

钛合金激光沉积热行为及组织演变

杨 光, 宋海浩, 钦兰云, 卞宏友, 王 维, 丁林林

(沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

摘 要: 为了考察激光沉积过程热行为对其微观组织的影响, 采用了有限元方法对激光沉积过程进行建模, 分析了多层多道激光沉积 TA15 钛合金试样的温度分布及内部节点的热循环特性变化, 并对试样的组织进行了考察。模拟结果显示基材和沉积层上任一节点均要经历循环加热和冷却的过程, 由于热量累积效应使冷却速度下降, 且温度的谷值有上升的趋势。沉积试样的组织由基材的双态组织, 经由热影响区, 过渡到宏观组织为粗大的初生 β 晶粒的激光沉积区。因各沉积层经历的热循环和热历史的不同, 晶内 α 相分别呈现针状、片层状和板条状。因冷却速度较快, α 相同时在晶界处和 β 晶内析出, 呈现网篮状魏氏体和网篮状混合束状魏氏体形貌。主要合金元素 Al、Zr、Mo、V 由基体到激光沉积区均匀分布, 无宏观偏析, 表明沉积层组织形貌的变化跟成分偏析无关。

关键词: 激光沉积制造; 钛合金; 组织演变; 温度场; 热行为

中图分类号: TG166.5, TG113

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)10-2598-07

激光沉积制造是一种近净成形增材制造技术, 可在无需模具的条件下通过逐层沉积直接制造近终形金属零件^[1-4], 同时还可用于金属零件的修复, 与待修复基材形成冶金结合, 且对基材的热输入量和稀释度小^[5-8]。目前国内外对于激光沉积钛合金的组织已经进行了广泛的研究^[9-12], 表明了沉积组织具有外延生长特征, 晶粒内部有均匀细小的 α/β 双相片层组织, 且片层取向随机多样, 分布均匀。在多层多道沉积过程中, 激光沉积新层伴随着底部已沉积层的部分重熔和凝固, 沉积层熔池凝固依靠向基体和已沉积层的热传导实现。因此各沉积层会长期经历剧烈的短时循环加热/冷却过程, 从而其固态相变行为及相变组织存在特殊性。而在激光沉积修复零件时, 因零件形状各异导致相同的工艺条件下, 修复体系的导热条件差别很大, 使修复件的组织和性能不稳。目前针对不同的热循环特性对激光沉积钛合金组织的影响研究较少, 孙晓敏^[13]和咎林^[14]对激光沉积 TC17 和 TC21 不同高度处的组织演化进行了研究, 但是其对于温度场的描述采用定性描述; 陈静^[15]采用热电偶对基材的定点温度进行检测, 研究了在 TC17 基材上激光沉积 TC11 材料时基材的组织演变, 对沉积层组织未做研究。S. M. Kelly^[11]研究激光沉积 Ti-6Al-4V 试样组织时发现, 因热效应导致 α 相微观组织呈现梯度变化, 在层带内为集束式魏氏体 α , 层带间为网篮状魏氏体组织。而在

沉积制造过程中, 温度实时检测通常非常困难, 一般可用热电偶或者红外热像仪对温度进行检测, 但都存在其不足之处。如热电偶仅能针对特定点温度测量, 而红外热像仪无法对沉积层内部进行测量^[16]。所以本研究采用数值模拟方法对沉积层的温度分布及热循环特性进行分析, 为沉积层内部组织演变分析提供数据支持。

本实验将对多层多道激光沉积过程进行热循环特性模拟, 揭示基材及沉积层的温度分布和热循环的规律, 研究不同热循环条件下 TA15 钛合金激光沉积显微组织演变过程, 为优化激光沉积工艺参数提供参考。

1 激光沉积过程模型建立

在激光沉积过程中, 激光束根据预先设定的轨迹作用于基材表面形成熔池, 粉末则经激光喷嘴同步送进激光熔池, 经熔化和重新凝固形成沉积层, 反复重复这一过程逐层堆积直至完成零件的制造, 因此激光沉积是激光与粉末、基材三者相互作用的结果, 由于形成熔池的尺寸相对基材较小, 故在不影响温度场模拟结果前提下, 做如下假设: (1) 沉积材料和基体材料各向同性; (2) 忽略熔池内部的化学反应及流体的流动作用; (3) 仅考虑试样和基板内的热传导, 所有外边界只与空气发生对流换热, 将辐射换热耦合到对流换热中, 不单独考虑; (4) 初始温度为室温 (20 °C);

