DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2025.4231

热循环条件下 SLM–TC4 钛合金 α' 马氏体的 快速分解

咸舒凡^{1,2},王嘉鑫^{1,2},郭家宝^{1,2},周峻锋^{1,2},王 前^{1,2},王 猛^{1,2}

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072;2. 西北工业大学 金属高性能增材制造与创新设计工业 和信息化部重点实验室,陕西西安710072)

摘 要: 马氏体是选区激光熔化 TC4 的常见物相, 其分解过程调控对优化成形件性能尤为重要。采用激光扫描 SLM-TC4 全 α' 马氏体试样,对沉积态试样施加不同热循环,结合数值模拟分析不同热循环条件下的 α' 马氏体相变序 列,明确了 $\alpha' \rightarrow \beta_{\beta = a} \rightarrow (\alpha + \beta)$ 与 $\alpha' \rightarrow (\alpha + \beta)$ 两种转变路径及其组织特征,前者的 α 相不再具有 α' 的层级结构,而表现为 魏氏集束与网篮组织的混合形态,后者的α相继承了马氏体的晶体取向和层级结构。在第二种转变路径条件下,当热循 环温度逼近 β转变温度且峰谷温差值较大时, α'马氏体可以在较短时间内依赖孪晶界完成分解, 进而形成细小的球化 α相,有助于选区激光熔化 TC4 合金的性能提升。

关键词:TC4 钛合金;热循环; α' 马氏体分解; 微观组织

中图分类号: TG146.2 文献标识码:A 文章编号:1000-8365(2025)01-0045-10

Rapid Decomposition of Martensite in SLM-TC4 Titanium Alloy under Thermal Cycling Conditions

XIAN Shufan^{1,2}, WANG Jiaxin^{1,2}, GUO Jiabao^{1,2}, ZHOU Junfeng^{1,2}, WANG Qian^{1,2}, WANG Meng^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. MIIT Key Laboratory of High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design of Metal Structure, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: α' martensite is the major phase in selective laser melted TC4 alloy, and the controlling of its decomposition is very important for the optimization of the formed components. Laser scanning was applied to the SLM-TC4 samples with full α' martensite microstructure, the thermal history curves at different locations of the samples were derived with the aid of numerical simulations, and the phase transformation sequence of α' martensite under thermal cycling conditions was analysed. Two transformation pathways are identified: $\alpha' \rightarrow \beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ and $\alpha' \rightarrow (\alpha + \beta)$, with different thermal histories. In the former pathway, the α phase no longer maintains the hierarchical structure of α' , which typically exhibits a mixed morphology of Widmanstätten colonies and basketweave structures. In the latter pathway, the α phase retains the crystallographic orientation and hierarchical structure of the martensite. It has also been shown that in the second transformation pathway, when the temperature of thermal cycling approaches β_{tr} and the temperature difference between the peak and valley is significant, the decomposition of α' martensite and the globalization of the α phase are accelerated, with β precipitating at the twin boundaries, which can further contribute to the enhancement of the properties of the SLM TC4 components.

Key words: TC4 titanium alloy; thermal cycling; α' martensite decomposition; microstructure

钛合金具有高比强度和比刚度、高耐热和耐腐 蚀等特点,在航空、航海等领域得到广泛应用[1-3]。为 计为复杂薄壁或框架结构,采用传统技术时成形难

了充分发挥其轻质高强特性, 钛合金构件通常被设

XIAN S F, WANG J X, GUO J B, ZHOU J F, WANG Q, WANG M. Rapid decomposition of martensite in SLM-TC4 titanium alloy under thermal cycling conditions[J]. Foundry Technology, 2025, 46(1): 45-54.

收稿日期: 2024-11-15

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB4602301);国家自然科学基金(52275381);陕西省"双链融合"增材制造重点专项(2021LLRH-08) 作者简介: 咸舒凡, 1999 年生, 硕士生. 研究方向为金属增材制造. Email: 2022261131@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 王 猛, 1976年生,博士,教授.研究方向为金属增材制造. Email: wangmeng@nwpu.edu.cn

引用格式: 咸舒凡, 王嘉鑫, 郭家宝, 周峻锋, 王前, 王猛. 热循环条件下 SLM-TC4 钛合金 α'马氏体的快速分解[J]. 铸造技术, 2025, 46 (1): 45-54.

