

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 $\alpha' \rightarrow \beta_{\text{高温}} \rightarrow (\alpha + \beta)$ 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 Jiabin^{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_e 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

了充分发挥其轻质高强特性, 钛合金构件通常被设计为复杂薄壁或框架结构, 采用传统技术时成形难

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.

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.

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^[4-5]。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^[7-9]。

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'→(α+β)转变。Chen等^[15]通过提取分解区域(α+β)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α'→β_{高温}→(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1~2 h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相关,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 and 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	C	N	H	O	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 alloy

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:

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

式中, n 为总时间步数; i 为当前时间步; x_{exp} 为测量温度; x_{sim} 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

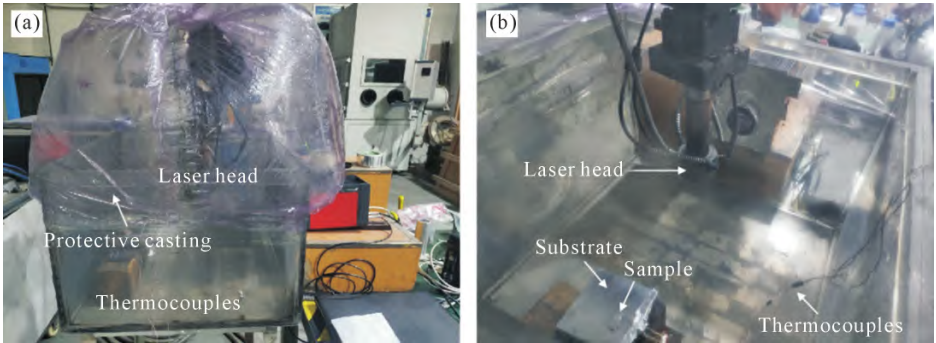


图 1 激光扫描及测温平台:(a) 实验装置;(b) 试样与基板
Fig.1 Laser scanning and temperature measurement platform: (a) experimental setup; (b) sample and substrate

表 3 激光扫描实验参数
Tab.3 Parameters for the laser scanning experiments

Sample	Laser power /W	Scanning speed /(mm·s ⁻¹)	Hatch spacing /m	Preheat temperature /°C	Scanning time /s	Scanning strategy
#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	

