● 试验研究 Experimental Research ●

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2022.2288

热积累对不同特征尺寸 TA15 钛合金选区激光熔化组织的影响

王 前[1,2],秦翔阳[1,2],刘晓宇[1,2],周峻锋[1,2],陶思远[1,2],刘 帅[1,2],王 猛[1,2]

(1.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;2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072)

摘 要:选区激光熔化成形的 TA15 钛合金塑性往往较差,通过热处理使沉积态试样中的马氏体转变为(α+β)层片组织是提高其塑性的常用手段。利用 SLM 过程独特的热历史可促使马氏体原位分解,实现一定程度的组织调控。本文采用选区激光熔化技术制备了圆柱体和倒锥体 TA15 合金试样,通过温度场模拟评估了试样的热积累程度,并分析了其对试样组织演化的影响。结果表明,圆柱体试样的晶粒组织为 β 柱状晶,其内部物相以 α′马氏体为主;倒锥体试样内部存在更大程度的热积累,其 β 晶粒形貌存在向等轴晶转变的趋势,同时 α′马氏体原位分解形成(α+β)层片状组织。热积累导致的温度升高和在高温区间较长的停留时间是 α′马氏体发生原位分解的原因。

关键词:TA15 钛合金;选区激光熔化;热积累;组织形貌;马氏体分解

中图分类号:TG146.2 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2022)11-0964-06

Effect of Heat Accumulation during Selective Laser Melting on the Microstructure of TA15 Titanium Alloy with Different Geometry Characteristics

WANG Qian[1,2], QIN Xiangyang[1,2], LIU Xiaoyu[1,2], ZHOU Junfeng[1,2], TAO Siyuan[1,2], LIU Shuai[1,2], WANG Meng[1,2]

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

Abstract: The plasticity of as-deposited TA15 titanium alloy prepared by selective laser melting (SLM) is often poor, and heat treatment is necessary to promote the decomposition of martensite into lamellar (α+β) laths so that the plasticity can be improved. During the SLM process, the unique thermal history can promote the in situ decomposition of martensite and adjust the as-deposited microstructure to a certain extent. In this study, TA15 alloy specimens with cylinder and inverted cone were prepared by selective laser melting. The heat accumulation of the specimens was analyzed based on temperature simulation results for the building process, and the effect of thermal accumulation on the microstructure of the specimens was analyzed with reference to the microstructure observations. The results show that the grain structure in the cylindrical specimen is β columnar grains composed of the martensite α′ phase. However, with the severe heat accumulation in the inverted cone specimen, transformation from β columnar to equiaxed β is observed, and in situ decomposition of the metastable martensite α′ occurs, leading to the formation of a lamella (α+β) structure. The extent, as well as the holding time of heat accumulation, are important factors for the in situ decomposition of the martensite α′ phase.

Key words: TA15 alloy; selective laser melting; heat accumulation; microstructure; in situ decomposition of martensite

TA15(Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V)钛合金具有密度低、比强度和比刚度高、耐腐蚀与耐热性能好及焊接性能优良等诸多优点，被广泛应用于航空发动机压气盘、叶片及机匣等航空航天领域的关键部件上[1-3]。在航空航天领域中服役的 TA15 构件往往具有较为复杂的结构，传统成形工艺难以实现 TA15 钛合金构件的一体化成形。近年来,快速发展的选区激光熔化技术(selective laser melting, SLM)为航空航天用高复杂性钛合金构件的直接精密成形提供了可能,TA15钛合金的选区激光熔化成形技术也逐渐受到重视[4-5]。

收稿日期:2022-09-25

基金项目:国家重点研发计划(2022YFB4602301);国家自然科学基金(52275381);陕西省重点研发计划“双链融合”增材制造重点专项(2021LLRH-08)