收稿日期: 2015-10-28

基金项目: 国家自然科学基金 (51305280, 51375316); 国防基础科研项目 (A3520133001); 航空基金项目 (2014ZE54020)

作者简介: 杨 光, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn

(5) 工件表面只有熔化没有汽化。

根据上述假设，利用有限元分析中的“生死单元”技术建立数值模拟模型如图 1 所示。模型采用的沉积材料和基材均为 TA15 钛合金，其热物性参数见表 1。在温度场循环求解之初，先“杀死”所有沉积层单元，然后按照设定的激光扫描路径，依次将沉积层单元激活，并将热源定义为时间的函数，实现高斯热源的连续动态加载。有限元模型中基体和沉积层网格单元尺寸分别为 0.5 mm×0.5 mm×1 mm 和 0.5 mm×0.5 mm×0.15 mm，沉积层尺寸为 30 mm×20 mm×1.5 mm，基材的尺寸为 40 mm×30 mm×4 mm。扫描路径采用往复扫描方式。熔池宽为 2 mm，沉积道数为 10 道，沉积层数为 5 层。图 2 为模型的截面图，图中的点 1 和点 2 分别位于模型的体中心线上，点 1 位于基材上，点 2 位于沉积层第 1 层。

2 实验

激光沉积实验是在沈阳航空航天大学航空制造工艺数字化国防重点学科实验室建立的激光沉积制造设备上完成的，其中 CO₂ 激光器最大输出功率可达 5 kW，沉积实验在氩气气氛保护工作室中进行，氧气的含量（体积分数）在 1×10⁻⁴ 以下。基材为锻造退火态 TA15 钛合金板，尺寸同上述建立模型尺寸，沉积金属粉末为 TA15 球形粉，粒径为 44~149 μm，其名义化学成分为 Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V。实验前对基材表面进行

打磨，擦拭干净并干燥，逐层沉积 TA15 粉末。激光沉积工艺参数为：激光功率 2000 W，焦距 300 mm，扫描速度 5 mm/s，送粉速度 0.3 g/min，载气压力 0.2 MPa，载气流量 3 L/min，单道沉积宽度和高度分别是 2 和 0.3 mm。金相试样腐蚀剂为体积比为 1:6:7 的 HF-HNO₃-H₂O 溶液。采用 OLYMPUS-DP71 型光学显微镜和 JSM-7001F 扫描电镜分析显微组织。利用 PW3040/60X 型 X'Pert Pro MPD X 射线仪（XRD）进行物相分析（6 9min）。

3 结果与分析

3.1 激光沉积温度分布和热循环特性

根据“生死单元”技术，利用参数化设计语言编程实现对多道多层激光沉积过程温度场数值模拟，得到沉积过程中温度场（某一时刻）和温度梯度分布及节点的热循环特性曲线如图 3、图 4 和图 5 所示。

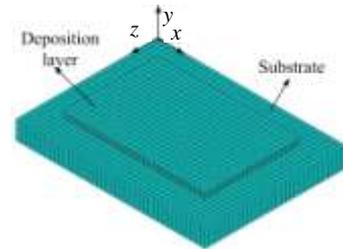


图 1 激光沉积制造有限元模型
Fig.1 Finite element modeling

表 1 TA15 钛合金的部分热物性参数

Table 1 Material properties of TA15 titanium alloy at different temperatures

Temperature/°C	Thermal conductivity/W·°C ⁻¹ ·m ⁻¹	Specific heat capacity /J kg ⁻¹ ·°C ⁻¹	Coefficient of thermal expansion/×10 ⁻⁵ ·°C ⁻¹
20	8.0	520	0.9
200	10.2	587	0.9
400	12.2	670	0.9
600	15.1	755	0.94
1540	25.0	1162	0.97
1650	22.0	1200	0.97
2000	20.5	1200	0.97

