理等方式引入残余压应力可抑制疲劳裂纹扩展, 提高疲劳寿命。Ren^[21]等研究了高功率激光立体成形 Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能, 研究发现通过提高扫描速率, 降低 β 晶粒尺寸及晶内 α 片层厚度可以提高材料的低周疲劳性能。

目前针对 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能研究主要集中在孔隙率、残余应力、表面粗糙度等方面, 关于通过调控 SLM Ti-6Al-4V 合金微观组织从而改善低周疲劳性能相关报道较少。本工作通过不同热处理工艺, 调控出具有 3 种组织特征的 SLM Ti-6Al-4V 合金, 明晰其微观组织转变机制, 进一步研究组织对力学性能和低周疲劳性能的影响, 分析不同条件下 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳断裂机制。

1 实验

本实验采用尺寸规格为 245 mm×245 mm×15 mm 的 Ti-6Al-4V 基板, 实验前通过砂纸打磨基板表面以除去氧化膜, 用无水乙醇清洗后烘干待用。采用德国

收稿日期: 2023-09-11

基金项目: 国家重点研发计划 (2022YFB4600300)

作者简介: 李典, 男, 1995 年生, 硕士, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, E-mail: ldian_0404@163.com

TLS Technik 公司提供的电极感应雾化 Ti-6Al-4V 合金粉末, 粉末粒径范围为 15~53 μm , 化学成分 (质量分数, %) 为: 6.27 Al、4.27 V、0.18 Fe、0.015 C、0.008 N、0.0008 H、0.10 O, 余量为 Ti。成形前将粉末置于真空炉中进行烘干, 烘干温度 120 $^{\circ}\text{C}$, 时间 2 h, 以减少粉末表面所吸附的水分, 避免成形件中 H 元素含量过高而开裂。

SLM 实验均在 EOSINT M290 设备上, 成形工艺参数如下: 激光功率 $P=280\text{ W}$, 扫描速率 $v=1200\text{ mm/s}$, 道间距 $h=140\text{ }\mu\text{m}$, 层厚 $t=30\text{ }\mu\text{m}$, 层内扫描策略为单向扫描, 相邻层间扫描方向偏转 67° , 其 SLM 成形示意图见图 1。为了防止合金在成形过程中发生氧化, 成形过程中均通 99.999% 高纯 Ar 气作为保护气体。成形结束后采用真空管式热处理炉对试样进行 800 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h/AC}$ 退火处理及循环热处理 (见图 2)^[22], 所有热处理制度下的加热和保温过程均处于真空状态, 真空度小于 $1\times 10^{-3}\text{ Pa}$, 温控误差 $\pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

将成形试样按 GB/T 228 加工为拉伸试样, 每组取 3 个试样, 采用 Instron 3382 型电子万能实验机进行室温拉伸测试, 测试数据取平均值; 按 GB/T 15248 加工为低周疲劳试样, 实验选用应变幅 $\Delta\varepsilon/2$ 包括 0.4%、0.6%、0.8%、1.2%, 每个应变幅条件下取 3 个试样, 采用 MTS Landmark2 型电液伺服实验系统进行低周疲劳测试; 采用 OLYMPUS-PMG3 型光学显微镜观察微观组织; 采用 TESCAN MIRA 3 XMU 型扫描电子显微镜观察疲劳断口; 采用 Tecnica F30 G2 型透射电子显微镜对微观形貌和位错结构进行观察分析。

2 结果与讨论

2.1 热处理对 SLM Ti-6Al-4V 合金组织的影响

图 3 为 SLM Ti-6Al-4V 合金沉积态显微组织, 可以看出, 在 X-Z 面上宏观组织呈现为外延生长的 β 柱状晶, 柱状晶生长方向沿 SLM 沉积方向略偏向于扫描

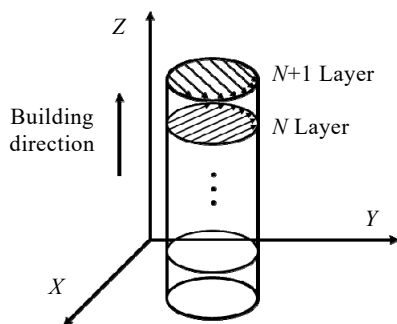


图 1 SLM 成形示意图

Fig.1 Schematic diagram of SLM forming process

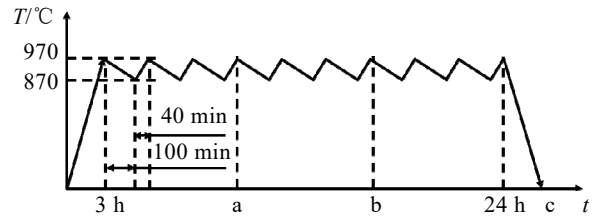


图 2 循环热处理工艺

Fig.2 Cyclic heat treatment process^[22]

方向, 柱状晶宽度为 120~140 μm , 在 X-Y 面上 β 晶呈现为等轴状, 尺寸为 120~140 μm , 均与成形过程中选取的道间距 $h=140\text{ }\mu\text{m}$ 接近。 β 晶内为分布均匀且具有一定取向针状马氏体 α' , 其宽度在 200~500 nm 之间, 这是因为 SLM 成形过程中熔池的冷却速度达 $10^4\sim 10^6\text{ K/s}$, 超过了 Ti-6Al-4V 合金马氏体转变所需的临界冷却速率, 从而产生 $\beta\rightarrow\alpha$ 无扩散共格切变。马氏体 α' 与 β 晶界之间多表现为夹角 $\pm 45^{\circ}$, 这是因为体心立方的高温 β 相与密排六方的马氏体 α' 相之间存在 Burgers 取向关系^[23], 如 $(0001)_\alpha // (110)_\beta$, $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // (111)_\beta$, 因此马氏体 α' 相在 β 相中成核后会择优生长, 与 β 柱状晶生长方向存在特定的夹角关系。

图 4 为经过 800 $^{\circ}\text{C}/4\text{ h/AC}$ 后 SLM Ti-6Al-4V 合金显微组织。可以看出, β 柱状晶的宽度为 120~140 μm , 相较沉积态未发生明显改变。 β 晶内亚稳相 α' 发生分解, 转变为由部分取向相同的 α 板条构成的小集束和网篮编织状的 $\alpha+\beta$, 板条 α 的宽度为 2~3 μm , 相比沉积态的针状 α' 发生粗化。