作者简介:王 前(1997—),博士生.研究方向:增材制造技术.电话:02988494001,Email:bqianwang@mail.nwpu.edu.cn

通讯作者:王 猛(1976—),博士,教授.研究方向:增材制造技术.电话:02988494001, Email:wangmeng@nwpu.edu.cn

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

选区激光熔化 TA15 钛合金的沉积态组织一般为贯穿多个熔覆层的外延生长的粗大 β 柱状晶，柱状晶内为横纵交错的针状马氏体，该组织状态下的 TA15 构件塑性往往较差，不满足航空航天结构件的服役标准。因此，在工业实践中需要通过后续热处理使试样中的马氏体组织分解为层片状 (α+β)组织，从而使试样的塑性得到改善[6-8]。然而，后续热处理往往会使生产过程复杂化，同时提高生产费用。近年来，研究者发现，利用选区激光熔化过程中的独特热历史可使钛合金马氏体组织在原位热循环过程中直接分解为层片状(α+β)组织，并使试样塑性得到提升[9-13]。Zafari 等[9]通过调整激光能量密度获得了具有不同马氏体分解程度的 SLM TC4 试样，研究发现，随着激光能量密度不断提高，试样组织由 α′马氏体逐渐过渡到 α′马氏体加层片状(α+β)组织，当激光能量密度大于 70 J/mm^3 时，马氏体完全分解获得全层片状(α+β)组织。Ali 等[10]研究了预热基板对 SLM TC4 钛合金组织的影响，结果表明，当基板预热温度达到 570 ℃以上时，可以获得马氏体完全分解的高伸长率 SLM TC4 试样。Barriobero 等[11]通过减小扫描道间距来强化试样成形过程中的热积累，使得 α′马氏体发生原位分解，最终获得了具有层片状(α+β)组织的沉积态 TC4 试样。Xu 等[12]研究了试样支撑面积比例、零件尺寸以及层间扫描间隔时间对 SLM TC4 试样组织的影响，结果表明，较小的支撑面积、较大的零件尺寸、较短的层间间隔时间有利于试样内部的热积累，从而促进 α′马氏体发生原位分解。Pauzon 等[13]通过改变试样排布方式调整层间扫描间隔时间，同样发现缩短层间扫描间隔时间后，α′马氏体发生了原位分解，在试样顶部有颗粒状 β 相形成。综上所述，可以看出原位调控 SLM 钛合金沉积态组织中马氏体分解的要点在于控制成形过程热输入及耗散条件，使构件在成形过程中维持在较高的温度水平，从而促使马氏体分解为层片状(α+β)组织。

TA15 钛合金目前主要在中国应用，在国际范围内的研究报导较少，且国内研究大多集中在 SLM TA15 钛合金的热处理及力学性能方面，关于其选区激光熔化成形过程中原位分解的研究还未见报道。为此，本研究中设计了具有不同几何尺寸特征的试样，利用粉末与试样的导热率差异来控制成形过程中的热耗散条件，结合温度场模拟结果分析了不同试样在成形中的热积累程度，对比分析试样的宏微观组织，评估了 SLM TA15 钛合金中马氏体原位分解及组织调控的可行性。

1　实验材料与方法

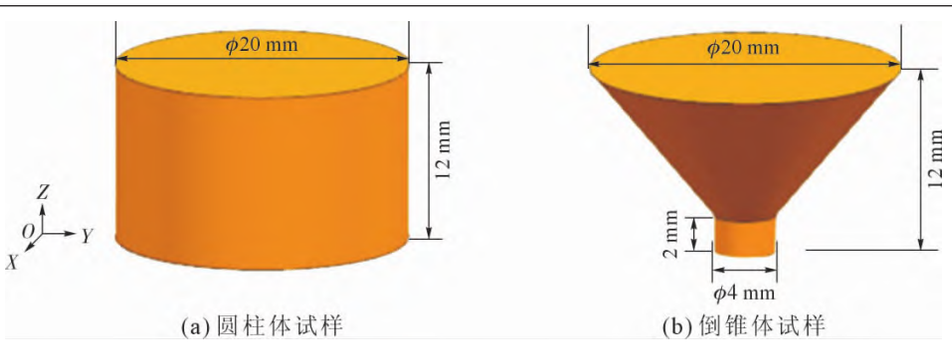
研究中所使用的原材料是由西安欧中材料科技有限公司用等离子旋转电极雾化法制备的 TA15 钛合金粉末，粉末粒径为 15~53 μm，松装密度为 2.53 g/cm^3，流动性为 25.5 s/50 g，其化学成分如表 1 所示。

实验所用 SLM 成形设备是德国 SLM Solutions 公司生产的 M280 成形系统，具体成形工艺参数：激光功率 280 W，扫描速度 800 mm/s，铺粉层厚度 30 μm，扫描道间距为 0.12 mm，层间偏转角 67°，基板预热温度 150 ℃，同时在成形过程中持续向成形仓内通入高纯氩气以抑制钛合金氧化。