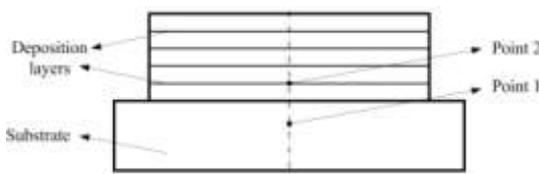


图 2 有限元模型截面节点位置示意图
Fig.2 Schematic illustration of node positions



图 3 激光沉积试样温度场分布
Fig.3 Temperature field distribution of laser deposited specimen

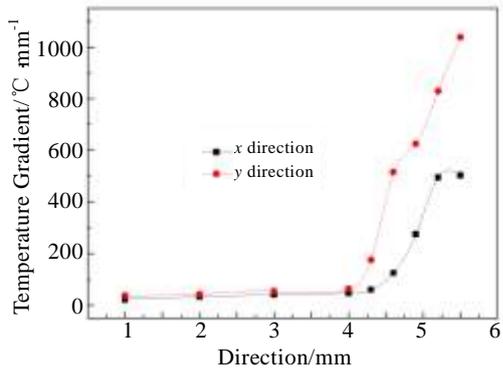


图 4 体中心线上各点 x 和 y 方向的温度梯度

Fig.4 Temperature gradient in the x and y direction along the center line of the body

图 3 为 289.8 s 时激光沉积多道模型的温度场分布。可见由于基材尺寸较小，经由基体的导热体积和散热面积均较小，热量导出相对较慢，热量累积较大，从而在沉积过程将近结束时基材和靠近熔池底部的区域的温度较高。图 4 为沿体中心线方向不同高度时 x 和 y 方向温度梯度分布，可见在基体中心高度方向上温度梯度变化平稳， x 和 y 方向温度梯度都呈增大趋势。但相比 x 方向温度梯度， y 方向温度梯度值和增长速率要大得多，该方向温度梯度占据绝对优势，表明激光沉积制造冷却过程中热量主要沿 y 方向散失。

图 5 是基材和沉积层中 2 节点(位置如图 2 所示)的热循环特性曲线。可见，在激光沉积过程中，基材和沉积层中节点温度经历了从低到高再降低的循环过程，呈现出近似周期性变化。沉积层中节点最初的几个循环的温度峰值不仅超过了其 β 转变温度，且加热和冷却的速度都较快。但随着沉积层数的增多，热源距离越远，热循环温度峰值逐渐下降。而基材上节点 1 由于距离热源稍远，温度峰值和谷值则相差不大，且冷却速度明显比沉积层上点慢。但由于基材和已沉积层的热量累积作用，各循环曲线的温度谷值呈现缓慢上升的趋势，且冷却速度也放缓。

3.2 激光沉积 TA15 钛合金凝固组织

图 6 为激光沉积顶层和底层的 XRD 图谱。分析两部分沉积层中的 α 相衍射峰峰位基本一致，而 β 峰强度较弱。顶层的 XRD 衍射峰不同程度的向高角度(小面间距)方向偏移，可以判定顶层由 α' 马氏体组成，衍射峰的偏移主要是顶层凝固速度较快， β 相稳定元素(主要是 Mo 和 V)在 α' 马氏体中固溶导致点阵参数变化所致。衍射峰宽较小且大致相同，说明 α 片层尺寸变化不大，均比较细小。

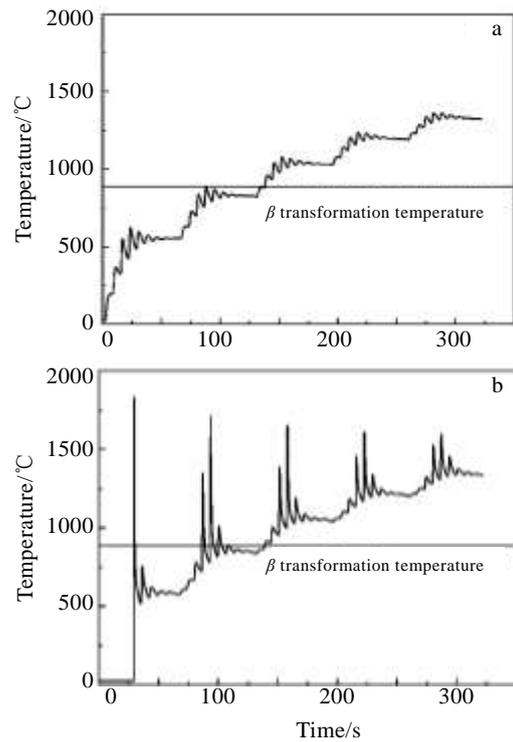


图 5 多道沉积层节点热循环特性曲线

Fig.5 Thermal cycle profile of point 1 (a) in substrate and point 2 (b) in deposition layers