度大、制造成本高,近年来得到快速发展的选区激 光熔化(selective laser melting, SLM)成形技术为钛 合金复杂结构的高性能成形提供了高效解决方 案^[45]。在SLM成形过程中,钛合金首先通过外延生 长方式形成具有强烈<001>_β织构特征的β柱状晶, 而后在快速冷却过程中发生马氏体转变形成α'马氏 体,所得组织在力学性能上存在显著各向异性,且表现 出高强低塑特性。在沉积过程热循环或后处理过程中, α'马氏体经历不同的热历史发生分解,可形成不同形 态的(α+β)双相组织,使钛合金呈现出不同的性能^[79]。

等温退火处理是实现SLM钛合金马氏体分解 并优化合金性能的重要途径,然而等温条件下的马 氏体分解较为缓慢,尽管提高处理温度可加速马氏 体分解,但同时会导致组织粗化,影响最佳性能的 达成[10-11]。为了改善处理效率并进一步提高性能,一 些研究者通过优化激光选区熔化工艺参数,利用成 形过程热历史条件实现马氏体的原位分解控制,获 得了超细(α+β)层片组织和优化的钛合金性能[7,9,12-14]。 对于这种成形过程中的马氏体原位分解行为,有研 究者将其归于热积累效应[12],认为成形过程中的热 积累使马氏体进入了分解温度范围从而发生了α'→ $(\alpha+\beta)$ 转变。Chen等^[15]通过提取分解区域($\alpha+\beta$)组织 特征,发现其为高温β相在慢冷条件下形成的魏氏 集束与网篮组织,进而将相变路径识别为 $\alpha' \rightarrow \beta_{aaa} \rightarrow$ (α+β)。Song等^[16]结合温度场数值模拟和激光定向能 量沉积实验研究了α'马氏体的分解行为,发现热循环 条件下马氏体分解所需的时间比等温处理低2个数量 级,即将传统等温分解所需的 1~2h 缩短到 30~40 s 内完成,但并未深入分析热循环条件下马氏体加速分 解的原因。由此可见,一方面,对SLM钛合金马氏体转 变机制的认识尚未统一;另一方面,热循环条件下马氏 体的分解机制及其驱动模式仍需进一步研究。

SLM过程中钛合金的马氏体转变与SLM成形 特有的热历史条件密切关联,而实际成形过程中的 热历史复杂、控制难度大^[17-18],导致难以建立马氏体 分解与热历史的可靠关联。本文采用激光快速扫描 试样的方法对全马氏体TC4钛合金试样施加热循 环,获得不同热历史条件下的马氏体相变序列,结 合温度场的数值模拟,厘清热循环条件下马氏体分 解机制及相变演化路径,为SLM钛合金的组织和性 能优化调控提供理论支撑。

1 实验材料与方法

1.1 SLM-TC4全马氏体试样制备

使用西安欧中材料科技股份有限公司提供的

TC4钛合金粉末,化学成分如表1所示。利用西安铂力 特增材技术股份有限公司生产的BLT-S210制备 40 mm×10 mm×45 mm的SLM沉积态试样,SLM工 艺参数如表2所示。

表 1 TC4 钛合金粉末化学成分 Tab.1 Chemical composition of the TC4 powder (mass fraction/%)

Element	Al	V	Fe	С	Ν	Н	0	Ti
Content	5.5~6.75	3.5~4.5	≤0.3	≤0.08	≤0.05	≤0.015	≤0.18	Bal.