设计了 2 种规格的试样，其结构如图 1 所示，其中圆柱体试样的直径为 20 mm，高度为 12 mm；倒锥体试样大圆直径为 20 mm，小圆直径为 4 mm，高度为 12 mm。成形时按图示位置摆放试样，2 个试样

表1 TA15钛合金粉末的化学成分 *w*/%
Tab.1 Chemical composition of the TA15 powder used in this work

化学成分	Al	Zr	Mo	V	C	N	O	H	Ti
成分范围	5.5~7.1	1.5~2.5	0.5~2.0	0.8~2.5	<0.08	<0.05	<0.15	<0.015	Bal.
实测成分	6.50	1.72	1.37	2.17	0.008	0.003	0.14	0.004	Bal



(a) 圆柱体试样　　(b) 倒锥体试样

图 1　成形试样结构与尺寸示意图
Fig.1　Schematic diagram of the structure and size of the specimens

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

同时成形。

将成形完毕的试样沿 *XOZ* 面切开，打磨、抛光、腐蚀制成标准金相试样，腐蚀液配比为 HF:HNO_3:H_2O=1:6:7。使用光学显微镜(Keyence VHX-2000)和聚焦离子/电子双束电镜(FEI Helio G4 CX)观察试样的宏微观组织；布鲁克 X 射线衍射仪(D8 Discover A25) 进行物相分析；LECO 显微硬度计从试样底部 0.5 mm 起到试样顶部等间距选取 11 个高度测试试样的显微硬度，在每个高度打 5 个点取平均值，分析试样硬度随成形高度的变化规律。为了评估试样的热积累程度差异，使用 Altair Inspire 模拟软件分析试样成形过程中的温度场演化过程。

2　实验结果及讨论

2.1　组织与相

图 2 所示为圆柱体试样的宏微观形貌，试样组织由贯穿多个熔覆层的外延生长粗大 β 柱状晶构成，柱状晶宽度在 100~140 μm 之间，与试样成形过程中采用的扫描道间距大致相符。同时，试样 *XOZ* 面上观察到大量垂直于沉积方向的条带，这可能是试样不同位置腐蚀程度不同造成的。由于选区激光熔化成形过程中所形成的熔池尺寸较小，其凝固后的冷速仍远大于钛合金中马氏体相变所需的临界冷速，高温 β 相通过无扩散切变方式直接转变为马氏体 α′，其与高温 β 相具有相同的化学成分，与 α 相具有相同的 hcp 晶格结构，可视为 α相的过饱和固溶体。晶内的马氏体 α′相与晶界大致呈±45°，不同马氏体之间互相平行或垂直，如图 2(b~c)所示。扫描电镜下的观察结果如图 2(d~e)所示，可见马氏体具有明显的尺寸分级特征，不同级次之间的马氏体也互相垂直。

图 3 为倒锥体试样的宏观形貌示意图，与圆柱体试样不同，倒锥体试样中的晶粒形貌呈现出与位置的依赖关系。如图 3(b)所示，试样底部靠近基板位置为外延生长的粗大柱状晶，晶粒虽略有倾斜但整体仍沿沉积方向生长；在试样中部和上部，晶粒形态由柱状向等轴状转变，晶粒长径比明显下降，不同尺寸晶粒互相嵌套。为了研究不同区域组织的物相构成，沿高度方向对倒锥体试样进行了 XRD 分析，结果如图 4 所示。可以发现，试样底部、中部和顶部区域都检测到了 α/α′相的衍射峰，在 44°~48°之间的细节放大图中，与底部区域的衍射图相比，在 45.6°左右位置，试样中部出现了 β 相的衍射峰，说明成形过程中试样中部马氏体发生了原位分解，有 β 相析出。

为了进一步分析试样结构与组织的关联，利用扫描电镜观察了试样不同高度的微观组织。如图 5 所示，试样下部靠近基板位置的组织由针状马氏体构成；中下部有大量点状 β 颗粒析出，此处马氏体虽略有分解但还具备针状形貌；中部马氏体完全分解，组织由板条状(α+β)相构成；中上部组织与中下部相同，由针状马氏体 α′相与点状 β 相构成，但是此处的板条相较试样中部更宽；试样顶部组织由针状马氏体构成。即从倒锥体试样底部到顶部位置，微观组织依次变化为马氏体 α′相→马氏体 α′相+点状 β 相→层片状(α+β)相→马氏体 α′相 +点状 β相→马氏