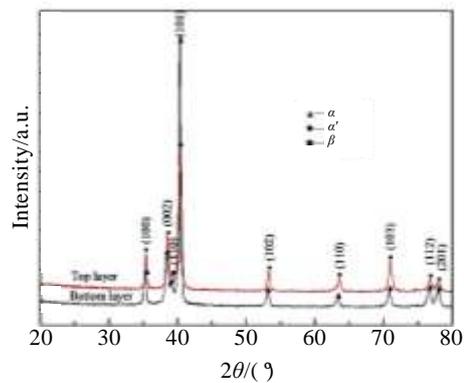


图 6 激光沉积层区的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of the laser deposition layers

图 7 为激光沉积钛合金试样的宏观组织照片。清晰可见基材经由热影响区到沉积区的组织特征。基材为双态组织(如图 8a 所示)，激光沉积区的宏观组织为贯穿多个沉积层呈外延生长的粗大原始 β 柱状晶，晶粒较为粗大。图 4 模拟结果显示温度梯度沿高度方向最大，这表明在熔池凝固过程中，熔池中绝大部分热量以热传导的方式通过基材沿垂直向下的方向散

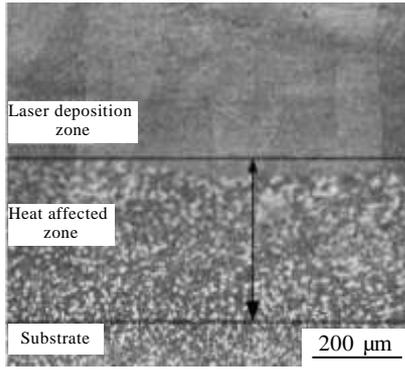


图 7 激光沉积试样的宏观组织照片

Fig.7 Macrograph of laser deposition specimen

失, 熔池小熔体将在熔池底部同质材料上逆着热流方向向外延生长, 因此柱状晶的生长有一种约束近似定向生长的特征^[4,9]。晶内的微观组织是由大量细小的片

层 α 和残留 β 组成(如图8e和8f所示), 片层组织分布细密, 这是由于激光沉积过程的冷却速率较快, 在冷却过程中, β 到 α 相的转变过程很短, 晶内 α 来不及长大, 以细小的片层状析出, 未析出的 β 则被保留下来, α 相和 β 相之间保持Burgers(伯格)取向关系: $\{110\}_\beta // \{0001\}_\alpha, <111>_\beta // [2\bar{1}\bar{1}0]_\alpha$ ^[16]。而热影响区的组织则是由基材的双态组织过渡到基材的网篮状魏氏体组织。由前述基材上节点的热循环模拟结果可知, 由于循环加热和热累积的作用, 基材上节点的温度峰值逐渐升高至 $\alpha+\beta$ 两相区, 甚至超过了 β 转变温度, 但因激光扫描的快速性, 仅相当于对该处组织进行了冷速很高的高温淬火, 双态组织中的等轴态 α 相发生了重结晶, 快速在晶界处或者等轴 α 表面上形核并长大成魏氏体组织。越靠近沉积区, 则热量累积越大, 等轴 α 转变的体积分数越大, 直至完全转变成魏氏体组织, 如图8b~8d显示的是逐渐远离基材的热影响区的组织。