表 2 TC4 钛合金选区激光熔化工艺参数					
Tab.2 Selective laser melting parameters adopted for the					
TC4 titanium allov					

	- 0
Processing parameter	Value
Laser power/W	250
Scanning speed/(mm · s ⁻¹)	1 000
Hatch spacing/mm	0.09
Layer thickness/mm	0.030
Spot size/mm	0.1
Scanning strategy	Zigzag
Hatch rotation angle/(°)	67

1.2 SLM-TC4全马氏体的激光扫描处理

利用线切割机将沉积态SLM-TC4切为40 mm× 10 mm×4 mm的试样,使用120#砂纸打磨表面后贴 合在100 mm×100 mm×30 mm的钛合金基板上,在氩 气保护下使用激光进行表面往复扫描以获得不同的 热历史条件,激光扫描实验装置如图1,扫描过程 参数见表3。为实时监测激光扫描过程中试样温 度变化,在试样侧面CH1、CH2和CH3位置焊接Omega GG-K30型号的热电偶进行温度数据采集(图2)。

1.3 激光扫描处理温度场分析与标定

激光扫描过程中, 钛合金较低的导热率有助于 在试样不同位置处获得有显著差异的热历史条件。 通过热电偶难以逐点测定试样各点的温度变化情 况,为获取试样内部特定位置的热历史,基于Abaqus 软件建立激光扫描过程的温度场计算模型, 利用实 验采集的温度数据标定后, 对试样内部特征点位的 热历史进行描述。

采用表3中#1、#2试样及参数进行温度场计算模型标定,实验测量和模拟的特征点热历史曲线如图3 所示,通过式(1)计算3个特征点的热历史在整个扫描过程中模拟结果与实验测量的平均误差:

$$\operatorname{Error} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} \left| \frac{(x_{\exp})_i - (x_{\sin})_i}{(x_{\exp})_i} \right|$$
(1)

式中,n为总时间步数;i为当前时间步;x_{exp}为测量温 度;x_{sin}为模拟温度。#1试样3点的平均误差分别为 7.22%,5.68%,6.49%,#2试样3点的平均误差分别为 5.01%,6.18%,6.52%,说明模拟和实验测量的特征点热



图 1 激光扫描及测温平台:(a) 实验装置;(b) 试样与基板 Fig.1 Laser scanning and temperature measurement platform: (a) experimental setup; (b) sample and substrate

Tab.3 Parameters for the laser scanning experiments							
La Sample	Laser power	Scanning speed /(mm·s ⁻¹)	Hatch spacing /m	Preheat temperature	Scanning time	Scanning strategy	
	/W			/°C	/s		
#1	200	10	2	25	23	€ € €	
#2	150	5	1	25	92	←→ ←→ ←→	
#3	150	10	0.5	200	72		
#4	125	5	0.25	200	288		





Unit: mm

图 2 热电偶测量位置 Fig.2 Monitoring locations of the thermocouples



Fig.3 Thermal history of simulated and experimental measurements at different process parameters: (a) sample #1; (b) sample #2

历史曲线吻合较好,所建立的温度场计算模型可用于 描述激光扫描过程中试样各区域的热循环条件。

1.4 表征与分析方法

为了确认激光扫描对试样施加的热循环对组织 的影响,沿试样长度方向切出扫描后试样的中截面进 行组织表征。利用Keyence VHX-2000光学显微镜和 Tescan Clara GMH扫描电子显微镜对宏微观组织进 行观察。利用牛津HKL-Nordlys EBSD探测器进行电 子背散射衍射(electron back scatter diffraction, EB-SD)信息采集,扫描步长0.2 μm。利用Gatan PIPS-695 型离子减薄仪研磨制备用于TEM表征的薄区,然后 采用FEI Themis双球差校正透射电子显微镜对沉 积态和不同热处理态试样进行透射观察。同时将透 射样品用于透射菊池衍射分析(transmission Kikuchi diffraction, TKD),利用牛津HKL-Nordlys EBSD探测 器收集透射菊池衍射信息,扫描步长15 nm。利用 AZtecCrystal软件对物相的取向信息进行分析。