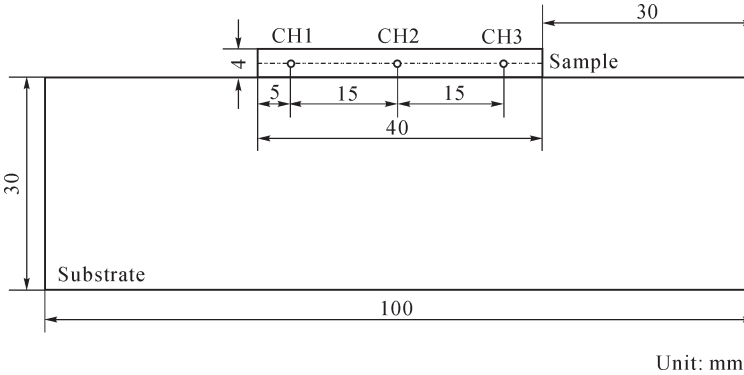


图 2 热电偶测量位置
Fig.2 Monitoring locations of the thermocouples

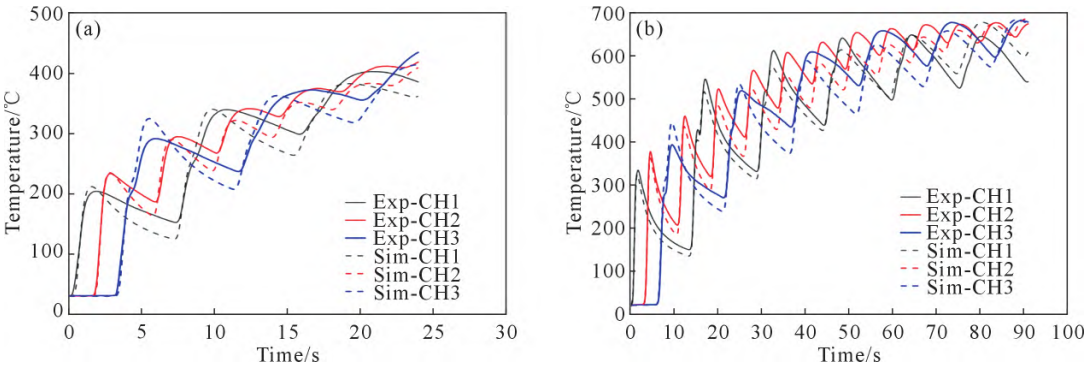


图 3 不同工艺参数下模拟与实验测量的热历史:(a) #1 试样;(b) #2 试样
Fig.3 Thermal history of simulated and experimental measurements at different process parameters: (a) sample #1; (b) sample #2

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, EBSD)信息采集,扫描步长 $0.2\ \mu\text{m}$ 。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 $15\ \text{nm}$ 。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 $\langle 001 \rangle_\beta$ 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 $15\ \text{nm}$ 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 $\{11\bar{2}0\}_\alpha$ 与 $\{111\}_\beta$ 极图中,每组孪晶的基体与变形区均拥有相同的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ 轴,且 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ 轴与重构 β 母相的1个 $\langle 111 \rangle_\beta$ 轴平行;在 $\{0001\}_\alpha$ 与 $\{110\}_\beta$ 极图中,所有孪晶基体与变形区的 $\langle 0001 \rangle_\alpha$ 轴也与 $\langle 110 \rangle_\beta$ 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

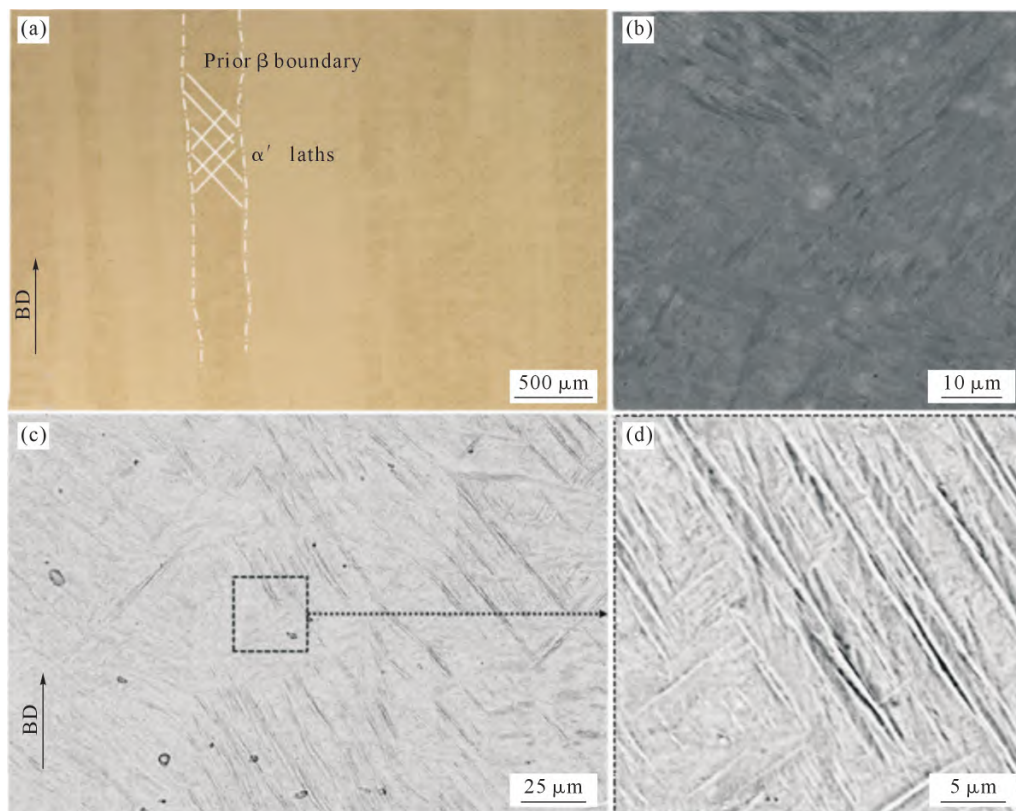


图4 沉积态组织:(a) OM 照片;(b) SEM 照片(无腐蚀);(c, d) SEM 照片(有腐蚀)