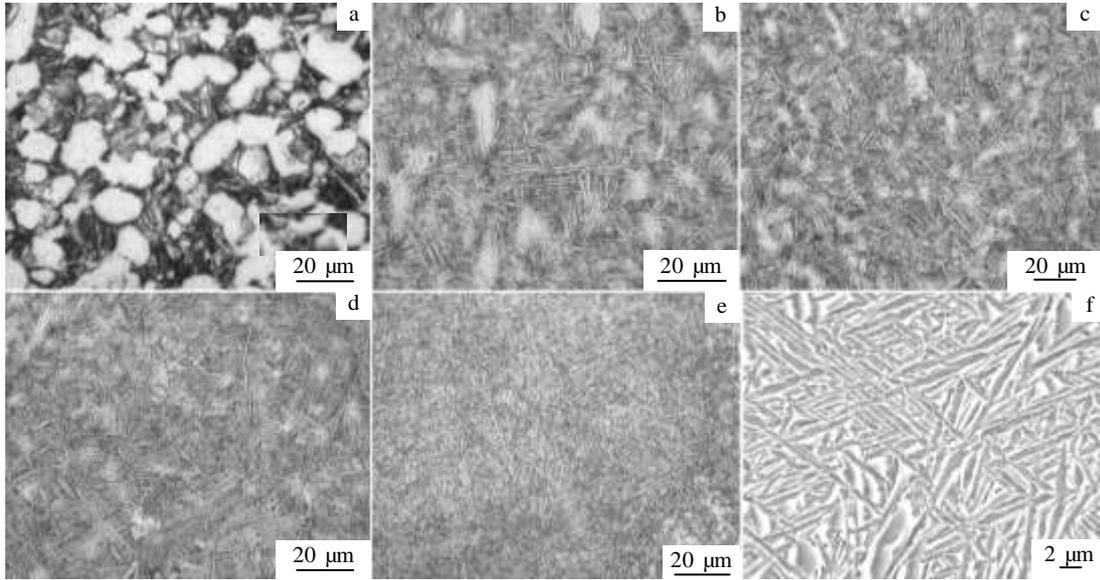


图 8 激光沉积试样的微观组织照片

Fig.8 Micrographs of laser deposition samples: (a) substrate, (b~d) heat affected zone and (e, f) laser deposition layer

在激光多层沉积过程中, 沉积下一层时, 为了保证沉积层组织的延续性, 已沉积各层部分高度要经过重熔, 此时熔池底部的对下层有热处理效应, 会使组织中的片层组织发生初生 α 相长大, 如图9中B区所示, 在光学镜下会表现为黑色的层带。但因时间很短, 热处理仅对下层的表层组织有影响, 因此B区域较窄; 且此时重结晶过程来不及进行, 仅片层组织发生了粗化。而图9中C区因体系中热量累积相当于进行时效处理, 片层组织也相对粗大, 组织中不稳定相马氏体发生分解, 且有少量的次生 α 相的生成。A区位于沉积的顶层, 此时层内散热不仅依靠基材传导, 还有和

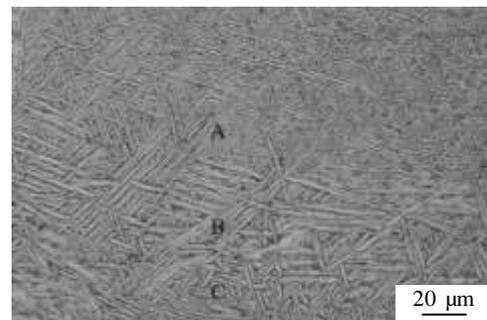


图 9 激光沉积层中层带附近微观组织

Fig.9 Microstructure around a layer band in deposition layers

周围空气的对流，因此凝固速度较快，从而形成细小的针状的网篮组织。

图10为沿着沉积层高度方向上不同位置处的激光沉积层微观组织光学照片对比。清晰可见图10a中 α 片层组织更为细密，而图10b片层组织较为粗大，图10c则由魏氏体片层组织变成板条状。这是因为图10a为沉积层顶层组织，未经历循环加热，而是在保护气氛中快速冷却，形成了针状马氏体组织；图10b中组织是相对而言经历多个热循环历程的稳态区沉积层组织，经历了几次循环加热后，此时沉积层和基材中热量累积较多，使沉积层温度处于 $\alpha+\beta$ 两相区，冷速下降，使初生 α 片层组织粗化有较充分的时间， β 相分解为细小 β 转变组织。而图10c为稳态区组织同时顶部又经历部分重熔的沉积层的组织，不仅仅经历了时效过程，同时又发生了晶粒长大过程。可见，激光沉积层中由于各层经历的热循环历史不同，从而使各部分的组织形貌也产生了变化。

α 相的析出过程中是一个形核和核长大的过程，形核位置、晶核数量、长大速率和冷却条件有关^[17]。因激光沉积过程是快速凝固过程，当凝固组织温度降至

两相区并冷却时晶核首先在晶界上形成，并在晶界区长大为晶界 α ，而后许多在晶界区的晶核向晶内生长，形成 α 集束，如图11所示，但是由于冷却速度不够慢，因此 α 片层无法贯穿整个晶粒，而是与在 β 晶粒内部形核长大的网篮状的片层魏氏体组织在晶内相连。