2 实验结果及讨论

2.1 组织特征分析

2.1.1 SLM-TC4全α′马氏体试样组织特征

SLM-TC4钛合金的沉积态组织如图4所示。在 SLM成形钛合金过程中,高能激光束熔化粉末形成 熔池,熔池凝固过程中,由于钛合金的结晶温度间 隔较小且形核率低,沿试样沉积方向外延生长的β 柱状晶贯穿多个熔覆层,形成<001>_β织构。在随后的 固态相变中, α' 马氏体与初生β相保持Burgers取向 关系(burgers orientation relationship, BOR),形成特 定的夹角,其中最为显著的是与柱状晶边界呈45°夹 角的 α' 板条。在图4b~d中,可以观察到 α' 马氏体的尺 寸分级现象,且 α' 板条中存在大量孪晶。

对SLM-TC4沉积态试样进行扫描步长为15 nm 的TKD测试,如图5所示,区域1~3中的α′板条存在孪 晶变形区。可以看出,在{11 $\overline{2}0$ }_α与{111}_ρ极图中,每 组孪晶的基体与变形区均拥有相同的<11 $\overline{2}0$ >_α轴,且 <11 $\overline{2}0$ >_α轴与重构β母相的1个<111>_β轴平行;在 {0001}_α与{110}_β极图中,所有孪晶基体与变形区 的<0001>_α轴也与<110>_ρ轴对应,孪晶变形区的晶 体取向与β母相符合Burgers关系。TKD测试下未 检出β相,结合SEM组织特征,可以认为所获得的 SLM-TC4沉积态试样为全α′马氏体组织。

2.1.2 激光扫描处理试样组织特征

如图6a所示,在#3试样激光扫描面附近观察到3 种不同形态的α相:①在初生β晶界处沿晶界生长的 不规则形态晶界α相(α_{GB});②与α_{GB}相连并向晶内延 伸的α魏氏集束(α_W);③初生β晶中心区域相互交错 的α板条,即网篮组织(α_{BW})。当冷却速率较高时,除 在已有的晶界α相上以界面失稳方式形成α_W外,还



图 4 沉积态组织:(a) OM 照片;(b) SEM 照片(无腐蚀);(c, d) SEM 照片(有腐蚀) Fig.4 Microstructural images of the as-built sample: (a) OM image; (b) SEM image (unetched); (c, d) SEM images (etched)



图 5 沉积态试样 TKD 分析结果:(a) α' IPF 分布图;(b~d) 区域 1~3 中 α'与内部孪晶变形区的{1120}_α 极图;(e) 区域 1~3 中 α' 与内部孪晶变形区的{0001}_α 极图;(f~h) 重构 β 母相的 IPF 分布图与{111}_β、{110}_β 极图

Fig.5 TKD results of the as-built sample: (a) IPF of the α phase; (b~d) $\{11\overline{2}0\}_{\alpha}$ pole figures of the α and internal twinning deformation zones in regions 1~3; (e) $\{0001\}_{\alpha}$ pole figures of the α and internal twinning deformation zones in regions 1~3; (f~h) IPF of the reconstructed parent prior- β grains and $\{111\}_{\beta},\{110\}_{\beta}$ pole figures





Fig.6 Microstructural characteristics and thermal cycling curve of sample #3 at the laser scanning surface: (a) SEM image; (b) thermal cycling curve

会在较大的形核驱动力作用下于β晶中心区域形成 α_{BW} ,通过竞争生长形成魏氏集束包围网篮组织的混 合形态。相反,当冷却速率较低时,晶内α相的形核 驱动力不足,导致α相仅能沿已有的晶界α相生长, 最终形成从 α_{GB} 处向内延伸的粗大魏氏集束组织。该 区域的热历史如图6b所示, T_m 为TC4钛合金的熔化 温度,取1660 °C, β_m 为β转变温度,取995 °C^[19]。在激 光扫描热循环作用下,试样在β单相区停留约10 s, α' 相转化为高温β相,随后在双相区内的热循环中, 试样经历不同的冷却速率,最终形成了 α 魏氏集束 包围 α 网篮的混合组织。