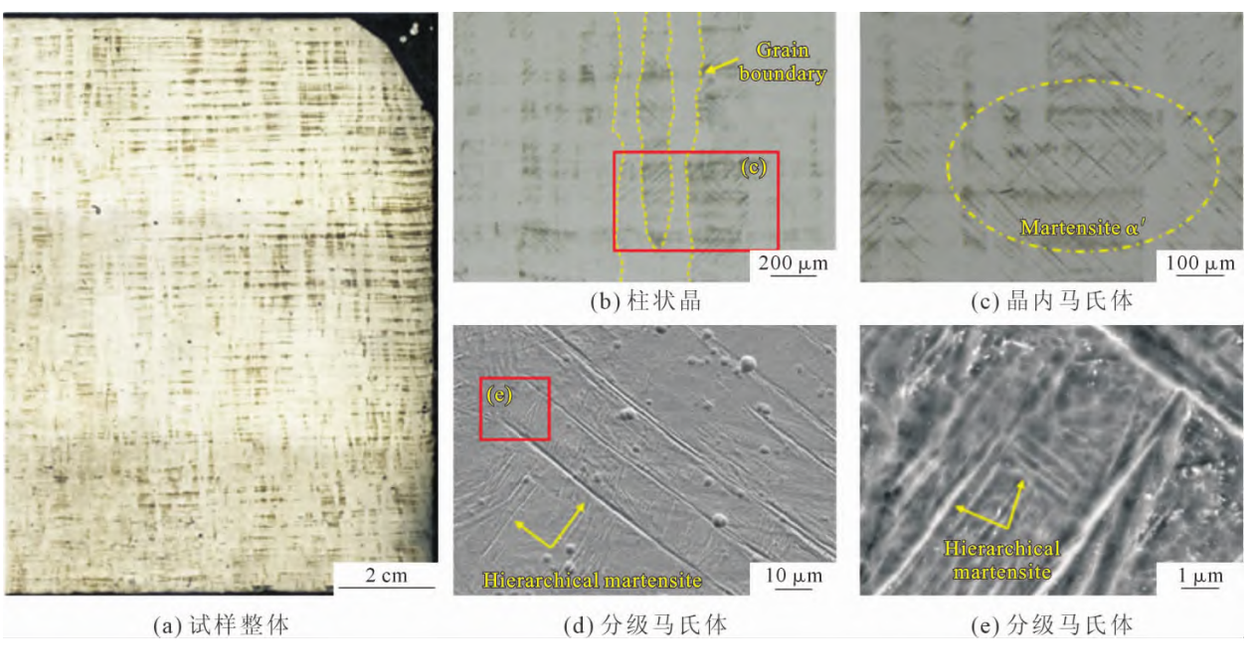
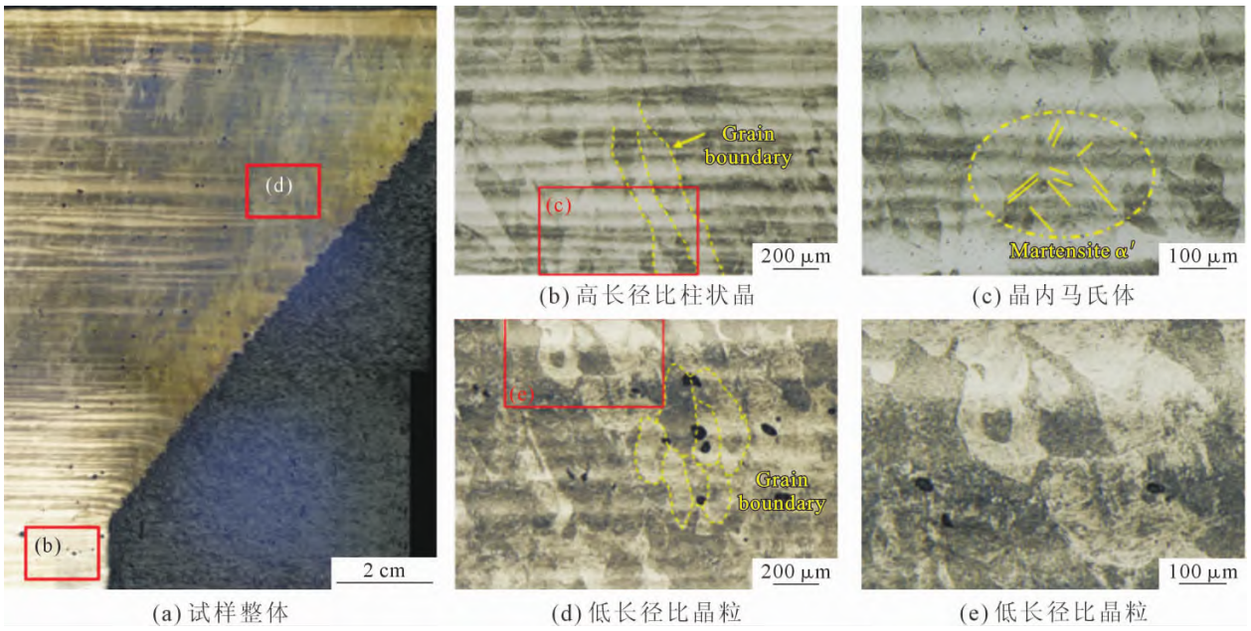


图 2　圆柱体试样的宏微观形貌

Fig.2　Macro- and micromorphology of the cylinder specimen

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) 试样整体　(b) 高长径比柱状晶　(c) 晶内马氏体　(d) 低长径比晶粒　(e) 低长径比晶粒

图 3 倒锥体试样的宏观形貌

Fig.3 Macroscopic morphology of the inverted cone specimen

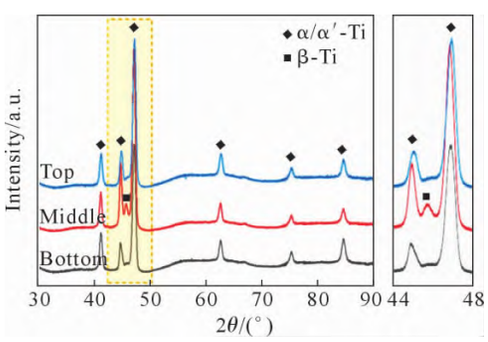
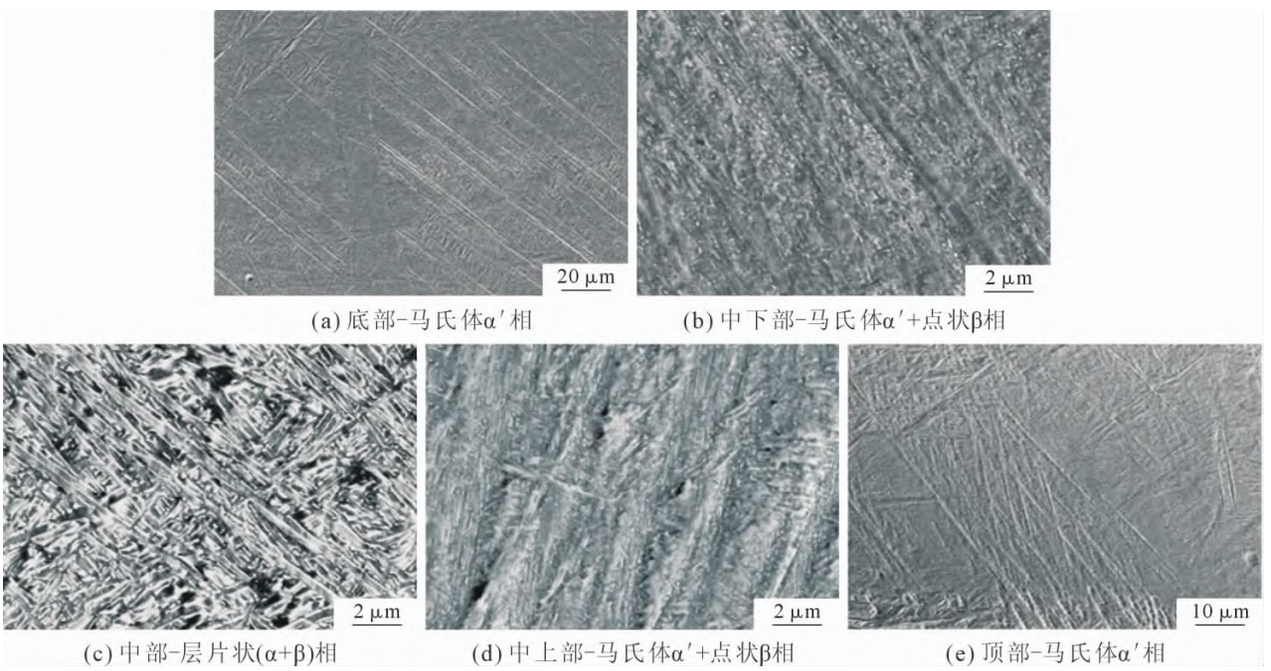