Fig.4 Microstructural images of the as-built sample: (a) OM image; (b) SEM image (unetched); (c, d) SEM images (etched)

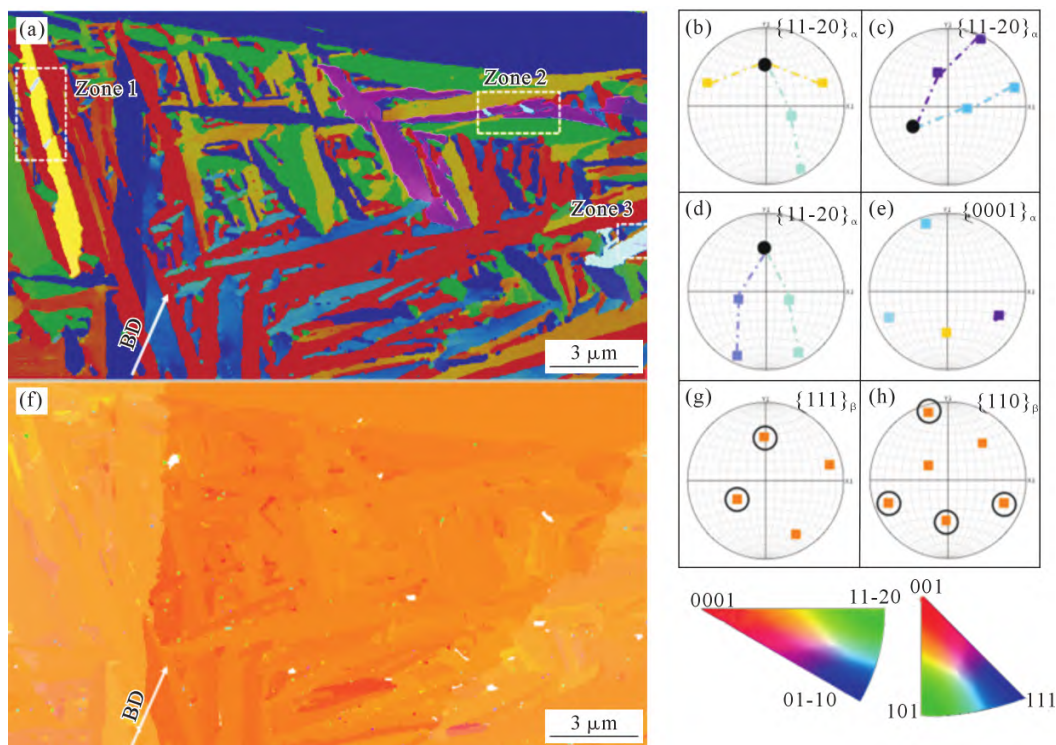


图5 沉积态试样 TKD 分析结果:(a) α' IPF 分布图;(b~d) 区域 1~3 中 α' 与内部孪晶变形区的 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 极图;(e) 区域 1~3 中 α' 与内部孪晶变形区的 $\{0001\}_{\alpha}$ 极图;(f~h) 重构 β 母相的 IPF 分布图与 $\{111\}_{\beta}$ 、 $\{110\}_{\beta}$ 极图

Fig.5 TKD results of the as-built sample: (a) IPF of the α phase; (b~d) $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 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