#3试样距激光扫描面0.5 mm深度处的组织特

征如图7a和b所示,背散射模式下的组织衬度良好, 观察到宽约1μm、长径比约30的α板条交错排列,与 沉积方向呈±45°夹角,此为继承了沉积态组织α′板 条取向的α相,其间隙中分布着长径比为1~2的较 短球状α相。根据该区域的热历史曲线(图7c),可以 看出该区域仅瞬时短暂进入β单相区,峰谷温差较 大,达244℃,较大长径比的α板条以及球化的α相均 为α′马氏体在(α+β)双相区内分解的产物。徐嵬等^[19] 利用热膨胀仪对初始状态为α′马氏体的SLM-TC4试 样进行热循环实验,也得到了类似的球化α组织,且 随着热循环次数增加,球化α相出现了粗化现象, 表明较大的峰谷温差可促进α′马氏体分解,加速α



图 7 #3 试样距激光扫描面 0.5 mm 深度处的组织特征与热循环曲线 :(a, b) SEM 照片 ;(c) 热循环曲线 Fig.7 Microstructural characteristics and thermal cycling curve of the sample #3 at depth of 0.5 mm from the laser scanning surface: (a, b) SEM images; (c) thermal cycling curve

相球化。

#4试样距激光扫描面3 mm深度处的热历史曲 线与组织特征如图8所示,热循环峰谷值温度差较 小,仅为13 ℃,虽然更长时间的激光扫描带来了更 强的热积累,但α'马氏体分解程度较低。背散射模式 下获得的组织衬度降低,未出现球化α相,长径比较 大的α/α'板条占主导地位,且α/α'板条中存在大量 与板条方向成一定夹角的明亮条纹,部分条纹呈现 "之字形"花样,亮纹间隔100~400 nm,小于#3试样 球化α相组织中β板条的距离。

2.2 SLM-TC4马氏体分解路径及组织演化行为 分析

图9给出了#3试样在距离激光扫描面附近区域 的EBSD测试结果。由 $\{110\}_{\beta}$ 、 $\{111\}_{\beta}$ 及 $\{0001\}_{\alpha}$ 和 $\{11\overline{2}0\}_{\alpha}$ 极图可知,区域1中的 α_{GB} 与 β_1 和 β_2 均保持 Burgers关系。 α 相在初生 β 晶界处形核时,会选择使 α/β 界面能最低的取向^[20-22],当2个 β 相呈现表4^[21]中的 4种特殊取向时, α_{GB} 与2个初生 β 晶体保持Burgers关 系,实现 α/β 界面能的最小化。此外,IPF图显示, β_1 、 β_2 中 α 相不再维持原马氏体的形貌,层级结构也随之 消失,而是形成大量宽度约为5 μ m的 α 板条,结合 EBSD带对比度图判断其为慢冷条件下形成的 α 魏 氏集束,由于EBSD扫描步长远大于 α 魏氏集束中细 小β相的尺寸,因此无法获取集束内β相的晶体信息,但在带对比度图中(区域2)仍可观察到因细小β 相干扰衍射而形成的衬度。IPF图显示, β_3 中心(区域 3)存在3种取向不同,宽度约为2 μm的α板条,这3种 取向的板条间夹角约为60°,进一步分析{110}_β、 {111}_β以及{0001}_α和{1120}_α极图(图9g~j),发现这 些板条是β→α转变中形成的具有相同<1120>_α轴的 3个α子相变体,彼此构成[1120]_α/60°的α/α相界。α 魏氏集束往往是α_{GB}以界面失稳方式向晶内生长的 结果,其取向与α_{GB}保持一致,而α_{GB}的取向受到相邻 两初生β相的控制,因此,同一β晶内不同的α集束之 间较少出现类似α网篮组织[1120]_α/60°的界面类型。 据此可以确定,在贴近激光扫描表面的高温区域,热 循环温度曲线在β单相区停留时间较长,α'马氏体

表 4 使 α_{GB} 与两初生 β 晶粒保持 Burgers 关系的特殊初生 β 晶取向差^[21]

Tab.4 Special misorientations between two adjacent β grains, by which α_{GB} is able to maintain BOR with both β grains^[21]

P 8- 4					
Туре	Misorientation	Equivalent Misorientation			
1	10.52°/<110>	-			
2	10.52°/<110>	63.26°/<211>			
3	60°/<110>	60.8°/<0.568 0.392 0.392>			
4	60°/<111>	-			



图 8 #4 试样距激光扫描面 3 mm 深度处的组织特征与热循环曲线:(a, b) SEM 照片;(c) 热循环曲线 Fig.8 Microstructural characteristics and thermal cycling curve of the sample #4 at a depth of 3 mm from the laser scanning surface: (a, b) SEM images; (c) thermal cycling curve



图 9 #3 试样激光扫描面附近区域 EBSD 结果: (a, b) α 相和重构 β 母相 IPF 分布图; (c, d) 区域 1 中 α 相的 {0001}_α 和 {11 $\overline{2}$ 0}_α 极图; (e, f)区域 1 中 β 相的 {110}_β 和 {111}_β 极图; (g, h) 区域 3 中 α 相的 {0001}_α 和 {11 $\overline{2}$ 0}_α 极图; (i, j)区域 3 中 β 相的 {110}_β 和 {111}_β 极图

Fig.9 EBSD results of sample #3 in the region 0 mm away from the laser scanning surface: (a, b) IPF maps of the α phase and reconstructed parent prior- β grains; (c, d) pole figures of $\{0001\}_{\alpha}$ and $\{11\overline{2}0\}_{\alpha}$ for the α phase in zone 1; (e, f) pole figures of $\{110\}_{\beta}$ and $\{111\}_{\beta}$ for the β phase in zone 1; (g, h) pole figures of $\{0001\}_{\alpha}$ and $\{11\overline{2}0\}_{\alpha}$ for the α phase in zone 3; (i, j) pole figures of $\{110\}_{\beta}$ and $\{111\}_{\beta}$ for the β phase in zone 3.

的转变路径为 $\alpha' \rightarrow \beta_{\text{Ball}} \rightarrow (\alpha + \beta)_{\circ}$

图10给出了#3试样在距离激光扫描面0.5 mm 区域的EBSD测试结果。由于EBSD扫描步长的限 制,球化 α 之间的细小 β 相无法被识别,仅能通过EB-SD带对比度中的衬度判断出该区域与SEM组织相 对应,α相呈现球化形态,且部分相邻具有相同取向 的球化α相在IPF图中被识别为同一个α板条(图 10a和b虚线框),α板条之间仍保持与分级α'马氏 体类似的相互平行或一定夹角的方向关系。β→α过 程中形成的12种α子相变体可按照{0001}。轴划分为 6组,将图10c虚线框内β晶粒中的子相划分为组 1~6(图10d),可发现组1和2中的球化α相连成宽度较 大(2~3 μm)、长径比也较大(5~15)的α板条,推测其 是由沉积态试样中尺寸较大的Ⅰ、Ⅱ级α′马氏体板 条转变而来;组3~6中的α相几乎不相连,在IPF图中 呈现为宽度较小(1~2 μm)、长径比小于2的球化α相, 推测其是由沉积态试样中分布于 I、 II级α'马氏体 中的次级 α' 马氏体转化而来。 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变过程中理论 上会形成6种取向不同的 β 子相,在 α' 马氏体分解为 $\alpha+\beta$ 的过程中,一方面, β 相倾向于依附残余 β 相生长 或是在 α/α 界面处形核生长,因而具有与初生 β 相相 同的取向;另一方面,当 α' 马氏体内满足 β 相形核条 件时, β 相便可以产生6种随机取向,可能具有与初生 β 相不同的取向。由散点极图(图10e和f)可知,在远离 激光扫描表面的区域中,热循环温度曲线仅短暂进 入 β 单相区,所形成的 β 相存在不同取向,且与初生 β 具有相同取向的 β 相占主导地位,这说明该区域中 α' 的分解路径为 $\alpha' \rightarrow (\alpha+\beta)$ 转变。

对#4试样距激光扫描面3 mm区域SEM照片中 的明亮条纹区域进行TEM分析,可为双相区的α'马 氏体分解机制提供线索。图11a为TEM暗场像与EDS 元素分布图,可以看出,细小β板条表现为V富集,而 α'基体与孪晶变形区表现为Al富集,随着β板条的 生长,α'孪晶变形区逐渐消失。图11b和c为孪晶区的



图 10 #3 试样距激光扫描面 0.5 mm 区域的 EBSD 结果:(a) α 相的 IPF 分布图;(b) EBSD 的带对比度图;(c) 重构 β 母相的 IPF 分布图;(d) 6 种具有不同 <0001>_α 轴的 α 变体;(e~g) {001}₈ 与{110}₈ 极图

Fig.10 EBSD results of the sample #3 in the region 0.5 mm away from the laser scanning surface: (a) IPF of the α phase; (b) band contrast map from EBSD; (c) IPF of the reconstructed parent prior- β grains; (d) six α variants with different <0001>_{α} axes; (e~g) {001}_{β} and {110}_{β} pole figures

高分辨照片和FFT变换结果,说明该孪晶为{1011}_α 孪晶系,与沉积态TKD分析结果一致。在热循环条 件下,β稳定元素V由α'相中脱溶,并向马氏体边界 及孪晶界处富集,促使β相在马氏体边界及孪晶界 处形核生长。马氏体边界的β相增厚,使α'相之间相 互分离;孪晶界处的β相则呈现为α/α'板条内的细小 条纹。尽管该区域经历更长的激光扫描时间而拥有 更强烈的热积累,但由于热循环峰谷温差较小,孪晶 界处的β相未充分生长,未能将α'完全分割。在提升 峰谷温差的情况下,有望获得与#3试样距激光扫描 面0.5 mm区域一致的分解组织,随着孪晶界处β相 快速生长,其吸纳α'马氏体中的V元素,α'逐渐转变 为α相,从而完成马氏体的快速分解。

3 结论

(1)SLM-TC4中α′马氏体在经历热循环时存在 2种不同的分解路径:①当热循环曲线在β单相区停 留足够时间并缓慢冷却时,其分解路径为α'→ $\beta_{\ddot{\alpha}a}$ → (α+β),所生成的α相呈现为魏氏集束与网篮组织的 混合形态; ②当热循环曲线处于双相区内或仅短暂 进入β单相区时,其分解路径为α'→(α+β),所形成 的α相继承原先α'的取向,且可能出现与初生β取向 不同的β相。

(2)双相区α'马氏体的分解机制为:β稳定元素V 由α'马氏体中脱溶出,在马氏体边界及孪晶界处富 集,促进了β相的形核与生长,最终分割α/α'板条;随 着V元素的脱出,被分割的α'相逐渐转变为α相。

(3)单一热积累对α'马氏体分解的促进作用并 不显著,当热循环峰值温度接近β转变温度且与谷值 温度差值较大时,α'马氏体可以在较短时间内迅速完 成分解,同时强烈的热循环也促进了球化α相的形成。

参考文献:

[1] SRIVASTAVA M, JAYAKUMAR V, UDAYAN Y, SATHISHKU-



图 11 #4 试样中明亮条纹的 TEM 结果:(a) TEM 暗场像与 EDS 元素分布;(b, c) <1213>。晶带轴下的高分辨照片与 FFT 变换结果

Fig.11 TEM results of bright stripes in sample #4: (a) TEM dark-field image and EDS elemental distribution map; (b, c) HRTEM images and FFT transformation under the $\langle 1\bar{2}1\bar{3} \rangle_{\alpha}$ zone axis

MARM, MUTHU S M, GAUTAM P, NAG A. Additive manufacturing of titanium alloy for aerospace applications: Insights into the process, microstructure, and mechanical properties[J]. Applied Materials Today, 2024, 41: 102481.

- [2] AHMED T, RACK H J. Phase transformations during cooling in α+β titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 243(1-2): 206-211.
- [3] ZHAO Q Y, SUN Q Y, XIN S W, CHEN Y N, WU C, WANG H, XU J W, WAN M P, ZENG W D, ZHAO Y Q. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 845: 143260.
- [4] GU D, MEINERS W, WISSENBACH K, POPRAWE R. Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms[J]. International Materials Reviews, 2012, 57(3): 133-164.
- [5] HERZOG D, SEYDA V, WYCISK E, EMMELMANN C. Additive manufacturing of metals[J]. Acta Materialia, 2016, 117: 371-392.
- [6] BERMINGHAM M J, STJOHN D H, KRYNEN J, TEDMAN-JONES S, DARGUSCH M S. Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2019, 168: 261-274.
- [7] SIMONELLI M, TSE Y Y, TUCK C. The formation of α+β microstructure in as-fabricated selective laser melting of Ti-6Al-4V
 [J]. Journal of Materials Research, 2014, 29(17): 2028-2035.
- [8] WANG Q, WANG M, GUO S, TAO S Y, ZHOU J F, QIN Z H, LIN X, HUANG W D. In situ tensile test of selective laser melted Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V alloy at different stages of martensite

decomposition[J]. Journal of Materials Science, 2023, 58(4): 1798-1812.

- [9] ZAFARI A, BARATI M R, XIA K. Controlling martensitic decomposition during selective laser melting to achieve best ductility in high strength Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 744: 445-455.
- [10] CAO S, HU Q D, HUANG A J, CHEN Z E, SUN M, ZHANG J H, FU C X, JIA Q B, LIM C V S, BOYER R R, YANG Y, WU X H. Static coarsening behaviour of lamellar microstructure in selective laser melted Ti-6Al-4V [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(8): 1578-1586.
- [11] YU H, LI W, LI S S, ZOU H B, ZHAI T G, LIU L G. Study on transformation mechanism and kinetics of α martensite in TC4 alloy isothermal aging process[J]. Crystals, 2020, 10(3): 229.
- [12] XU W, BRANDT M, SUN S, ELAMBASSERIL J, LIU Q, LATH-AM K, XIA K, QIAN M. Additive manufacturing of strong and ductile Ti-6Al-4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition[J]. Acta Materialia, 2015, 85: 74-84.
- [13] XU W, LUI E W, PATERAS A, QIAN M, BRANDT M. In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance [J]. Acta Materialia, 2017, 125: 390-400.
- [14] LUI E W, XU W, PATERAS A, QIAN M, BRANDT M. New development in selective laser melting of Ti-6Al-4V: A wider processing window for the achievement of fully lamellar $\alpha + \beta$ microstructures[J]. JOM, 2017, 69(12): 2679-2683.
- [15] CHEN J, FABIJANIC D, ZHANG T, LUI E W, BRANDT M, XUW. Deciphering the transformation pathway in laser powder-bed

fusion additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy [J]. Additive Manufacturing, 2022, 58: 103041.

- [16] SONG T, DONG T, LU S L, KONDOH K, DAS R, BRANDT M, QIAN M. Simulation-informed laser metal powder deposition of Ti-6Al-4V with ultrafine α - β lamellar structures for desired tensile properties[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102139.
- [17] CAO Y, LIN X, KANG N, MA L, WEI L, ZHENG M, YU J, PENG D J, HUANG W D. A novel high-efficient finite element analysis method of powder bed fusion additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2021, 46: 102187.
- [18] KIRKA M M, NANDWANA P, LEE Y, DEHOFF R R. Solidification and solid-state transformation sciences in metals additive manufacturing[J]. Scripta Materialia, 2017, 135: 130-134.
- [19] CHEN J, FABIJANIC D, BRANDT M, ZHAO Y, REN S B, XU W. Dynamic α globularization in laser powder bed fusion ad-

ditively manufactured Ti-6Al-4V[J]. Acta Materialia, 2023, 255: 119076.

- [20] LU S L, TODARO C J, SUN Y Y, SONG T, BRANDT M, QIAN M. Variant selection in additively manufactured alpha-beta titanium alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 113: 14-21.
- [21] SHI R, DIXIT V, FRASER H L, WANG Y. Variant selection of grain boundary α by special prior β grain boundaries in titanium alloys[J]. Acta Materialia, 2014, 75: 156-166.
- [22] YANG J, TANG H, LI R, LI Z, CHENG F, ZHANG Y, ZHU Y. Origin of aspect ratio decreasing and variant selection for alpha laths in laser directed energy deposited TC11-xB alloys: Spatial inhibition and selective coarsening in thermal cycle[J]. Materials Characterization, 2022, 193: 112330.