图 4 倒锥体试样不同位置处的微区 XRD 衍射图

Fig.4 XRD patterns of the inverted cone specimen at different heights

体 α′相。对组织尺度进行分析，中部组织内部的 α 层片宽度都在 0.2~0.5 μm 范围内，层片状组织中的 β 相体积分数占比在 16%~20%之间。

对试样进行硬度测试，结果表明圆柱形试样的硬度值分布较为均匀，约在 402~409 HV 之间，这与圆柱形试样均匀的组织状态一致。然而对于倒锥形试样，硬度值随着成形高度发生显著变化，从试样底部到试样顶部，硬度值大体上先下降后上升，如图 6 所示。试样底部与顶部的细小 α′马氏体组织表现出较高的硬度，分别为 394 HV 与 401 HV；试样中部马氏体在热积累影响下发生了原位分解，组织变为



(a) 底部-马氏体α′相　(b) 中下部-马氏体α′+点状β相　(c) 中部-层片状(α+β)相　(d) 中上部-马氏体α′+点状β相　(e) 顶部-马氏体α′相

图 5 倒锥体试样不同高度处的微观组织形貌

Fig.5 Microstructure of the inverted cone specimen at different heights

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

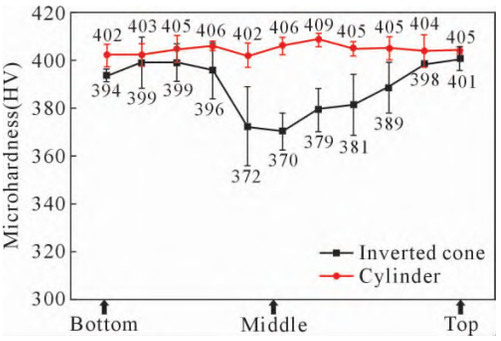


图 6 圆柱体试样与倒锥体试样从底部到顶部的硬度值分布

Fig.6 Hardness of the cylinder and inverted cone specimens at different heights

层片状(α+β)相，两相间具有较好的协调变形能力，试样硬度明显下降，在 370~380 HV 左右；试样中上部与中下部虽有点状 β 相析出，但对试样硬度的影响不明显。

2.2 成形过程的温度场模拟

选区激光熔化成形过程中同时存在着热输入和热耗散过程[14]。热量通过激光输入熔池，而成形件通过基板和粉末向环境中散失热量；由于基板的热传导系数大于粉末，成形件中的热量主要经由基板散失。使用 Altair Inspire 软件对试样成形过程中的温度场演化进行了模拟。图 7 为距离底部 1、3、5、7、9、11 mm 6 个特征点处的温度曲线，曲线的尖峰对应了激光经过特征点的时刻，随着扫描光束的远离，特征点温度与周边区域达到平衡，此时的温度值趋于一个稳定区间。如图 7(a)所示，圆柱形试样在成形过程的热输入和热输出基本平衡，成形过程中热积累不明显，温度稳定区间约在 650~740 K 范围内。然而对于倒锥体试样，其与基板的接触面积较小，热散失较慢，成形过程中试样热积累过程中温度不断提升，逐渐从 502 K 提高至 1 145 K。