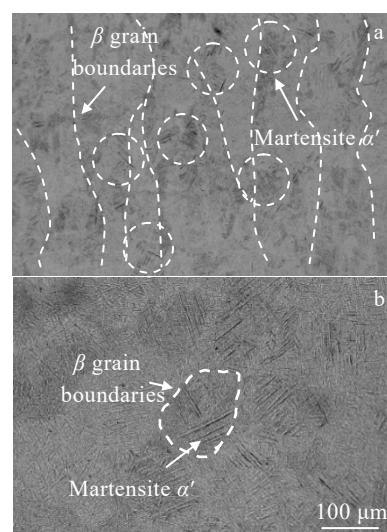


图 3 SLM Ti-6Al-4V 合金沉积态组织

Fig.3 Microstructures of as-built SLM Ti-6Al-4V alloys: (a) X-Z plane and (b) X-Y plane

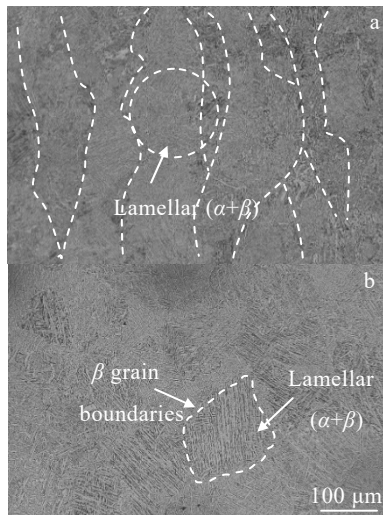


图4 SLM Ti-6Al-4V 合金退火态组织

Fig.4 Microstructures of annealed SLM Ti-6Al-4V alloys: (a) X-Z plane and (b) X-Y plane

在循环热处理过程中, 分别于图2所示a点及b点处将试样快速取出水冷, 保留其循环演变过程中的显微组织, 并与结束时c点处的组织进行对比, 如图5所示。在a点处, α 集束首先发生粗化, 同一集束下相邻板条 α 发生合并, 转变为宽度约 $15\ \mu\text{m}$ 、长宽比约2的等轴 α ; 当热处理进行至b点时, 所有板条 α 均发生粗化, 平均宽度达到 $10\ \mu\text{m}$, 同时观察到在a点形成的等轴 α 及部分板条 α 发生了分离; 在c点处, 循环热处理结束, 观察到 Ti-6Al-4V 显微组织由等轴 α 、板条 α 和残余 β 相组成, 其中等轴 α 尺寸约 $25\ \mu\text{m}$, 平均长宽比约为1.4, 体积分数达22%, 板条 α 取向混乱交错排列, 宽度为 $7\sim 12\ \mu\text{m}$ 。依据扩散理论^[24], α 相边界处的平衡浓度 C 是晶粒曲率半径 R 的函数, 即:

$$C_R = C_\infty \left(1 + \frac{2\sigma v}{kTR} \right) \quad (1)$$

式中, C_∞ 为平界面处的饱和浓度, σ 为相界表面张力,

v 为原子体积, k 为气体常数, T 为温度。依上式可知对于板条 α , 其两端处的曲率半径最小, 因此此处的溶质浓度最高。同时中心部分的曲率半径最大, 溶质浓度最低。在浓度梯度的作用下, 依据末端物质迁移理论^[25], 溶质原子将不断地从末端向中心发生迁移, 使得相界也随之迁移, 从而令板条 α 的长宽比降低而产生球化, 球化后 α 相的直径也会不断增加。在降温阶段, 溶质原子的扩散系数将下降, 原子的热运动被削弱, 同时降温还会使材料中 α 相的含量上升, 使得 β 相中的 V 元素重新回到板条 α 中, 并削弱其向中心扩散的趋势。因此, 循环退火中的冷却过程将使板条 α 相的末端形成溶质原子的富集, 形成由末端指向中心的浓度梯度。而在随后的升温过程中, α 相的含量降低, 原子热运动再一次被激活, 形成于板条 α 内部的浓度梯度会成为板条 α 球化的驱动力, 使其长度减小, 宽度增加, 并在对应区域发生分裂。在进一步的冷却过程中已发生部分球化的 α 相末端又会因温度降低, 平衡浓度的改变产生溶质原子的富集, 并于升温阶段促进板条 α 的进一步球化, 最终形成如图5c所示等轴 α 。

2.2 热处理对 SLM Ti-6Al-4V 合金拉伸性能的影响

图6为3种状态 SLM Ti-6Al-4V 合金的室温拉伸性能, 图7为对应拉伸断口形貌, 其中沉积态的屈服强度 $1097\ \text{MPa}$, 抗拉强度 $1270\ \text{MPa}$, 延伸率9%。可以看出沉积态断口呈现暗灰色、纤维状, 表面凹凸不平, 总体呈杯锥状, 在断口表面存在大量小而浅的等轴韧窝以及二次裂纹特征, 沉积态的有效滑移受限于细小的针状 α' 相, 因此在拉伸过程中产生的微孔很快就相互连接起来, 使裂纹向前扩展, 留下的韧窝小而浅。同时二次裂纹的数量少, 尺寸也较小, 表明沉积态在拉伸过程中承受的能量都将通过主裂纹而快速释放。

退火态的屈服强度 $980\ \text{MPa}$, 抗拉强度 $1060\ \text{MPa}$, 延伸率12%, 相较于沉积态强度下降塑性提高。退火态的剪切唇区占比更大, 同时可以观察到退火态的等轴韧窝更深, 表明材料在拉伸过程产生的微孔连接前能承受的塑性变形能更大。

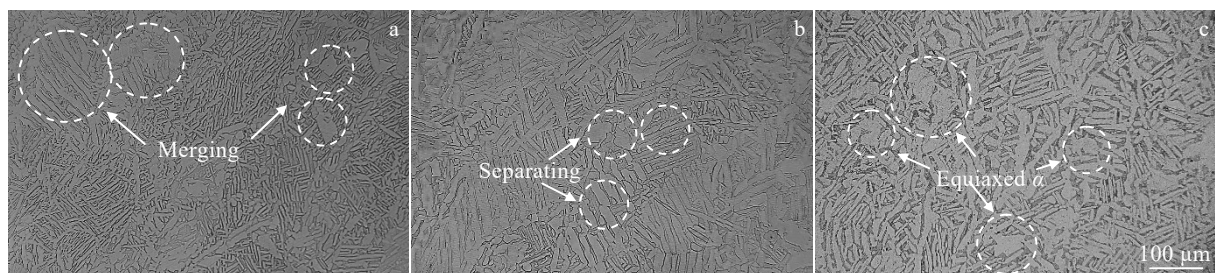


图5 SLM Ti-6Al-4V 合金循环热处理态组织

Fig.5 Microstructures of cyclic heat treated SLM Ti-6Al-4V alloys: (a) early stage, (b) middle stage, and (c) end stage

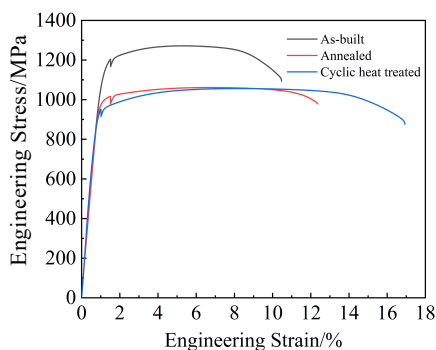


图 6 SLM Ti-6Al-4V 合金拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of SLM Ti-6Al-4V Alloy

循环热处理态的屈服强度 910 MPa, 抗拉强度 1055 MPa, 延伸率达到 16%。循环热处理的拉伸断口同时出现了包含多个小尺寸韧窝在内的大韧窝。等轴 α 能起到协调变形的作用, 在图 7c 中观察到的椭圆形大韧窝即是等轴 α 经拉伸后留下的特征, 韧窝整体的加大加深也说明了材料具有更高的抗裂纹扩展能力。

2.3 热处理对 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能的影响

2.3.1 低周疲劳性能

图 8 给出了不同状态 SLM Ti-6Al-4V 合金在不同应变幅下的低周疲劳应力-应变曲线。可以看出沉积态在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%$ 、 0.6% 及 0.8% 时, 应力应变之间为线弹性关系, 应力幅随着应变幅的增加而增加; 在应变幅 $\Delta\epsilon/2=1.2\%$ 时, 出现了一定的回线特征, 当 $N=10$ 时, 回线所包含的面积较小, 曲线的线弹性部分占比较大, 当周次增加至 $N=200$ 时, 回线面积增大, 并在稳态 $N=400$ 时达到最大。应力-应变曲线所包围的面积代表了外力对材料所作的功, 同时也是材料在低周疲劳过程中能承受的塑性应变能。说明沉积态在大部分应变幅条件下, 其塑性应变均接近于零, 不产生塑性应变能, 仅在最大应变幅条

件下表现出了少部分的塑性变形, 塑性变形随着循环周次的增加而不断增加。

退火态在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%$ 、 0.6% 下, 应力应变之间的关系呈线性, 此条件下几乎不产生塑性应变。在 $\Delta\epsilon/2=0.8\%$ 时开始表现出了一定的回线特征。随着应变幅的进一步提升, 在 $\Delta\epsilon/2=1.2\%$ 时回线面积达到最大。相比于沉积态, 退火态能在更小的应变幅水平下 ($\Delta\epsilon/2=0.8\%$) 产生应力-应变回线特征, 且回线包含的面积更大, 在相同应变幅条件下于低周疲劳断裂前能承受的塑性应变能也更大。

与前 2 种状态相比, 循环热处理态在低应变幅 $\Delta\epsilon/2=0.4\%$ 、 0.6% 下应力应变关系同样表现为线弹性。高应变幅时回线包含面积随应变幅增大而增大, 在 $\Delta\epsilon/2=0.8\%$ 时即出现了明显的回线特征, 回线包含面积在 3 种状态中最大。同时观察到循环热处理态于疲劳早期 $N=10$ 时, 其回线面积已相当接近稳态时特征, 说明材料对塑性应变的响应更快, 更容易消耗塑性应变功。

依据 Manson-Coffin 公式^[26]即:

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \Delta\epsilon_p / 2 = \frac{\sigma'_f (2N_f)^b}{E} + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (2)$$

式中, $\Delta\epsilon/2$ 为总应变幅, $\Delta\epsilon_e/2$ 为弹性应变幅, $\Delta\epsilon_p/2$ 为塑性应变幅, $2N_f$ 为应力反向数, σ'_f 为疲劳强度系数, b 为疲劳强度指数, E 为弹性模量, ϵ'_f 为疲劳延性系数, c 为疲劳延性指数, 对不同状态下 SLM Ti-6Al-4V 合金应变-寿命曲线进行拟合, 对应的拟合公式及应变-寿命曲线见图 9。从图 9 可以看出沉积态的弹性应变曲线与塑性应变曲线不存在交点, 弹性应变曲线在全周期范围内均高于塑性应变曲线, 结合前文论述, 具有马氏体 α' 组织特征的沉积态强度高而塑性差, 因此在低周疲劳的过程中难以产生较多的塑性应变, 随着应变幅的不断增大, 塑性变形的提升量依然十分有限, 疲劳寿命在各个试验条件下均受弹性应变控制, 整体低周疲劳性能较差。

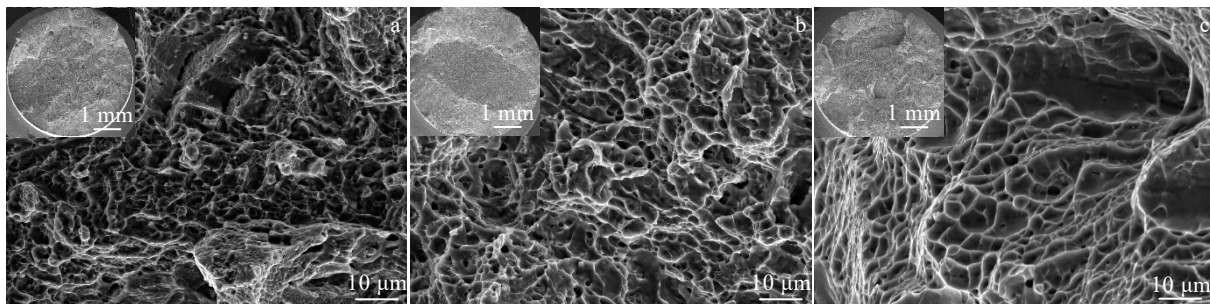


图 7 SLM Ti-6Al-4V 合金拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of SLM Ti-6Al-4V alloys: (a) as-built, (b) annealed, and (c) cyclic heat treated

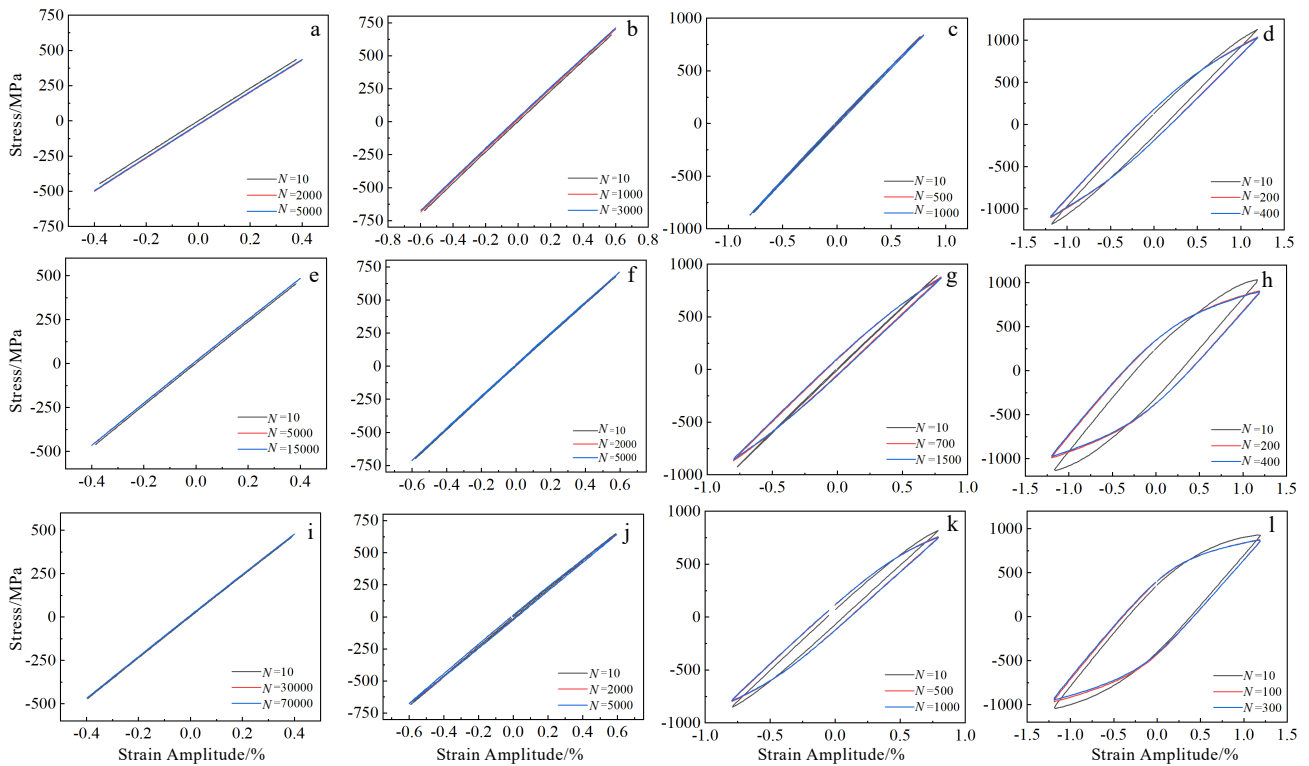


图8 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳应力-应变曲线

Fig.8 Stress-strain curves of as-built (a-d), annealed (e-h), and cyclic heat treated (i-l) SLM Ti-6Al-4V alloys under different conditions during low cycle fatigue process: (a, e, i) $\Delta\epsilon/2=0.4\%$; (b, f, j) $\Delta\epsilon/2=0.6\%$; (c, g, k) $\Delta\epsilon/2=0.8\%$; (d, h, l) $\Delta\epsilon/2=1.2\%$

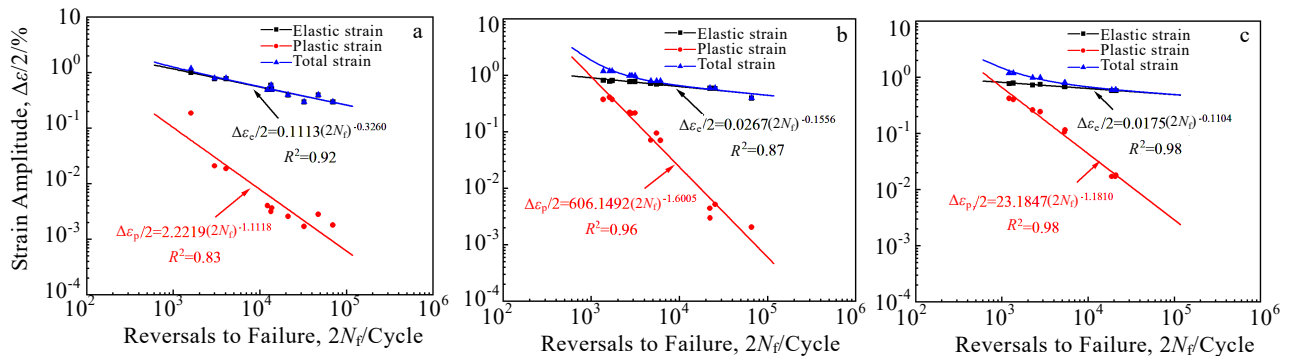


图9 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳应变-寿命曲线

Fig.9 Strain amplitude-life curves of SLM Ti-6Al-4V alloys during low cycle fatigue process: (a) as-built, (b) annealed, and (c) cyclic heat treated

退火态塑性应变线和弹性应变线存在一交点, 此点所在的应变幅 $\Delta\epsilon/2=0.92\%$ 。该点所对应的疲劳循环数被称为过渡寿命 $2N_t$ 。当应力反向数 $2N_f$ 大于过渡寿命 $2N_t$ 时, 弹性应变幅的占比高于塑性应变幅, 材料的疲劳寿命主要由弹性应变幅控制, 多受强度影响; 当应力反向数 $2N_f$ 小于过渡寿命 $2N_t$ 时, 材料将产生更多的塑性应变, 其幅值的占比将高于弹性应变幅, 此时疲劳寿命主要由塑性应变幅控制, 将主要受塑性影响, 循环热处理态的塑性应变线和弹性应变线同样

存在一交点, 其过渡寿命 $2N_t$ 所在的应变幅 $\Delta\epsilon/2=0.83\%$, 低于退火态的应变幅, 说明此状态下由塑性应变控制的疲劳寿命区域更大。具有一定比例等轴 α 的循环热处理态 SLM Ti-6Al-4V 合金其塑性得到了大幅改善, 同时强度依然保持在较高水平, 使得材料在相同的应变幅水平尤其是在受塑性影响更大的低应变幅水平下, 能够在断裂前发生更多的塑性应变, 总体上提高了 SLM Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能。

为了对比 3 组状态下材料低周疲劳性能的优劣,

本研究将沉积态、退火态、循环热处理态及锻件的疲劳寿命曲线进行汇总对比,其中锻件低周疲劳性能数据取自《中国航空材料手册》标准^[27],见图 10。可以看出,沉积态的低周疲劳性能几乎全面劣于锻件,而退火态和循环热处理态曲线与锻件曲线存在一交点。在交点以左的高应变幅区,两者的疲劳性能高于锻件;在交点以右的低应变幅区,两者的疲劳性能低于锻件。而在两者之间,高应变幅区退火态性能更优,低应变幅区循环热处理态性能更优。

为定量描述几种状态下材料疲劳性能的优劣程度,本研究计算了给定循环周次下各状态材料应变幅与对应锻件应变幅的比例,在低应变幅区,选取 $2N_f=20000$,退火态对应应变幅为锻件的 87%,循环热处理态为 90%,由于在整个低周疲劳循环周次内,退火态和循环热处理态的低周疲劳性能均优于此点,可以认为两者的低周疲劳性能可达锻件的 87%及 90%以上;在高应变幅区,选取 $2N_f=1000$,退火态对应应变幅为锻件的 161%,循环热处理态为 126%,此时其低周疲劳性能已显著优于锻件。综上,可以认为经退火及循环热处理后的 SLM Ti-6Al-4V 合金兼具高强度、高塑性及优异的低周疲劳性能。

2.3.2 低周疲劳断裂机制

为解释 3 种状态下 SLM Ti-6Al-4V 合金在低周疲劳性能上的差异,进一步对不同应变幅下各状态 SLM Ti-6Al-4V 合金及锻件的低周疲劳断口形貌进行分析。低周疲劳断口分为 3 个区域:疲劳源区、疲劳裂纹扩展区和瞬断区。如图 11 所示,在疲劳源区,发现各应变幅条件下试样的疲劳源均在表面以及亚表面处产生,同时存在大量以疲劳源为圆心,不断向试样内部扩展的放射状棱线。疲劳裂纹源在产生后,将从试样表面不断地向内扩展,这些放射状棱线是疲劳微裂纹开始扩展的证据,同时表明了裂纹的扩展方向。在各个应变幅下,3 种状态试样均只出现 1 个疲劳源。

各状态下低周疲劳断口裂纹扩展区如图 12 所示。疲劳裂纹扩展区是疲劳裂纹亚临界扩展形成的区域,

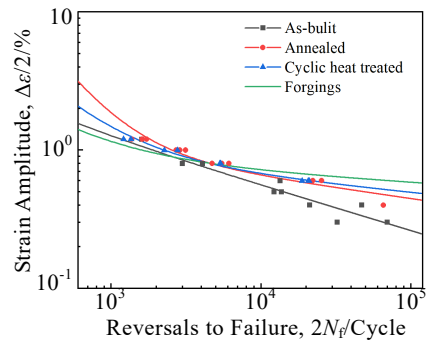


图 10 各状态 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳寿命曲线

Fig.10 Strain amplitude-life curves of SLM Ti-6Al-4V alloys under different states during low cycle fatigue process

是在整个低周疲劳断口中最主要的区域。沉积态在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%\sim 0.8\%$ 时,观察到大量的解理刻面特征,解理刻面之间形成了相互平行的台阶,说明裂纹主要沿着同一滑移面、滑移方向进行扩展。不同高度的台阶在接触时形成撕裂棱,这些撕裂棱同时指出了裂纹扩展的方向。在 $\Delta\epsilon/2=1.2\%$ 时,解理刻面的特征被削弱,同一高度的台阶上表现为光滑的、接近理想的解理面特征,说明在断裂时裂纹几乎只沿着临界分切应力最大的滑移面快速运动,间接表明沉积态中马氏体 α' 几乎没有引起主裂纹的偏移,疲劳裂纹扩展抗力较差。

退火态在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%、0.6\%$ 时,疲劳裂纹扩展区同样由大量的解理刻面、台阶和撕裂棱构成,这是因为相同应变幅下退火态的应力-应变曲线同样表现为线弹性,疲劳断裂仍以弹性变形为主。在 $\Delta\epsilon/2=0.8\%、1.2\%$ 时,裂纹扩展区形貌不再表现为光滑平整的镜面,而呈现为分散的小解理面及围绕着这些解理面的韧窝,退火态中解理面特征被韧窝所隔断,表明退火态中取向错杂的条索 α 相有效阻碍了疲劳裂纹扩展,试样在疲劳断裂过程中承受了一定的塑性变形,疲劳寿命得到改善。

在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%、0.6\%$ 时,循环热处理态疲劳裂纹扩展区表现为不同高度、互相平行的台阶及台阶内大

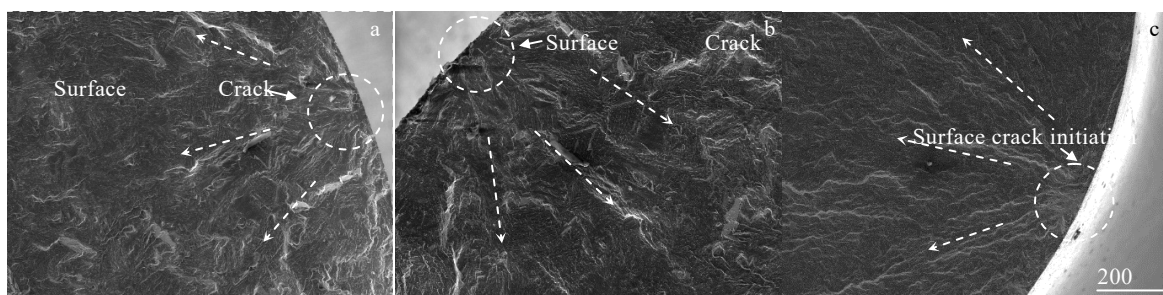


图 11 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳断口裂纹源区

Fig.11 Crack initiation regions of SLM Ti-6Al-4V alloys after low cycle fatigue process: (a) as-built, (b) annealed, and (c) cyclic heat treated

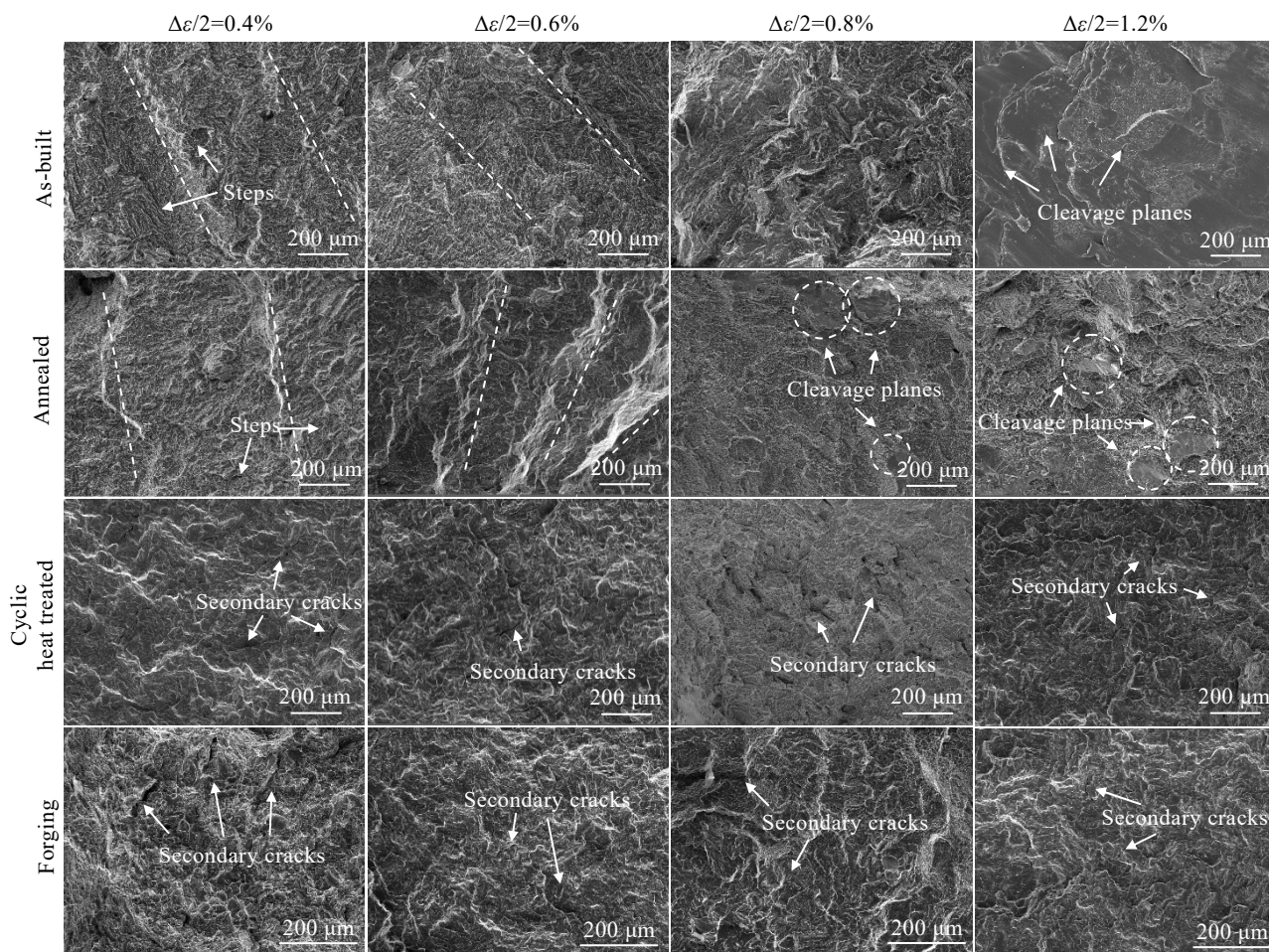


图 12 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳断口裂纹扩展区

Fig.12 Crack propagation regions of SLM Ti-6Al-4V alloys after low cycle fatigue process

量的解理刻面的特征。随着应变幅提高至 $\Delta\epsilon/2=0.8\%$ 、 1.2% , 裂纹扩展区完全转变为由大量的韧窝组合而成的形貌特征, 同时观察到大量的二次裂纹特征, 其长度随应变幅增加而增加, 二次裂纹起始并中断于试样内部, 起到了缓解了主裂纹尖端的应力集中的作用。以上特征均说明循环热处理态在疲劳断裂过程中承受了更大的塑性变形, 从而提高其疲劳寿命。

锻件在 $\Delta\epsilon/2=0.4\%$ 、 0.6% 时疲劳裂纹扩展区表现为解理台阶及韧窝特征, 与 SLM 循环热处理状态相似。相较于 SLM Ti-6Al-4V 合金, 锻件中存在的二次裂纹特征最多、尺寸最大。本试验采用 Ti-6Al-4V 锻件为双态组织, 初生 α 相尺寸为 $20\sim30\mu\text{m}$, 次生 α 相尺寸为 $1\sim2\mu\text{m}$, 当主裂纹运动至与扩展方向垂直的 α 集束时会使裂纹裂纹扩展方向沿 α 集束方向发生偏移, 从而在转折处引起二次裂纹, 锻件中次生 α 板条相尺寸小于 SLM 退火态、循环热处理态中板条 α 尺寸, 更容易引发主裂纹运动偏移产生二次裂纹, 从而吸收

更多的变形能, 在低应变幅条件下其低周疲劳性能优于后者。在 $\Delta\epsilon/2=0.8\%$ 、 1.2% 时, 锻件中中等轴 α 相起到协调变形作用, 裂纹扩展区形貌转变为大量的韧窝特征, 同时二次裂纹的尺寸及深度进一步加大, 分摊疲劳主裂纹尖端的应力集中。

图 13 给出了 3 种状态 SLM Ti-6Al-4V 合金及锻件的疲劳裂纹扩展区中存在的韧窝特征, 可以看出沉积态在各应变幅下韧窝小而浅, 说明沉积态在各应变条件下几乎不产生塑性变形, 裂纹产生后很快就发生断裂。退火态、循环热处理态及锻件中韧窝的尺寸和深度均随应变幅的增大而增大, 所承受的塑性应变能也随之增加。循环热处理态和锻件中还可观察到由等轴 α 经疲劳变形形成的包裹着多个小韧窝的复合型韧窝, 其尺寸随应变幅的增大而增大, 说明等轴 α 相起到协调变形、缓解应力集中的作用。因循环热处理态中等轴 α 相尺寸小于锻件中初生等轴 α 相尺寸, 复合型韧窝尺寸相比后者也较小, 疲劳过程中引起的协调变形作用相

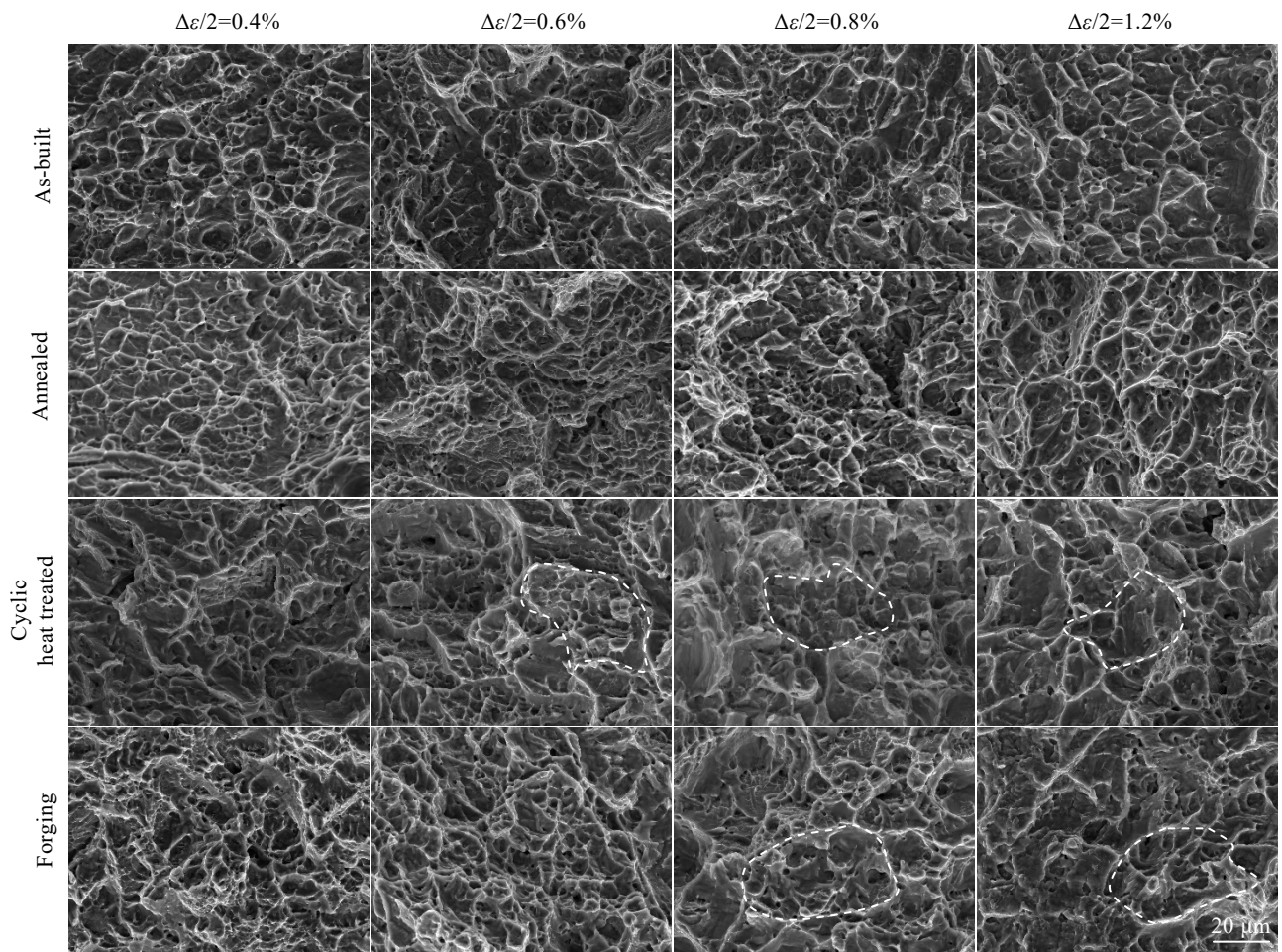


图 13 SLM Ti-6Al-4V 合金低周疲劳断口韧窝形貌

Fig.13 Fatigue fracture morphologies of dimples of SLM Ti-6Al-4V alloys after low cycle fatigue process

对有限。在 3 种状态 SLM Ti-6Al-4V 合金中, 循环热处理在相同应变幅下具有更大更深的韧窝特征。

进一步观察在 $\Delta\epsilon/2=0.8\%$ 时 3 种状态 SLM Ti-6Al-4V 中的位错亚结构, 如图 14 所示, 可以看出沉积态在 α' 相的尖端塞积了沿 α'/β 相界平行排列的位

错线。由于沉积态产生的塑性变形较小, 位错主要沿 α' 内最优滑移方向运动, 因此位错线相互平行, 呈现平面滑移特征。同时注意到这些位错线难以穿过相互平行的 α' 相, 滑移限制在单个 α' 内部。

如图 15 所示, 在退火态的板条 α 相中同样观察到

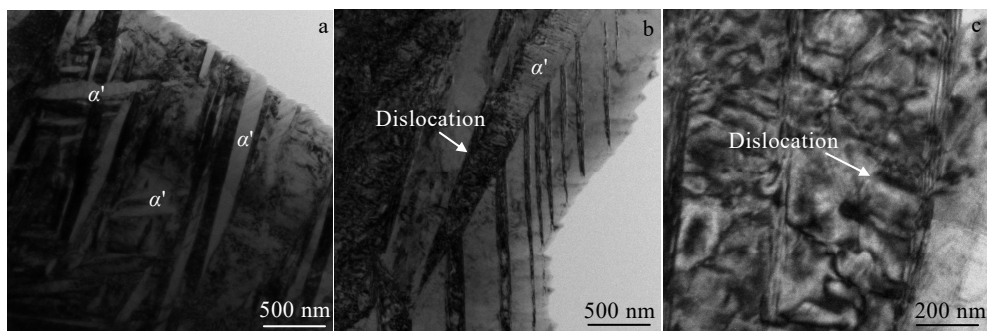


图 14 沉积态 SLM Ti-6Al-4V 合金 TEM 照片

Fig.14 TEM micrographs of as-built SLM Ti-6Al-4V alloy: (a) martensite α' , (b) dislocations in martensite α' tips, and (c) parallel dislocations in the tips

沿 α/β 相界平行排列的位错线, 说明具有网篮组织特征的退火态试样同样存在位错沿 α/β 相界运动的机制, 此外在板条 α 相中还观察到具有不同方向的位错线相互缠结的特征, 表明在退火态中位错的另一主要运动形式是穿过 α/β 相界, 在平行排列板条 α 相之间自由滑移。

从图 16 中首先观察到循环热处理态中沿长度方

向被拉长的板条 α 及扭曲变形的等轴 α , 在板条 α 中同样观察到位错线沿 α/β 相界平行运动、穿过 α/β 相界运动, 这与退火态中观察到的 2 种滑移模式相同。另外在循环热处理态等轴 α 相内部观察到由不同方向位错线互相缠结, 说明在循环热处理态中位错还可在等轴 α 内部沿不同滑移方向运动, 证明了等轴 α 相在低周疲劳过程中起到协调变形的作用。

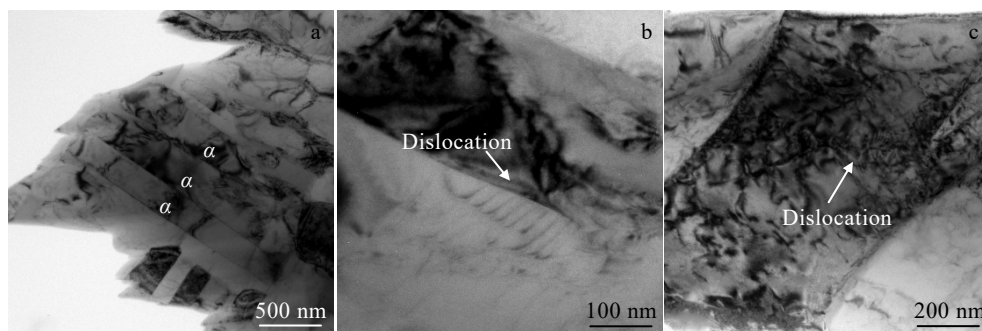


图 15 SLM Ti-6Al-4V 合金退火态 TEM 照片

Fig.15 TEM micrographs of annealed SLM Ti-6Al-4V alloy: (a) lath α , (b) parallel dislocations in lath α , and (c) dislocation tangle in lath α

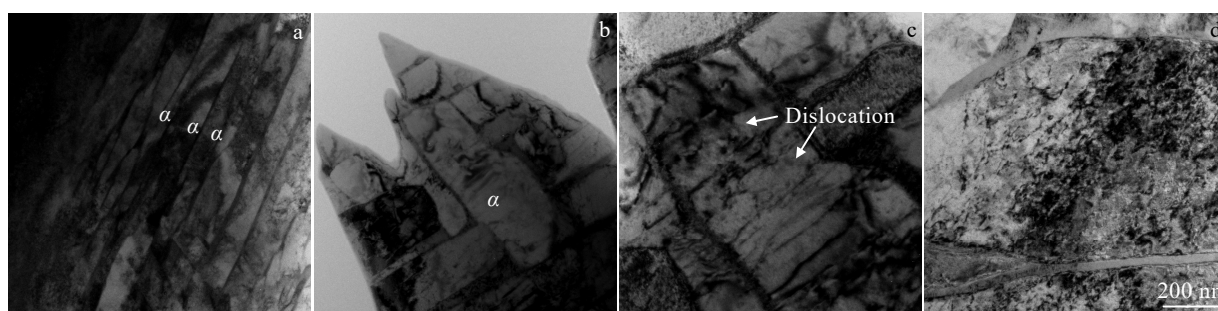


图 16 SLM Ti-6Al-4V 合金循环热处理态 TEM 照片

Fig.16 TEM micrographs of cyclic heat treated SLM Ti-6Al-4V alloy: (a) lath α , (b) equiaxed α , (c) dislocation tangle in lath α , and (d) dislocation tangle in equiaxed α

3 结 论

1) SLM Ti-6Al-4V 合金沉积态组织表现为外延生长的 β 柱状晶及晶内呈一定取向关系的针状马氏体 α' , 经退火后 α' 发生分解, 转变为网篮编织状的 $\alpha+\beta$; 经循环热处理后组织由尺寸约 25 μm 、体积分数约 22% 的等轴 α 及板条 α 和残余 β 相组成。

2) 沉积态低周疲劳性能低于锻件, 退火态和循环热处理态在低周疲劳中能产生更大的塑性应变, 退火态低周疲劳性能达到锻件的 87% 以上, 循环热处理低周疲劳性能达到锻件的 90% 以上。

3) 沉积态中位错运动模式主要表现为平行于 α'/β 相界、在单个 α' 内部运动, 退火态及循环热处理态位

错在板条 α 中能以平行 α/β 相界、穿过 α/β 相界 2 种方式运动, 循环热处理态中进一步观察到位错在等轴 α 相内运动。

参考文献 References

- [1] Singh P, Pungotra H, Kalsi N S. *Materials Today: Proceedings* [J], 2017, 4(8): 8971
- [2] Attaran M. *Business Horizons* [J], 2017, 60(5): 677
- [3] Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Materials China*(中国材料进展) [J], 2015, 34(9): 684
- [4] Kotadia H R, Gibbons G, Das A et al. *Additive Manufacturing* [J], 2021, 46: 102155
- [5] Jha J S, Dhala S, Toppo S P et al. *Materials*

- Characterization[J], 2019, 155: 109829
- [6] Wang Hong(王 红), Zuo Huafu(左华付), He Xun(何 训) *et al.* *Failure Analysis and Prevention*(失效与防护)[J], 2007(1): 24
- [7] Ni Haohan(倪浩涵), Zeng Qi(曾 琦), Zhang Kai(张 恺) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2302
- [8] Lewandowski J J, Seifi M. *Annual Review of Materials Research*[J], 2016, 46: 151
- [9] Herzog D, Seyda V, Wycisk E *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 117: 371
- [10] Beese A M, Carroll B E. *JOM*[J], 2016, 68: 724
- [11] Nie Jingjing(聂敬敬). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2126
- [12] Ren Yongming(任永明), Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 3160
- [13] Beretta S, Romano S. *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 94(2): 178
- [14] Kasperovich G, Hausmann J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 220: 202
- [15] Liu Lun(刘 伦), Zhang Zhenjun(张振军), Yang Huajie(阳华杰) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4429
- [16] Lee S, Ahmadi Z, Pegues J W *et al.* *Optics & Laser Technology*[J], 2021, 134: 106639
- [17] Masuo H, Tanaka Y, Morokoshi S *et al.* *Procedia Structural Integrity*[J], 2017, 7: 19
- [18] Fatemi A, Molaei R, Sharifimehr S *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2017, 99(1): 187
- [19] Edwards P, Ramulu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 327
- [20] Benedetti M, Fontanari V, Bandini M *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2018, 107: 96
- [21] Ren Y M, Lin X, Yang H O *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 83: 18
- [22] Sabban R, Bahl S, Chatterjee K *et al.* *Acta Materialia*[J], 2019, 162: 239
- [23] Wang S C, Aindow M, Starink M J. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(9): 2485
- [24] Liu C M, Wang H M, Tian X J *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 590: 30
- [25] Stefansson N, Semiatin S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2003, 34: 691
- [26] Coffin L F J. *Journal of Fluids Engineering*[J], 1954, 76(8): 931
- [27] Yan Minggao(颜鸣皋), Liu Bocao(刘伯操), Wu Shiping(吴世平) *et al.* *China Aeronautical Materials Handbook*(中国航空材料手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2001: 120

Effects of Heat Treatment on Low Cycle Fatigue Properties of Selective Laser Melting Ti-6Al-4V Alloy

Li Dian^{1,2}, Chen Jing¹, Tan Hua¹, Yao Bo¹, Zhang Siyu¹, Hao Zhiwei¹, Lin Xin¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: In order to improve the low cycle fatigue property of selective laser melting Ti-6Al-4V alloy, the effects of heat treatment on the microstructure and properties of selective laser melting Ti-6Al-4V alloy were studied by OM, SEM, TEM, room temperature tensile and low cycle fatigue tests. The results show that the as-built microstructure is characterized by epitaxially grown β columnar grains and acicular martensite α' with a certain orientation in the grains. After annealing, α' decomposes and is transformed into basket-weave $\alpha+\beta$. After cyclic heat treatment, lath α becomes globularized, and the microstructure is composed of equiaxed α , lath α and residual β . After heat treatment, the low cycle fatigue property of the annealed alloy reaches more than 87% of that of the forgings. Besides, the property of cyclic heat treated alloy reaches more than 90% of that of the forgings.

Key words: selective laser melting; Ti-6Al-4V alloy; heat treatment; low cycle fatigue

Corresponding author: Tan Hua, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: tanhua@nwpu.edu.cn