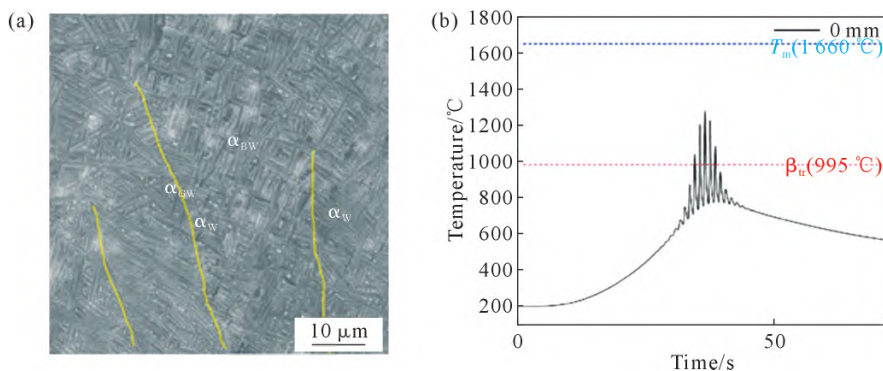


图6 #3 试样激光扫描面的组织特征与热循环曲线:(a) SEM 照片;(b) 热循环曲线

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_{CB} 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_s 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 $1\mu\text{m}$ 、长径比约30的 α 板条交错排列,与沉积方向呈 $\pm 45^{\circ}$ 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°C ,较大长径比的 α 板条以及球化的 α 相均为 α' 马氏体在($\alpha+\beta$)双相区内分解的产物。徐崑等^[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

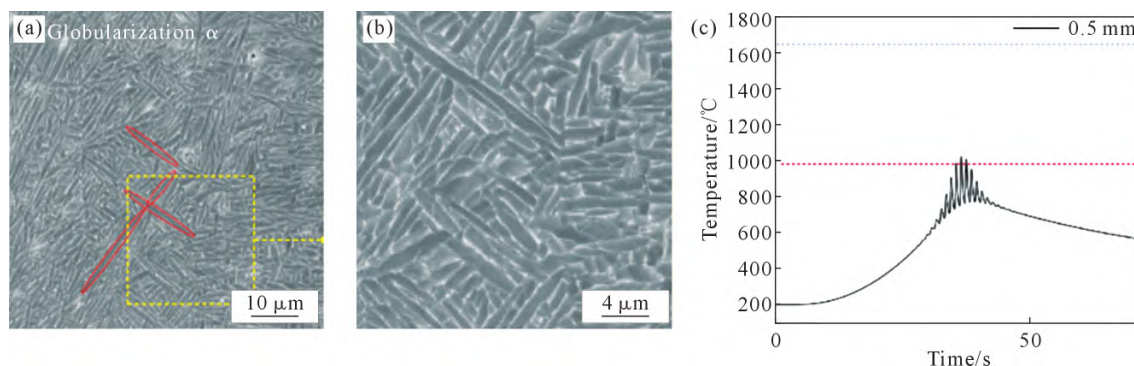


图7 #3试样距激光扫描面0.5 mm深度处的组织特征与热循环曲线:(a, b) SEM照片;(c)热循环曲线

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 °C,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 $\{11\bar{2}0\}_\alpha$ 极图可知,区域1中的 α_{CB} 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_{CB} 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 μm 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 $\{110\}_\beta$ 、 $\{111\}_\beta$ 以及 $\{0001\}_\alpha$ 和 $\{11\bar{2}0\}_\alpha$ 极图(图9g~j),发现这些板条是 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变中形成的具有相同 $\langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha$ 轴的3个 α 子相变体,彼此构成 $[11\bar{2}0]_\alpha/60^\circ$ 的 α/α 相界。 α 魏氏集束往往是 α_{CB} 以界面失稳方式向晶内生长的结果,其取向与 α_{CB} 保持一致,而 α_{CB} 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 $[11\bar{2}0]_\alpha/60^\circ$ 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_{CB} 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_{CB} is able to maintain BOR with both β grains^[21]

Type	Misorientation	Equivalent Misorientation
1	$10.52^\circ/\langle 110 \rangle$	-
2	$10.52^\circ/\langle 110 \rangle$	$63.26^\circ/\langle 211 \rangle$
3	$60^\circ/\langle 110 \rangle$	$60.8^\circ/\langle 0.568 \ 0.392 \ 0.392 \rangle$
4	$60^\circ/\langle 111 \rangle$	-