3.3 激光沉积试样的硬度分布和成分分析

图12是激光沉积试样的硬度分布曲线。可见激光沉积层的硬度约4000 MPa，而基材的硬度约3200 MPa左右，热影响区的硬度居于二者之间，大概是3500 MPa。激光沉积区的硬度较基材明显提高，这是由沉积区细密 α/β 片层组织决定的。

对激光沉积试样进行元素线扫描分析，结果如图13所示。可见从基材到沉积区，主要元素Al、Zr、Mo、V分布均匀，无宏观偏析现象。这是因为在激光沉积过程中，金属粉末经由同轴送粉喷嘴连续不断的送入到移动的熔池中，熔化然后凝固，熔体的对流速度远远的高于激光束移动速度^[5,13]。因此合金中各元素分布均匀，是由于激光沉积制造的快速熔凝特性决定的。此结果同时也表明了，沉积层内魏氏体组织形貌不同，仅仅是由热历史不同造成，而跟合金的成分分布无关。

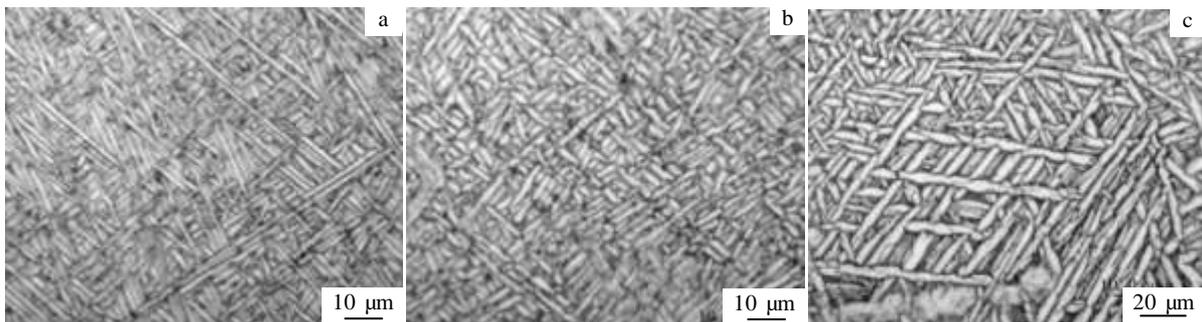


图 10 热循环特性不同时激光沉积区微观组织对比

Fig.10 Contrast optical micrograph of different zones in deposition layers with different thermal cycles: (a) top layer, (b) middle layer, and (c) bottom of remelting zone

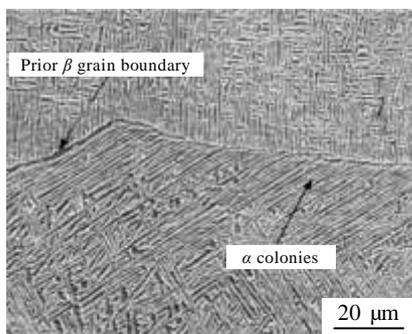


图 11 沉积层 α 片层和集束的微观形貌

Fig.11 Morphology of α lamella and colonies

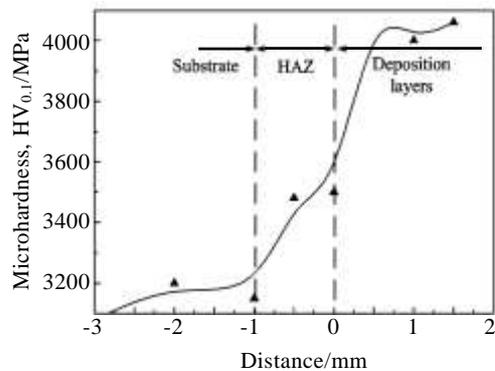


图 12 激光沉积修复件的硬度分布

Fig.12 Microhardness distribution of laser deposition sample (HAZ-heat affected zone)