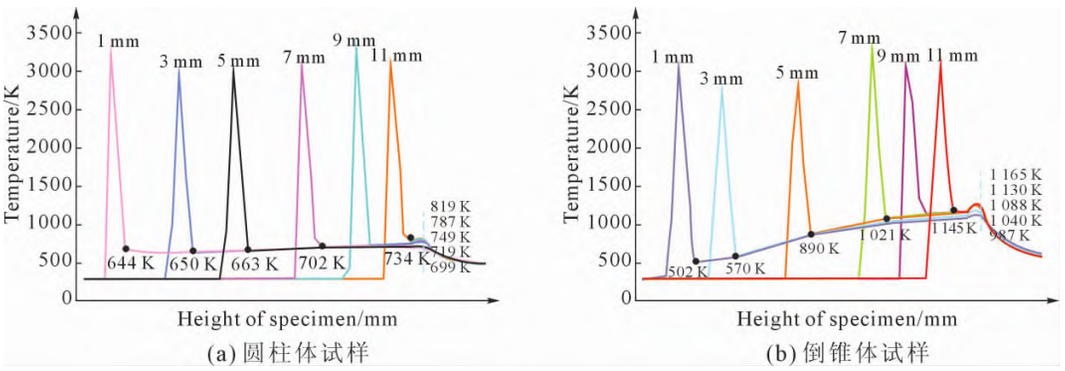


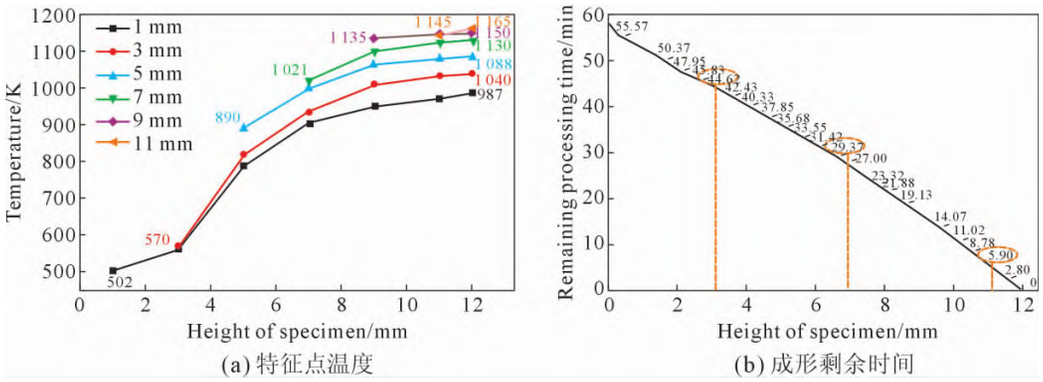
图 7 试样不同高度处特征位置在成形过程中的温度变化

Fig.7 Thermal history of the cylinder and inverted cone specimens at different heights

结合温度场模拟结果，可以对组织演化规律进行分析。圆柱体试样成形过程中始终保持在相对较低的温度水平，熔池凝固界面前沿温度梯度较高，这有利于柱状晶粒生长[15]。但是对于倒锥体试样，成形初期试样温度较低，晶粒呈柱状生长，然而随高度增加试样温度逐渐抬升，因此熔池内的温度梯度逐渐下降，出现了由柱状晶向等轴晶转变的趋势。

此外，SLM TA15 试样的晶内组织一般为在快速冷却过程中形成的针状马氏体，当保温温度足够高且保温时间足够长时，马氏体会通过原位分解转变为层片状(α+β)组织[6]。由于圆柱体试样成形过程中试样温度始终较低，马氏体不能有效发生分解，因此试样完全由马氏体构成。然而，对于倒锥体试样，其内部温度在成形过程中发生了明显提升，内部组织随着试样高度增加发生了明显变化。图 8 为倒锥形试样成形过程中不同特征点温度以及维持时间的变化情况，可以看出，当试样成形高度达到 9 mm 后，各特征点处的温度基本达到稳定状态。如图 8(a)所示，倒锥形试样 1 mm 特征位置处的温度在成形过程中始终较低，最高温度约为 987 K。根据已有的研究结果[6]，对于 SLM TA15 钛合金，当温度低于 973 K 时，马氏体分解较为缓慢，此处的马氏体几乎未发生分解。在距离底部 3 mm 处，成形后期稳定温度达到 1 000 K 以上，且有 15 min 左右的维持时间(图 8(b))，因此在此处马氏体略有分解，β 相呈点状弥散析出，组织由马氏体 α′相与点状 β 相构成。在距离底部位置 7 mm 及更高位置处，特征点温度进一步升高并维持在较高水平，因此马氏体可以快速分解，形成层片状(α+β)组织。然而，需要指出的是，在试样靠近顶部位置(高度接近 12 mm 时)，虽然试样的温度较高，但是由于剩余成形时间极短，马氏体没有充足的时间发生分解，β 相不能充分长大，组织由 α′相和点状 β 相构成；试样顶部区域形成的马氏体未受到后续热积累的影响，仍保持为针状马氏体组织。综上，可以发现，在倒锥形试样中，随着热积累程度的增加，试样温度逐渐提升，从底部到顶部，马氏体分解程度先上升后下降，组织经历了马氏体 α′相→马氏

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a) 特征点温度　　(b) 成形剩余时间

图 8 倒锥体试样不同高度特征点温度变化历史

Fig.8 Thermal history of the inverted cone specimen at different heights

体 α′相+点状 β 相→层片状(α+β)相→马氏体 α′相+点状 β 相→马氏体 α′相的转变。

3 结论

本文通过改变成形试样形状控制了试样成形过程中内部的热积累程度，结合组织物相观察和温度场模拟，分析了热积累对沉积态试样组织演化的影响。取得的主要结论如下：

(1)对于选区激光熔化成形 TA15 钛合金，成形试样的几何尺寸特征会显著影响试样内部的热积累程度，进而改变组织形态和物相构成。圆柱体试样成形过程中的热积累程度较低，而倒锥体试样随着成形高度的增加热积累程度持续提高。

(2)圆柱体试样由外延生长的 β 柱状晶构成，柱状晶内为较为均匀的分级 α′马氏体；倒锥形试样底部为外延生长的 β 柱状晶，而试样中间及上部晶粒的长径比下降，晶粒形态向等轴晶转变，从试样底部到顶部，其物相呈现出马氏体 α′相→马氏体 α′相+点状 β 相→层片状(α+β)相→马氏体 α′相+点状 β 相→马氏体 α′相的转变，硬度值先下降后上升。

(3)马氏体 α′相的原位分解程度受到热积累条件下试样局部温度及在该温度下停留时间的控制；通过控制选区激光熔化成形试样的热耗散条件和热积累程度，能够在 TA15 中实现马氏体的原位分解，获得含(α+β)层片组织的沉积态试样。

参考文献：

[1] 李兴无，沙爱学，张旺峰，等. TA15 合金及其在飞机结构中的应用前景[J]. 钛工业进展，2003, 20(4-5): 90-94.

[2] 彭艳萍，曾凡昌，王俊杰，等. 国外航空钛合金的发展应用及其特点分析[J]. 材料工程，1997(10): 3-6.

[3] 王富强，杨立新，王德勇，等. TA15 钛合金大型锻坯工艺及组织与性能研究[J]. 热加工工艺，2020, 49(13): 19-23.

[4] 姜海燕，林卫凯，吴世彪，等. 激光选区熔化技术的应用现状及发展趋势[J]. 机械工程与自动化，2019(5): 223-226.

[5] 胡美娟，吉玲康，马秋荣，等. 激光增材制造技术及现状研究[J]. 石油管材与仪器，2019, 5(5): 1-6.

[6] CAI C, XU W, LIU W, et al. Selective laser melting of near-α titanium alloy Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V: Parameter optimization, heat treatment and mechanical performance[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 57: 51-64.

[7] JIANG J J, REN Z H, MA Z B, et al. Mechanical properties and microstructural evolution of TA15 Ti alloy processed by selective laser melting before and after annealing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138742.

[8] LI S H, LAN X Q, WANG Z M, et al. Microstructure and mechanical properties of Ti-6.5Al-2Zr-Mo-V alloy processed by laser powder bed fusion and subsequent heat treatments[J]. Additive Manufacturing, 2021, 48: 102382.

[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] ALI H, MA L, GHADBEIGI H, et al. In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 695: 211-220.

[11] BARRIOBERO-VILA P, GUSSONE J, HAUBRICH J, et al. Inducing stable α+β microstructures during selective laser melting of Ti-6Al-4V using intensified intrinsic heat treatments[J]. Materials, 2017, 10(3): 268.

[12] XU W, LUI E W, PATERAS A, et al. In situ tailoring microstructure in additively manufactured Ti-6Al-4V for superior mechanical performance[J]. Acta Materialia, 2017, 125: 390-400.

[13] PAUZON C, DIETRICH K, FORÊT P, et al. Mitigating oxygen pick-up during laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V by limiting heat accumulation[J]. Materials Letters, 2021, 288: 129365.

[14] JAMSHIDINIA M, KOVACEVIC R. The influence of heat accumulation on the surface roughness in powder-bed additive manufacturing[J]. Surface Topography: Metrology and Properties, 2015, 3(1): 014003.

[15] KOBRYN P A, SEMIATIN S L. Microstructure and texture evolution during solidification processing of Ti-6Al-4V[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 135(2-3): 330-339.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net