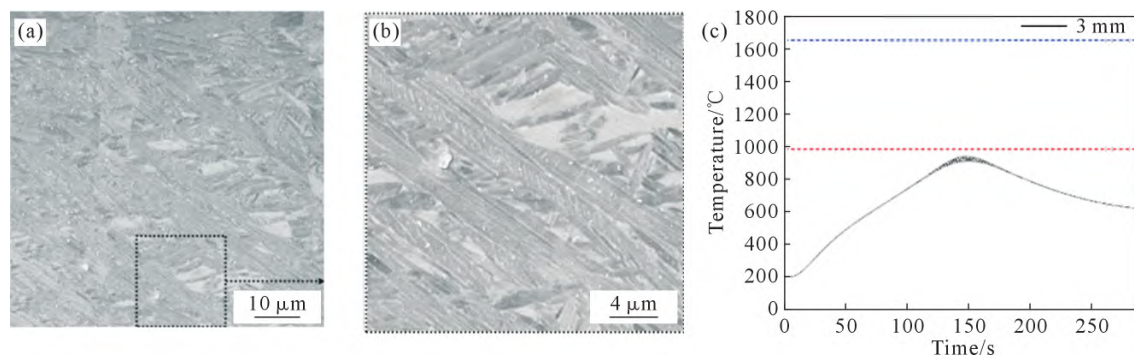


图8 #4试样距激光扫描面3 mm深度处的组织特征与热循环曲线:(a, b) SEM照片;(c)热循环曲线

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

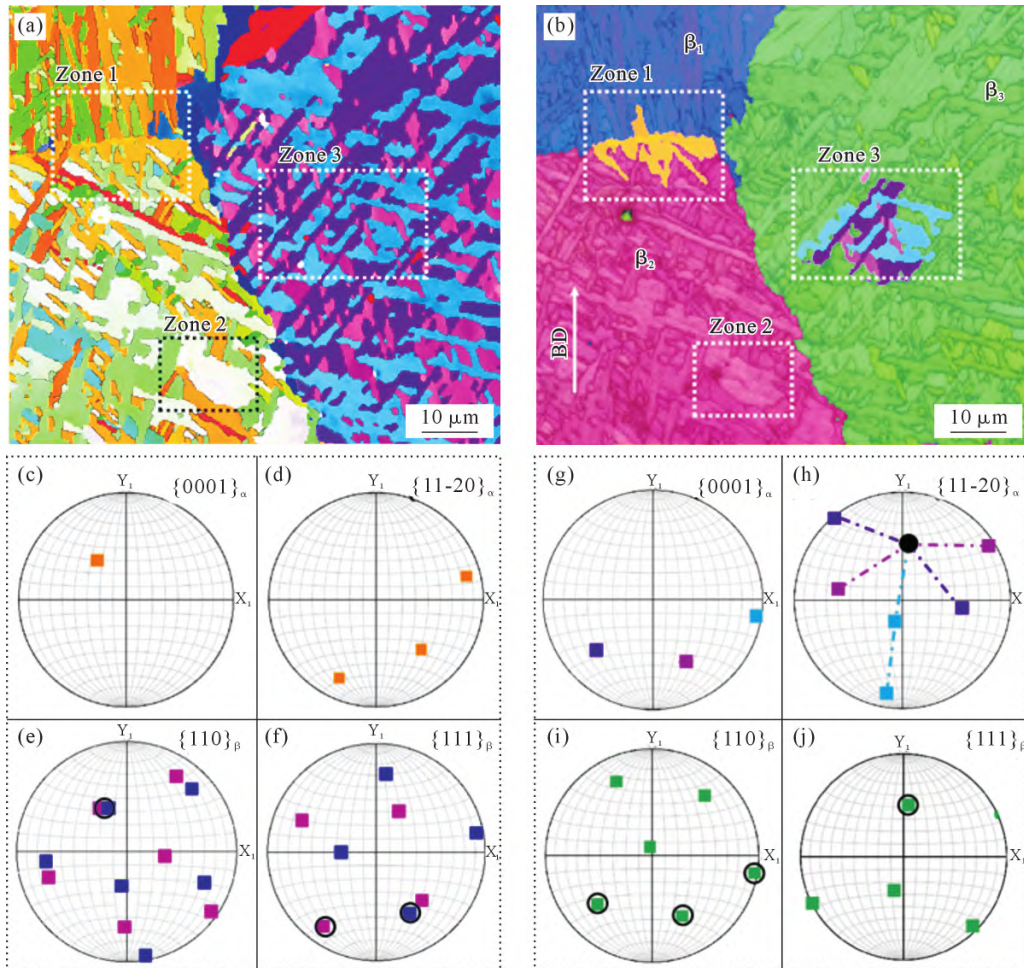


图9 #3试样激光扫描面附近区域EBSD结果:(a, b) α 相和重构 β 母相IPF分布图;(c, d)区域1中 α 相的 $\{0001\}_{\alpha}$ 和 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 极图;(e, f)区域1中 β 相的 $\{110\}_{\beta}$ 和 $\{111\}_{\beta}$ 极图;(g, h)区域3中 α 相的 $\{0001\}_{\alpha}$ 和 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 极图;(i, j)区域3中 β 相的 $\{110\}_{\beta}$ 和 $\{111\}_{\beta}$ 极图

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 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 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 $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$ 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 $\alpha' \rightarrow \beta_{\text{高温}} \rightarrow (\alpha + \beta)$ 。

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EBSD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。 $\beta \rightarrow \alpha$ 过程中形成的12种 α 子相变体可按照 $\{0001\}_{\alpha}$ 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

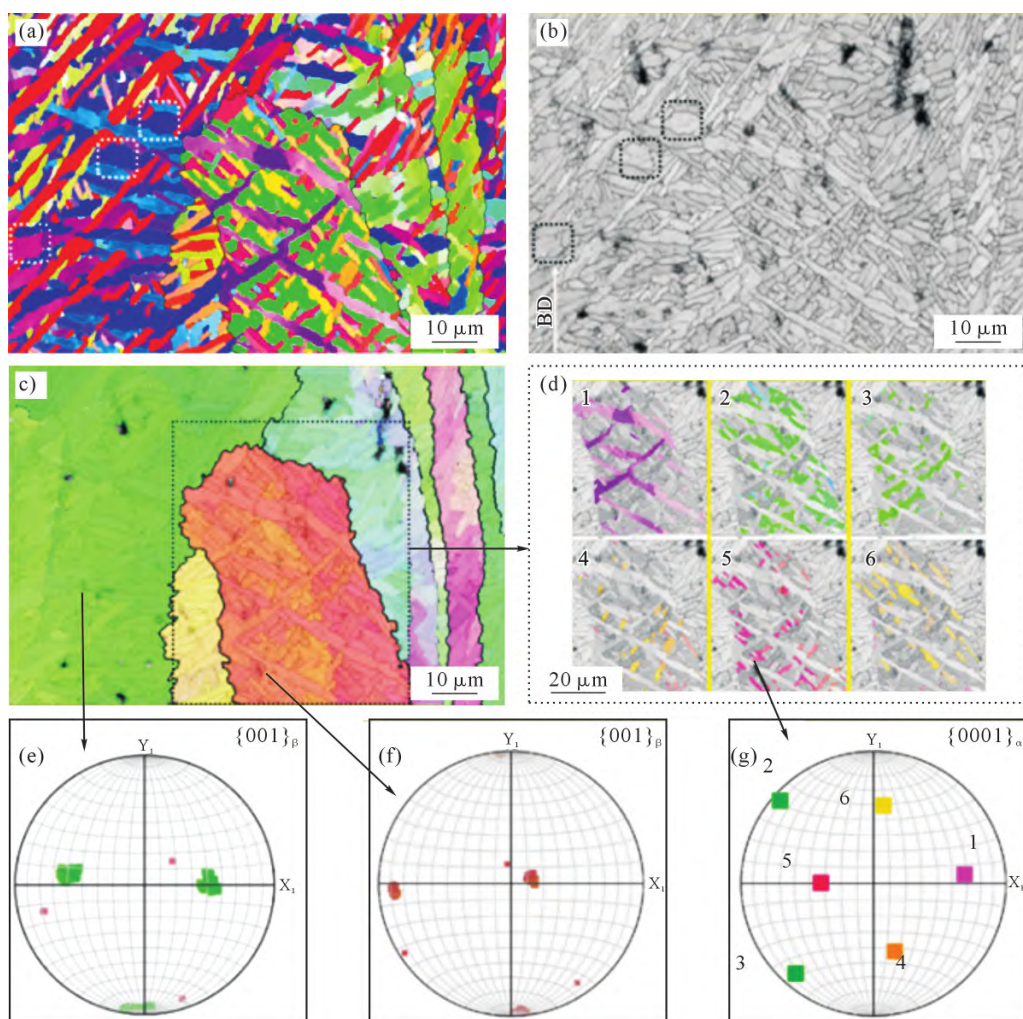


图 10 #3 试样距激光扫描面 0.5 mm 区域的 EBSD 结果:(a) α 相的 IPF 分布图;(b) EBSD 的带对比度图;(c) 重构 β 母相的 IPF 分布图;(d) 6 种具有不同 $\langle 0001 \rangle_{\alpha}$ 轴的 α 变体;(e~g) $\{001\}_{\beta}$ 与 $\{110\}_{\beta}$ 极图

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 $\langle 0001 \rangle_{\alpha}$ axes; (e~g) $\{001\}_{\beta}$ and $\{110\}_{\beta}$ pole figures

高分辨照片和FFT变换结果,说明该孪晶为 $\{10\bar{1}1\}_{\alpha}$ 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 $\alpha' \rightarrow \beta_{\text{高温}} \rightarrow (\alpha + \beta)$,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 $\alpha' \rightarrow (\alpha + \beta)$,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-

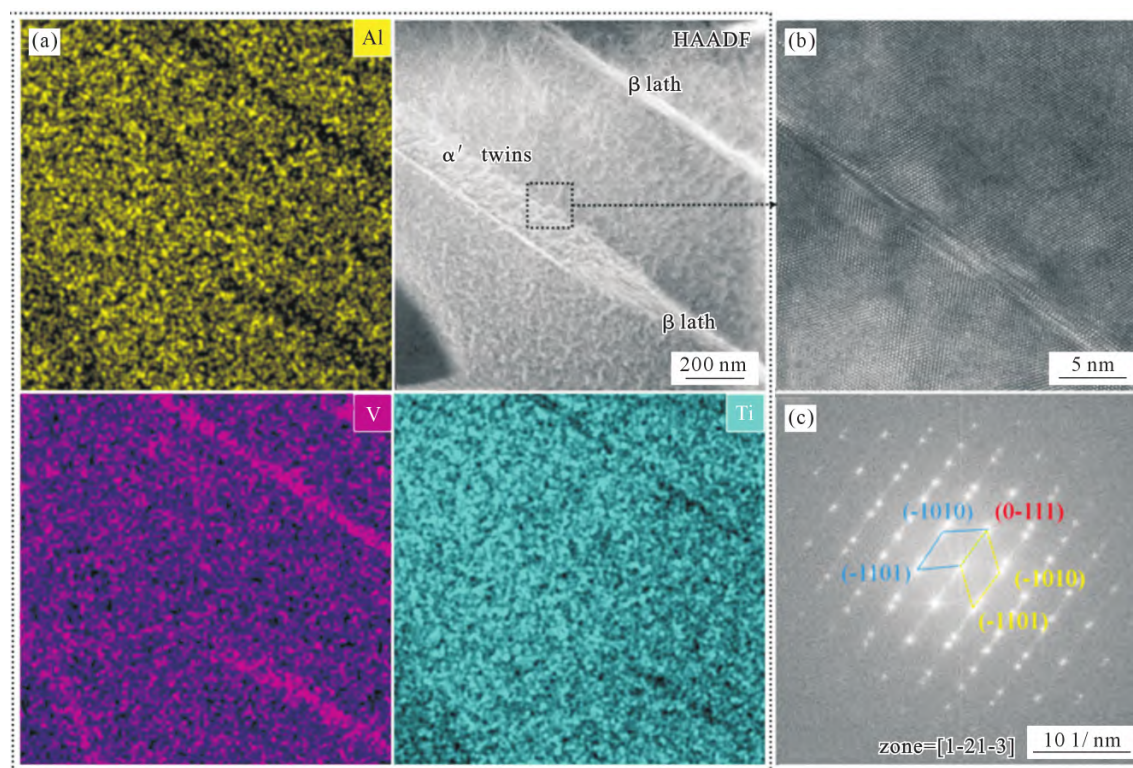


图 11 #4 试样中明亮条纹的 TEM 结果:(a) TEM 暗场像与 EDS 元素分布;(b, c) $\langle 1\bar{2}1\bar{3} \rangle_{\alpha}$ 晶带轴下的高分辨照片与 FFT 变换结果

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 $\alpha+\beta$ 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, WISSENBAACH K, POPRAWA 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 $\alpha+\beta$ 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, LATHAM 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, XU W. 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 additively 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.