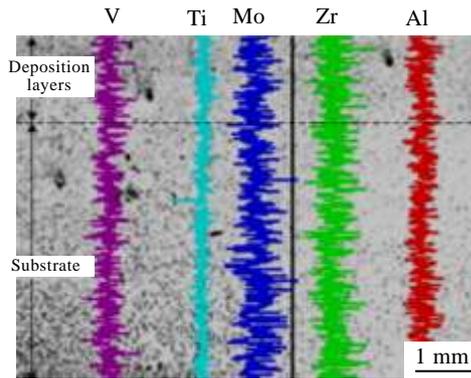


图13 激光沉积试样能谱线扫描结果

Fig.13 EDS result of laser deposition specimen

4 结论

1) 沉积位置不同时各沉积层经历的温度循环不同, 温度累积导致的冷却速度差异和热循环历史不同使沉积层沿着沉积高度方向上组织中片层的形貌产生变化。激光沉积TA15钛合金的宏观组织为粗大的 β 柱状晶组织, 具有典型的外延生长特征, 激光沉积时熔池底部部分区域会因过热而产生组织粗大现象。当冷却速度较快时, α 相在 β 晶界和晶内同时形核, 产生部分集束状的魏氏体组织, 而 β 晶粒内为网篮状魏氏体组织。

2) 沉积层硬度远大于基材, 这是由二者的组织特征决定的。

3) 试样的主要合金元素自基材至沉积层分布均匀, 表明试样的组织形貌的变化跟成分偏析无关, 进一步印证了热循环历程不同是导致沉积层组织形貌不同的原因。

参考文献 References

- [1] Zhu Y Y, Li J, Tian X J *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 607: 427
 [2] Qin Lanyun(钦兰云), Wang Wei(王维), Yang Guang(杨光)

- et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2014, 41(3): 0303 004
 [3] Gusarov A V, Smurov I. *Applied Surface Science*[J], 2007, 253(19): 8316
 [4] Qin Lanyun(钦兰云), Yang Guang(杨光), Wang Wei(王维) *et al. High Power Laser and Particle Beams*(强激光与粒子束)[J], 2014, 26(2): 019 003
 [5] Xue Lei(薛蕾), Chen Jing(陈静), Lin Xin(林鑫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(6): 989
 [6] Li Z, Tian X J, Tang H B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23: 2591
 [7] Kobryn P A, Moore E H, Semiatin S L *et al. Scripta Materialia*[J], 2000, 43: 299
 [8] Zhang K, Wang S J, Liu W J *et al. Materials and Design*[J], 2014, 55: 104
 [9] Qin Lanyun(钦兰云), Bian Hongyou(卞宏友), Yang Guang(杨光) *et al. High Power Laser and Particle Beams*(强激光与粒子束)[J], 2014, 26(8): 089 001
 [10] Zhang Xiaohong(张小红), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(1): 142
 [11] Kelly S M, Kampe S L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35A: 1861
 [12] He Ruijun(贺瑞军), Wang Huaming(王华明). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2009, 29(6): 18
 [13] Sun Xiaoming(孙晓敏), Liu Dong(刘栋), Tang Haibo(汤海波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 724
 [14] Zan Lin(咎林), Chen Jing(陈静), Lin Xin(林鑫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(4): 612
 [15] Han Changxu(韩昌旭), Chen Jing(陈静), Zhang Qiang(张强). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2012, 32(1): 8
 [16] Hao M Z, Sun Y W. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2013, 64: 352

Thermal Behavior and Microstructure Evolution of Titanium Alloy by Laser Deposition

Yang Guang, Song Haihao, Qin Lanyun, Bian Hongyou, Wang Wei, Ding Linlin

(Key Laboratory of Fundamental Science for National Defense of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

Abstract: In order to analyze the effect of thermal behavior on microstructural evolution in laser deposition manufacturing process, a finite element model was constructed to simulate the temperature field distribution and thermal cycle characteristics. The simulation results show that any node in the substrate and the deposition layer experiences heating or cooling cyclically. And the macro and microstructure of the laser deposited specimen were investigated to determine the evolution of microstructural features in multi-pass deposition layers. The macro and microstructures exhibit epitaxial coarse columnar prior β grains with basketweave or colony α lamella. The width of α lamella changes, and α lamella has basketweave Widmanstatten or colonies Widmanstatten morphology. The line scanning results by energy dispersive spectrometer (EDS) indicate that major alloy elements, Ti, Al, Zr, Mo and V, are distributed uniformly from the substrate to the deposited layer without fluctuation and segregation, suggesting that evolution of microstructure is not the result of segregation but of the heat history.

Key words: laser deposition manufacturing; titanium alloy; microstructural evolution; temperature field; thermal behavior

Corresponding author: Yang Guang, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Fundamental Science for National Defense of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn