

# 低高温双重热处理对激光选区熔化 TC4 钛合金 断裂韧性影响

李玉海<sup>1</sup>, 左柏强<sup>1,2</sup>, 蔡雨升<sup>2</sup>, 姜沐池<sup>1,2</sup>, 任德春<sup>2</sup>, 吉海宾<sup>2</sup>, 雷家峰<sup>2</sup>

(1. 沈阳理工大学, 辽宁 沈阳 110159)

(2. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘要:** 研究了低高温双重热处理对激光选区熔化(selective laser melting, SLM)成形 TC4 钛合金组织特征及断裂韧性的影响。结果表明: 低温退火成形态合金横截面显微组织表现为大量针状马氏体  $\alpha'$ 相和  $\beta$ 相, 纵截面表现为沿成形方向生长的柱状晶, 晶内针状马氏体  $\alpha'$ 相板条与成形方向的夹角约成 45°。热处理后, 针状  $\alpha'$ 相转变为板条  $\alpha$ 相, 形成  $\alpha+\beta$ 的板条组织。随着热处理温度的升高,  $\alpha$ 片层逐渐粗化, 裂纹扩展路径曲折程度增加, 断裂韧性由成形态的 43.1 MPa·m<sup>1/2</sup>, 逐渐提高至 109 MPa·m<sup>1/2</sup>。

**关键词:** 激光选区熔化成形; TC4 钛合金; 热处理; 断裂韧性

**中图分类号:** TG146.23

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)05-1864-09

TC4 钛合金是典型的  $\alpha+\beta$  型钛合金, 因其具有比强度高、密度低、耐腐蚀等优良的性能, 被广泛应用于航空航天、船舶工业、石油化工及医疗等领域<sup>[1-4]</sup>。但由于钛合金变形抗力大、热导率低、易氧化等问题, 采用传统的制造工艺难以制备出形状复杂的功能结构一体化零件, 难以满足新一代航空航天装备高能化的需求<sup>[5, 6]</sup>。

金属增材制造是利用三维软件建立模型, 以高能激光束为热源, 将粉末逐层熔合成形金属构件的一种新型制造技术。与锻造、机加、铸造等传统制造技术相比, 金属增材制造技术具有生产周期短、材料利用率高和不需要传统的刀具、夹具、模具等优点<sup>[7-10]</sup>, 其中 SLM 成形技术具有成形精度高、表面质量好等特点, 可以直接根据三维模型制造出高复杂性的金属零件, 成为增材制造领域中的研究热点<sup>[10, 11]</sup>, 该技术为 TC4 钛合金复杂构件在航空航天领域的应用提供了新的制造方法。但 SLM 工艺制备的 TC4 钛合金依然存在诸多亟待解决的问题, 如: 强塑性匹配差、韧性低、裂纹扩展速率快、超快速凝固过程中产生的残余应力易导致零件变形开裂等<sup>[12]</sup>。Hooreweder<sup>[13]</sup>等人采用 SLM 制备了相对密度较高的 TC4 钛合金试样, 发现由于针状马氏体组织的不稳定性和脆性, 导致断裂韧性较差。Cain<sup>[14]</sup>等人对 SLM 制备的 TC4 钛合金分别进行了 650 °C, 4 h, FC 和 890 °C, 2 h, FC 2 种热处理,

发现热处理可以小幅度提升合金的断裂韧性。Edwards<sup>[15]</sup>等人发现, SLM 制备的 TC4 钛合金断裂韧性均低于锻造、铸造 TC4 钛合金。Zhang<sup>[16]</sup>等人对 SLM 制备的 TC4 钛合金进行了真空退火和热等静压处理, 发现沉积态 TC4 钛合金组织由针状马氏体组成, 同时伴随有气孔和未熔合缺陷, 断裂韧性极差, 退火及热等静压处理后断裂韧性有所提升。

SLM 成形 TC4 钛合金基体主要由针状马氏体  $\alpha'$ 相组成, 具有强度高和塑性低的特点<sup>[4, 17]</sup>。根据相关报道<sup>[13-16]</sup>, SLM 制备 TC4 钛合金的主要研究方向是工艺参数对显微组织与强塑性的匹配, 对断裂韧性提升方面的研究较少。同时 SLM 成形 TC4 钛合金显微组织与传统铸锻组织差异较大<sup>[18]</sup>, 所以传统热处理制度并不完全适用于 SLM 制备 TC4 钛合金。为此, 本研究基于 SLM 成形合金的组合特征, 提出使用低高温双重热处理制度对合金的显微组织与断裂韧性进行优化。首先在低温区进行去应力退火, 消除增材制造 TC4 钛合金内应力, 避免高温热处理过程中发生变形; 随后在两相区高温段进行固溶热处理, 改变合金的显微组织来提升断裂韧性, 明确双重热处理制度对 SLM 成形 TC4 钛合金显微组织和断裂韧性的影响规律, 实现成形合金材料的强韧性匹配, 对推动增材制造技术在航空航天领域的应用具有重要意义。

收稿日期: 2021-06-17

基金项目: 中国航发集团产学研合作项目 (HFZL2019CXY019)

作者简介: 李玉海, 男, 1962年生, 博士, 教授, 沈阳理工大学, 辽宁 沈阳 110159, 电话: 024-24680841, E-mail: 389861807@qq.com

# 1 实验

采用的原料为气雾化法制备的 TC4 钛合金粉末, 其化学成分和形貌如表 1 和图 1 所示, 成分满足 TC4 合金的标准, 球形粉末的平均粒度( $D_{50}$ )为 32  $\mu\text{m}$ 。采用 Concept Laser M2 型 SLM 设备制备的 TC4 钛合金断裂韧性样品如图 2 所示, 具体的成形工艺参数如表 2 所示。SLM 成形采用的扫描方式是岛状交叉扫描模式, 相邻 2 层的激光扫描路径相互垂直。

表 1 TC4 钛合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 titanium powders ( $\omega/\%$ )

Ti	Al	V	Fe	C	N	H	O
Bal.	5.89	4.06	0.16	0.017	0.018	0.0015	0.12

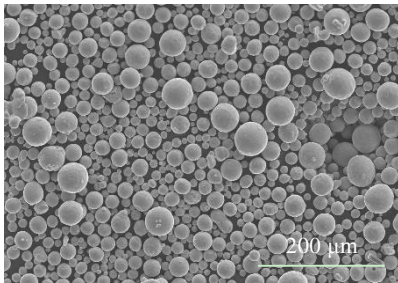


图 1 SLM 成形用 TC4 钛合金粉末形貌

Fig.1 SEM morphology of TC4 titanium powders used for SLM

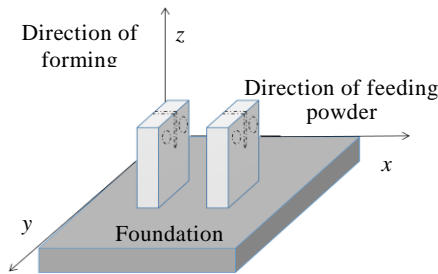


图 2 SLM 制备 TC4 钛合金成形位置及预制裂纹位置示意图

Fig.2 Schematic of TC4 titanium alloy fabricated by SLM and the location and orientation for prefabricated crack of the specimen

表 2 SLM 制备 TC4 钛合金试样的成形工艺参数

Table 2 Processing parameters for TC4 titanium alloy fabricated by SLM

Processing parameters	Values
Laser power/W	370
Scanning speed/ $\text{mm s}^{-1}$	1500
Layer thickness/mm	0.05
Scanning space/mm	0.095
Laser energy density/ $\text{J mm}^{-3}$	208

按照表 3 所示的热处理制度对成形 TC4 钛合金进行热处理。采用 Axiovert 200Mat 光学显微镜(OM)和 Tescan Mira3 扫描电子显微镜(SEM)对粉末形貌、试样显微组织和裂纹扩展路径进行观察。采用 Keyence 超景深三维立体显微镜 VHX-1000C 对断裂韧性宏观断口形貌进行 3D 图像分析。利用 MTS809 疲劳试验机进行断裂韧性试验, 室温  $K_{IC}$  紧凑拉伸试样规格为缺口宽度  $B=15 \text{ mm}$ , 试样宽度  $W=30 \text{ mm}$ 。

表 3 SLM 制备 TC4 钛合金的热处理制度

Table 3 Heat treatment of TC4 titanium alloy samples fabricated by SLM

Samples	First heat treatment	Second heat treatment
HT0	500 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC	/
HT700	500 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC	700 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC
HT800	500 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC	800 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC
HT900	500 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC	900 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC
HT950	500 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC	950 $^{\circ}\text{C}$ , 2 h, FC

# 2 结果与讨论

## 2.1 SLM 成形 TC4 钛合金显微组织

钛合金的力学性能与显微组织密切相关, 采用 SLM 制备的 TC4 钛合金显微组织与传统制备方法相比差异较大。图 3 为低温去应力退火后成形态合金的横纵截面显微组织, 从图中可以看出, 采用表 2 成形工艺制备的 TC4 钛合金实现了良好的冶金结合, 未发现明显的孔洞、未熔合和裂纹等缺陷, 低温热处理退火过程合金未发生变形开裂现象。其中图 3a、3b 是成形合金横截面的显微组织, 从组织形态可以看出成形合金主要由针状  $\alpha'$  马氏体组成, 形成该类型组织的主要原因是 SLM 成形过程中, 在激光作用下 TC4 钛合金粉末瞬间熔化后形成的微小尺度熔池以高达  $10^4 \sim 10^8 \text{ K/s}$  的冷却速率凝固, 在快速凝固过程中, 高的冷却速度会导致高温下的体心立方  $\beta$  相无法直接向密排六方  $\alpha$  相转变, 因剪切应力的作用会使原子发生共同位移,  $\beta$  相转变为  $\alpha'$  相。 $\beta$  相转变为  $\alpha'$  相时遵循的 Burgers 位相关系为:  $\{0001\}\alpha' // \{110\}\beta, \langle 1120 \rangle \alpha' // \langle 111 \rangle \beta^{[13]}$ 。

图 3c、3d 是成形合金的纵截面显微组织, 在 SLM 成形过程中, 成形合金内部热量传导的方向主要沿着成形高度方向且与基板垂直, 从而产生了较高的温度梯度, 使得晶粒沿着温度梯度的方向择优生长。从图 3c 中可观察到, 晶粒沿成形方向生长为  $\beta$  柱状晶, 其轴向与高度方向平行<sup>[19, 20]</sup>。从图 3d 可知, 柱状晶内部生成了大量针状  $\alpha'$  马氏体, 这些针状马氏体或相互垂直或相互平行<sup>[21]</sup>, 且均与成形方向的夹角约成  $45^\circ$ ; 生长方向一致的针状  $\alpha'$  相组成了  $\alpha'$  相集束。

## 2.2 热处理对 SLM 成形 TC4 钛合金显微组织的影响

图 4 和图 5 为不同热处理后合金的显微组织, 从图中可以看出,  $700^\circ\text{C}$  热处理后, 成形态的  $\alpha'$  相通过形核和长大过程分解, 逐渐转变为板条  $\alpha$  相, 而在  $800^\circ\text{C}$  的热处理后, 形成  $\alpha+\beta$  相的稳定组织。图 4a、4b 为  $700^\circ\text{C}$  热处理后的显微组织, 该温度处于  $\alpha$  单相区, 在该较低温度热处理过程中, 成形过程中形成的大量细小针状  $\alpha'$  马氏体可能成为  $\alpha$  板条的形核质点, 并通过扩散相变直接转变成  $\alpha$  相, 因此热处理后板条尺寸细小。当热处理温度进入  $\alpha/\beta$  两相区后,  $\alpha'$  相分解过程中, 部分由  $\alpha'$  转化的  $\alpha$  相通过元素扩散转化成  $\beta$  相, 随着热处理温度的升高,  $\beta$  相体积分数逐渐增加, 具有一定取向的  $\beta$  相会发生合并长大现象, 在降温过程中,  $\beta$  相在两相界面形核转化成  $\alpha$  相, 促进  $\alpha$  相长大<sup>[22]</sup>。因此如图 4c~4h 所示, 随着热处理温度的升高, 板条尺寸显著粗化。

热处理后 TC4 钛合金纵截面显微组织的变化规律与横截面类似, 如图 5 所示。如图 5a、5c 所示,  $700^\circ\text{C}$

和  $800^\circ\text{C}$  热处理后, 柱状晶之间的晶界仍能清晰可见, 而  $900^\circ\text{C}$  和  $950^\circ\text{C}$  热处理之后的柱状晶形貌变得模糊。经过高温热处理后, 低温去应力退火的(图 4)合金内具有一定方向性的针状  $\alpha'$  相集束转变成了具有相同取向的  $\alpha$  板条集束(图 5a~5h), 这为合金断裂韧性的提升奠定了基础。

## 2.3 热处理对 SLM 制备 TC4 钛合金断裂韧性的影响

图 6 为 SLM 制备的 TC4 钛合金断裂韧性随热处理温度的变化规律。从图中可以看出低温去应力退火后的成形态 TC4 钛合金的断裂韧性仅为  $43.1\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。热处理温度从  $700^\circ\text{C}$  升高到  $950^\circ\text{C}$ , 断裂韧性从  $66.6\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  提高到  $109\text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , 随着热处理温度的升高, 断裂韧性逐渐增大。由图 4、图 5 可知, 随着热处理温度的升高, 板条  $\alpha$  相的尺寸逐渐增加, 不同热处理态合金的板条  $\alpha$  相的宽度及长宽比与断裂韧性的对应关系如图 7 所示, 随着热处理温度的升高,  $\alpha$  板条厚度的增加, 板条长度与厚度比值减小, 而断裂韧性增大。

在钛合金领域, 化学成分、显微组织和织构是影响合金断裂韧性的主要因素。如 TC21 钛合金表面氧化后导致断裂韧性急剧下降, 说明氧含量对其断裂韧性的影响是很大的<sup>[23]</sup>, 显微组织同样会有很大的影响, TC21 钛合金片层组织中,  $\alpha$  相宽度的增加会使得断裂韧性增高, 断裂过程包括空洞在裂纹尖端的形成及空洞连接汇入主裂纹的过程<sup>[24]</sup>。空洞一般会在片层  $\alpha$  与转变  $\beta$  之间的两相界面上形成, 而这个过程是受  $\alpha$  片层宽度控制的, 当  $\alpha$  片层较宽时, 则形成空洞所需

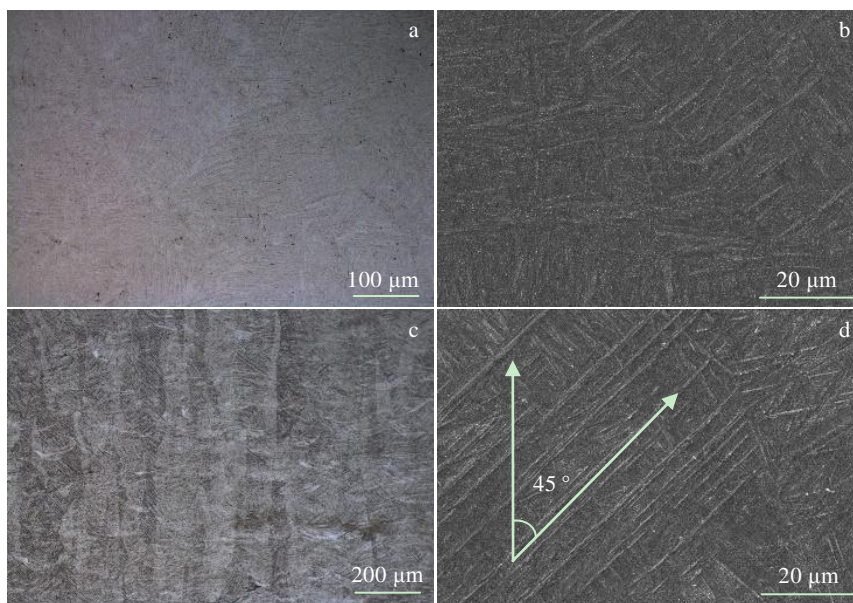


图 3 HT0 试样横纵截面 OM 和 SEM 照片

Fig.3 OM images (a, c) and SEM images (b, d) of microstructure in cross-section (a, b) and longitudinal section (c, d) for HT0 sample

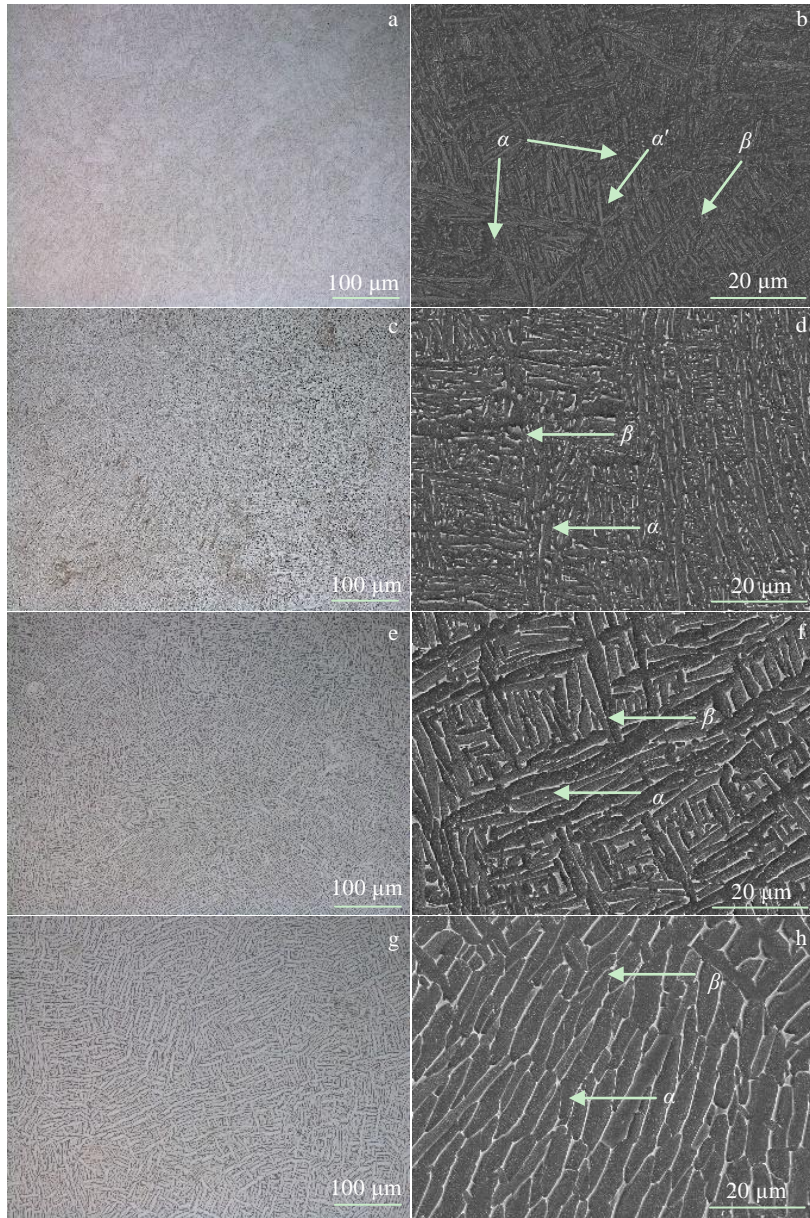


图 4 HT700、HT800、HT900 和 HT950 试样的横截面显微组织

Fig.4 OM images (a, c, e, g) and SEM images (b, d, f, h) of microstructure in cross-section for HT700 (a, b), HT800 (c, d), HT900 (e, f) and HT950 samples (g, h)

的应力强度要较大。随着  $\alpha$  片层宽度的增大, 也可以有效阻止裂纹直线扩展, 发生沿着两相界面的偏转, 消耗了大量能量, 断裂韧性提升<sup>[24]</sup>。当裂纹与集束的方向呈现为硬取向关系时, 沿集束边界会有二次裂纹出现<sup>[25]</sup>。当面对不同取向的集束时, 主裂纹会偏离名义扩展面的方向向前扩展, 同时穿晶与沿晶断裂不断发生转变, 并伴随 Ligament Bridge 的产生, 它的出现将对提高合金断裂韧性大有裨益<sup>[25]</sup>。织构既可以影响裂纹开始扩展的时间, 又可以影响疲劳裂纹扩展时所承受的最大载荷。织构的存在还会影响裂纹尖端的塑性区的形状。因此, 组

织中织构的存在使得断裂韧性得到一定的保证<sup>[25]</sup>。

对于 SLM 成形的 TC4 钛合金, 热处理后, 随着  $\alpha$  板条宽度的增加, 板条宽度使得裂纹转向更加频繁, 而与成形方向约成  $45^\circ$  角的织构使得裂纹沿着两相界面向远离裂纹名义扩展面方向向前扩展, 裂纹扩展路径会增长, 使得断裂韧性提高。而板条宽度较小的试样会使裂纹主要沿着织构边界向前扩展, 却很少在两相界面处扩展, 使得裂纹切过板条  $\alpha$  相, 致使裂纹转向频率降低, 断裂韧性较差。综上所述, 随着热处理温度的升高, 板条  $\alpha$  相宽度的增加, 裂纹转向更加频

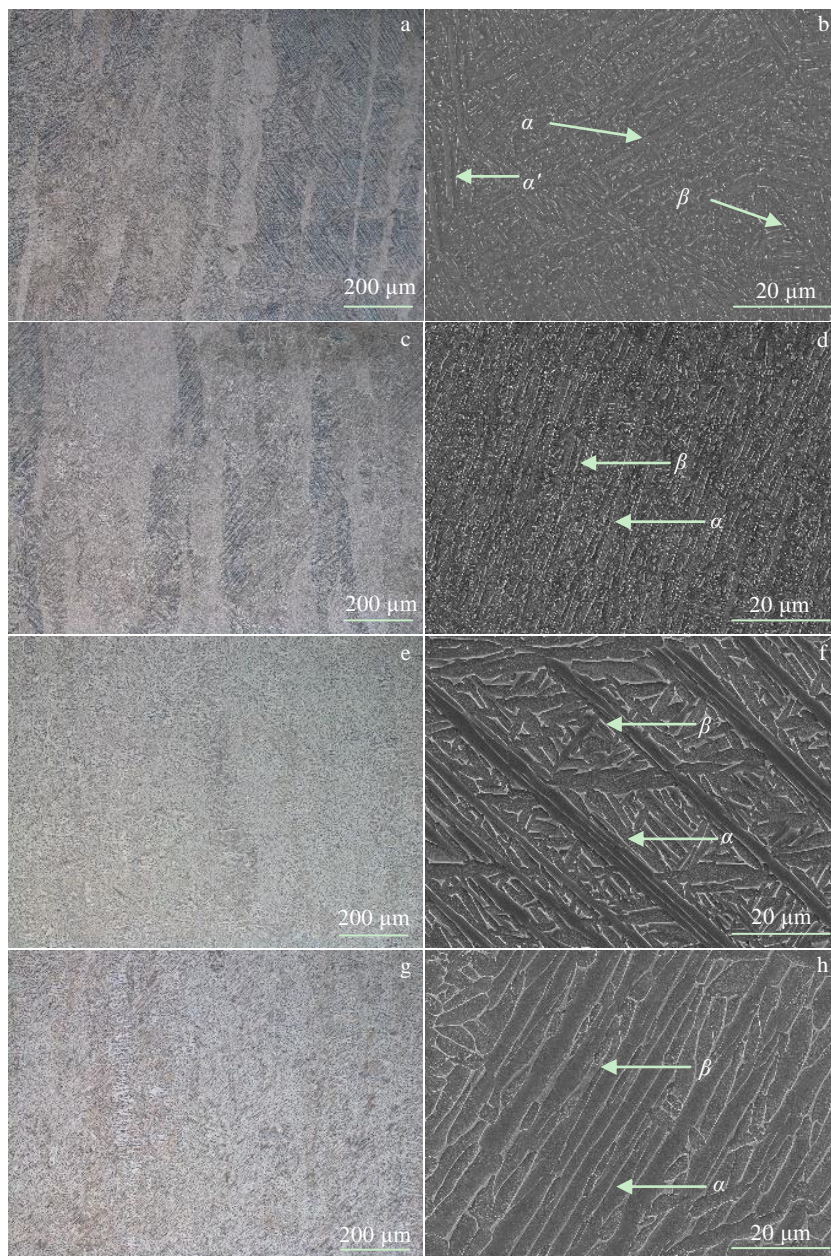


图 5 HT700、HT800、HT900 和 HT950 试样的纵截面显微组织

Fig.5 OM images (a, c, e, g) and SEM images (b, d, f, h) of microstructure in longitudinal section for HT700 (a, b), HT800 (c, d), HT900 (e, f) and HT950 samples (g, h)

繁，断裂韧性越好，这在后面对断口 3D 深度图像和裂纹扩展路径的观察中得以证实。

图 8 是不同热处理态样品的韧性断裂宏观断口 3D 深度图像。可以看出，除低温去应力退火后的合金断口(图 8a)外，其他断口都为混合型断口(图 8b~8e)。该类型断口的典型特征是试样中部的裂纹表现为平面应变状态扩展，表层裂纹表现为平面应力状态扩展，出现了斜断口，具体如图 8b 和图 8d 中箭头所示。断裂韧性的高低主要取决于裂纹尖端微区塑性变形能力和裂纹扩展路径曲折程度的共同作用，其中裂纹扩展路径对断裂

韧性的影响比重更大，一般而言，断裂过程中裂纹扩展路径越曲折，那么合金的断裂韧性也越好<sup>[26]</sup>。低温去应力退火后合金的组织主要由  $\alpha'$  马氏体组成，该组织类型合金具有高强度低塑性的特点，因此表现为较低的断裂韧性，在表层裂纹扩展位置可观察到明显脆性断裂，如图 8a 中所示斜断口不明显。随着热处理温度的逐渐升高， $\alpha'$  相分解和转化为  $\alpha$  相(图 4 和图 5)，同时  $\alpha$  相的厚度增加，裂纹在平面应变状态区域的表面粗糙程度不断上升，表现为较深的沟壑起伏，即裂纹扩展路径越发曲折，断裂韧性越好(图 6)。

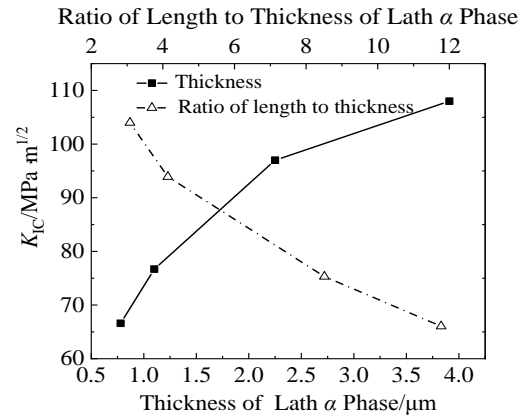
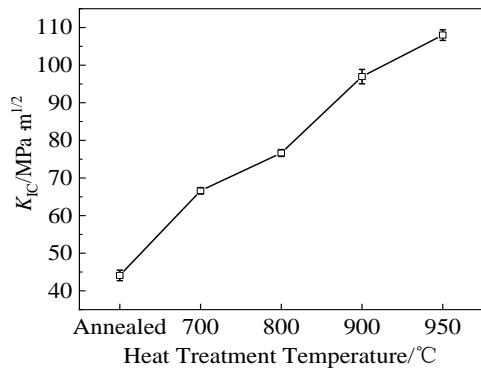


图 6 不同热处理状态下 SLM 制备 TC4 钛合金的断裂韧性

Fig.6 Fracture toughness of TC4 titanium alloy fabricated by SLM under different heat treatments

图 7 热处理后断裂韧性与板条  $\alpha$  相厚度及长度/厚度的关系

Fig.7 Relationship between fracture toughness with thickness and ratio of length to thickness of lath  $\alpha$  phase after different heat treatment

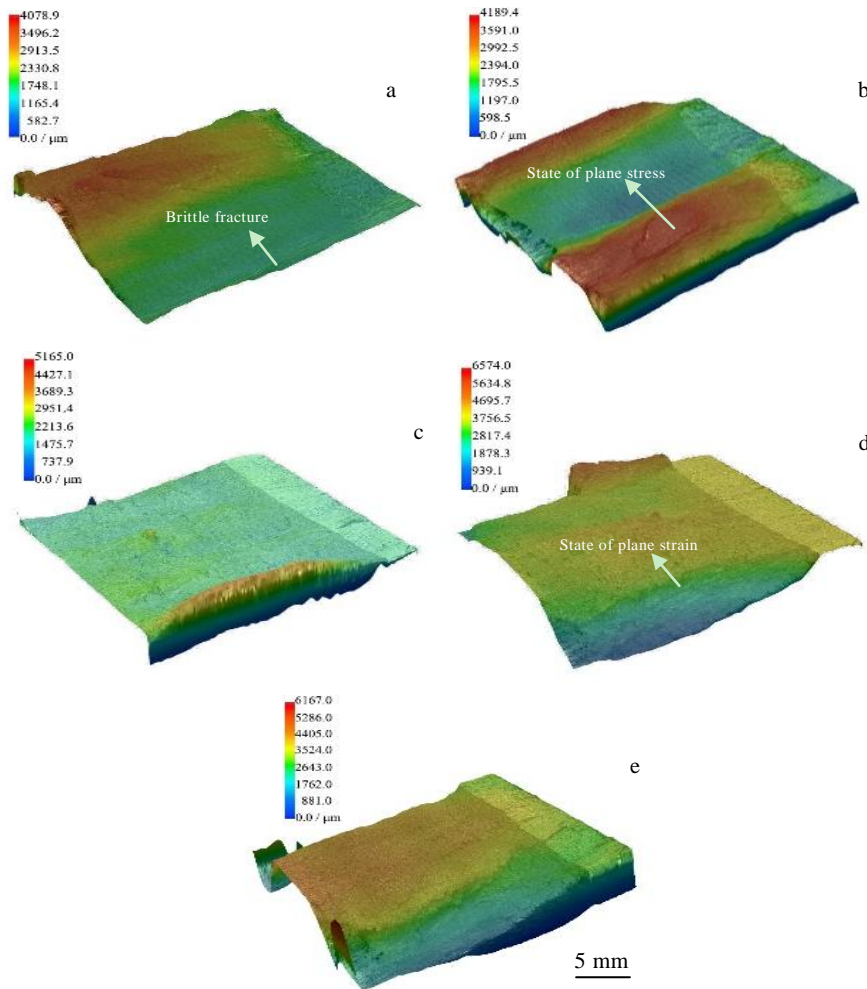


图 8 SLM 制备 TC4 钛合金不同热处理状态下韧性断裂试样的宏观断口 3D 深度图像

Fig.8 3D depth images of macroscopic fracture of TC4 titanium alloy ductile fracture samples fabricated by SLM: (a) HT0, (b) HT700, (c) HT800, (d) HT900, and (e) HT950

退火后合金的组织主要由  $\alpha'$  马氏体组成，该组织类型合金具有高强度低塑性的特点，因此表现为较低的断裂韧性，在表层裂纹扩展位置可观察到明显脆性断裂，如图 8a 中所示斜断口不明显。随着热处理温度的逐渐升高， $\alpha'$  相分解和转化为  $\alpha$  相(图 4 和图 5)，同时  $\alpha$  相的厚度增加，裂纹在平面应变状态区域的表面粗糙程度不断上升，表现为较深的沟壑起伏，即裂纹扩展路径越发曲折，断裂韧性越好(图 6)。

图 9 为不同热处理状态 TC4 钛合金试样的裂纹扩展路径图。从图 4 和图 5 可知，不同热处理后的组织为尺寸不一的  $\alpha$  板条集束，低温去应力退火后合金的组织主要为细小的  $\alpha'$ ，裂纹扩展至  $\alpha$  集束时，扩展路径沿集束边界出现偏折，或沿集束方向扩展，集束尺寸是影响材料性能的主要特征参数之一<sup>[27]</sup>。如图 9a 所示，低温去应力退火后合金裂纹路径较为平坦，断裂韧性较低。如图 9b 所示，随着热处理温度的升高， $\alpha$  板条逐渐粗化，裂纹路径明显曲折。当热处理温度达到

800 °C，如图 9c 所示，低温去应力退火后合金裂纹路径较为平坦，断裂韧性较低。如图 9b 所示，随着热处理温度的升高， $\alpha$  板条逐渐粗化，裂纹路径明显曲折。当热处理温度达到 800 °C，如图 9c 所示，短粗板条  $\alpha$  使得裂纹转向更加频繁，而随着板条厚度的增加，裂纹偏转的角度也增大，进一步提高了合金的断裂韧性。如图 9d 所示，900 °C 热处理后使合金内部的  $\alpha$  相再次粗化，致使裂纹扩展路径进一步曲折，裂纹扩展过程增加能量消耗，断裂韧性升高。而当热处理温度升高到 950 °C 时(如图 9e 和 9f)，裂纹扩展中遇到粗化后的  $\alpha$  板条集束不仅使裂纹发生频繁的偏转，而且裂纹会在  $\alpha/\beta$  的两相界面产生二次裂纹。这是由于  $\alpha$ 、 $\beta$  两相是不同的晶体结构， $\alpha/\beta$  两相界面处的结合力弱，导致界面处成为裂纹扩展过程中薄弱区域。随着热处理温度的升高，板条  $\alpha$  相逐渐粗化、 $\beta$  相比例逐渐增加，导致两相界面也随之粗化，因此裂纹在扩展过程容易导致界面处发生开裂现象，进一步提高了断裂韧性。

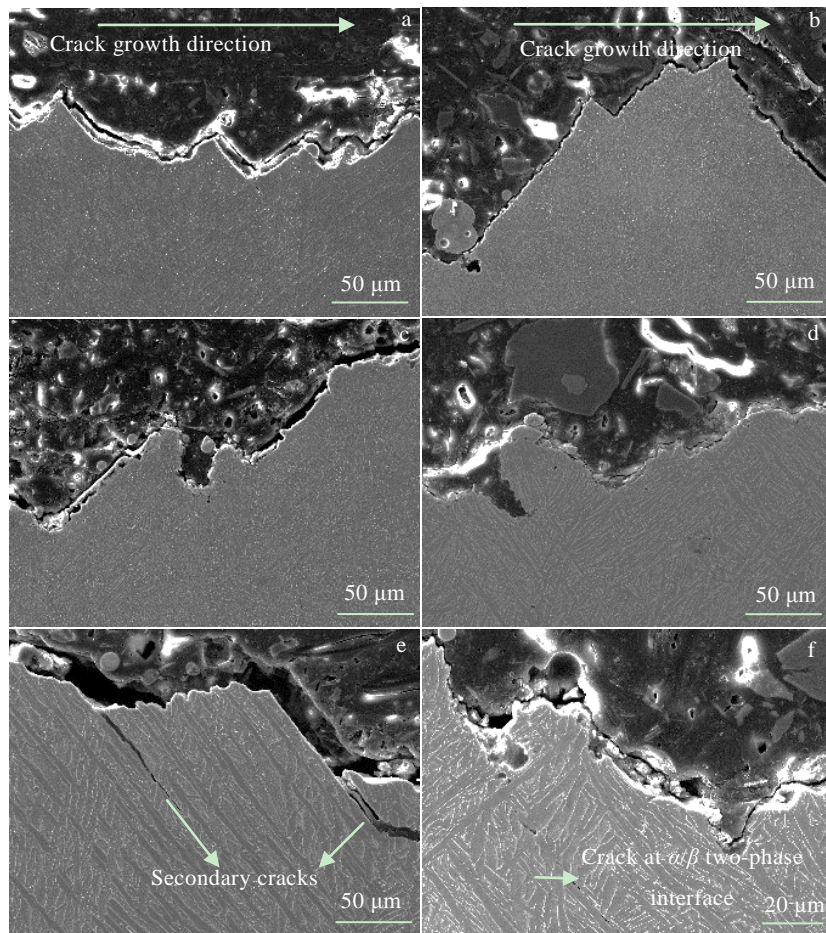


图 9 不同热处理状态下 SLM 制备 TC4 钛合金试样裂纹扩展路径

Fig.9 Crack propagation path of TC4 titanium alloy samples fabricated by SLM: (a) HT0, (b) HT700, (c) HT800, (d) HT900, secondary cracks (e) and crack at  $\alpha/\beta$  two-phase interface in HT950 sample (f)

### 3 结 论

1) SLM 快速冷却的特点导致成形 TC4 钛合金显微组织主要由针状  $\alpha'$  马氏体组成, 同时沿着成形方向, 显微组织为  $\beta$  柱状晶, 柱状晶内部的针状  $\alpha'$  马氏体与成形方向的夹角约为  $45^\circ$ 。

2) 热处理过程中, 针状马氏体  $\alpha'$  相发生分解, 转变为板条  $\alpha$  相, 并随着热处理温度的升高,  $\alpha$  板条逐渐粗化, 板条长度与厚度比值降低。

3) 热处理后粗化的板条  $\alpha$  相使得裂纹扩展曲折程度增加, 转向更加频繁, 是断裂韧性提高的主要原因。

#### 参考文献 References

- [1] Boyer R R. *Materials Science and Engineering A*[J], 1996, 213(1): 103
- [2] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2014, 34(4): 1
- [3] Ren Dechun, Li Shujun, Wang Hao *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(2): 285
- [4] Lu Yichen(卢毅晨), Sun Zhonggang(孙中刚), Guo Yanhua(郭艳华) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(6): 2067
- [5] Guo Chengbo(郭成波), Di Shichun(狄士春), Wei Dongbo(韦东波) *et al. Journal of Ordnance*(兵工学报)[J], 2015, 36(11): 2149
- [6] Liu Hongyu(刘宏宇), Zhao Jun(赵 军), Xie Huasheng(谢华生) *et al. Casting*(铸造)[J], 2012, 61(9): 1006
- [7] Xiong Zhiwei, Li Zhonghan, Sun Zhen *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(10): 2238
- [8] Ren Dechun(任德春), Zhang Huibo(张慧博), Zhao Xiaodong(赵晓东) *et al. Acta Metal Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(8): 1103
- [9] Yang Guang(杨 光), Wang Wendong(王文东), Qin Lanyun(钦兰云) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1935
- [10] Xu Shubo(徐淑波), Meng Zixiang(孟子翔), Liu Peng(刘 鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2786
- [11] Zhang Shaochi(张少驰), Sun Zhonggang(孙中刚), Liang Zulei(梁祖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3234
- [12] Zhang Sheng(张 升), Gui Ruizhi(桂睿智), Wei Qingsong(魏青松) *et al. Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(23): 21
- [13] Hooreweder Brecht Van, Moens David, Boonen Rene *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2012, 14(1-2): 92
- [14] Cain V, Thijs L, Humbeeck J Van *et al. Additive Manufacturing* [J], 2015, 5: 68
- [15] Edwards P, Ramulu M. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*[J], 2015, 38(10): 1228
- [16] Zhang Haiying, Dong Dengke, Su Shaopu *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2019, 32(10): 2383
- [17] Cai Yusheng(蔡雨升), Ji Haibin(吉海滨), Lei Jiafeng(雷家峰) *et al. Progress in titanium Industry*(钛工业进展)[J], 2020, 37(1): 9
- [18] Sallica-Leva E, Jardini A L, Fogagnolo J B. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2013, 26: 98
- [19] Chen Jing(陈 静), Lin Xin(林 鑫), Wang Tao(王 涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2003, 32(3): 183
- [20] Li Jing(李 敬), Liu Min(刘 敏), Ma Wenyu(马文有) *et al. Applied Laser*(应用激光)[J], 2017, 37(6): 779
- [21] Thijs Lore, Verhaeghe Frederik, Craeghs Tom *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3303
- [22] Zhang Weixiang(张伟祥), Tang Chaolan(唐超兰), Chen Zhiru(陈志茹) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2019, 44(6): 122
- [23] Shi Xiaohui, Zeng Weidong, Zhao Qinyang. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 647
- [24] Dang Wei(党 薇), Xue Xiangyi(薛祥义), Li Jinshan(李金山) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(S1): 16
- [25] Chen Yuyong, Niu Hongzhi, Kong Fantao *et al. Intermetallics* [J], 2011, 19(10): 1405
- [26] Shi Chunling(史春玲), Wang Haojun(王浩军), Shi Xiaohui(石晓辉) *et al. Progress in Titanium Industry*(钛工业进展)[J], 2013, 30(1): 12
- [27] He Ruijun(贺瑞军), Wang Huaming(王华明). *Journal of Aeronautics*(航空学报)[J], 2010, 31(7): 1488



## Effect of Low and High Double Heat Treatment on Fracture Toughness of TC4 Titanium Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Li Yuhai<sup>1</sup>, Zuo Baiqiang<sup>1,2</sup>, Cai Yusheng<sup>2</sup>, Jiang Muchi<sup>1,2</sup>, Ren Dechun<sup>2</sup>, Ji Haibin<sup>2</sup>, Lei Jiafeng<sup>2</sup>

(1. Shenyang Ligong University, Shenyang 110159, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** The effect of different heat treatment temperatures on microstructure and fracture toughness of TC4 titanium alloy fabricated by selective laser melting (SLM) was studied. The results show that the microstructure of low temperature annealed alloy is characterized by a large number of acicular martensite  $\alpha'$  phase and  $\beta$  phase. The longitudinal section is characterized by columnar crystals growing along the forming direction. The angle between the acicular martensite  $\alpha'$  phase and the forming direction is about  $45^\circ$ . After heat treatment, the acicular  $\alpha'$  phase is transformed into lamellar  $\alpha$  phase, forming  $\alpha+\beta$  lath structure. With the increase of heat treatment temperature, the  $\alpha$  lamellar coarsens gradually, the zigzags of crack propagation path increase, and the fracture toughness gradually increases from  $43.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  to  $109 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ .

**Key words:** selective laser melting; TC4 titanium alloy; heat treatment; fracture toughness

---

Corresponding author: Ji Haibin, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: hbji@imr.ac.cn