LDM-SLM 复合成形Ti6Al4V 钛合金的显微组织及力学性能

王 维[1],张力书[1],李长富[1],钦兰云[1],杨 光[1],刘艳梅[2]

(1. 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;
2. 沈阳飞机工业(集团)有限公司,辽宁 沈阳 110850)

摘 要:钛合金激光增材制造技术在制备小型复杂结构及大型构件的近净成形等方面取得了显著成果,在航空航天领域取得了广泛的应用。为了实现复杂结构大型构件的高精度快速成形,以 SLM 成形 Ti6Al4V 合金试样为基底进行 LDM 沉积,制备出具有双重组织的复合 Ti6Al4V 合金样品,对其进行退火处理,探究退火温度及各向异性对 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 试样显微组织演变及力学性能的影响。结果表明:两种工艺复合制备的 Ti6Al4V 合金显微组织可分为三个部分:以 α 板条为主的 LDM 区,以细长针状 α′马氏体为主的 SLM 区和发生重熔而形成的主要以 α 板条及 α′马氏体组成的热影响区。力学性能测试结果表明:LDM-SLM 复合成形沉积态 Ti6Al4V 合金具有高强低塑的特性及显著的各向异性;经 850 ℃退火处理后,拉伸过程中的加工硬化现象导致拉伸棒出现双颈缩现象,使强度略有降低但塑性明显提高,综合性能优于其他退火处理试样。

关键词:LDM-SLM 复合成形; Ti6Al4V 合金; 双颈缩; 各向异性; 退火处理
中图分类号:TG146.2 **文献标志码**:A **DOI**:10.3788/IRLA201948.S205002

Study on microstructure and mechanical properties of LDM-SLM hybrid manufactured Ti6Al4V titanium alloy

Wang Wei[1], Zhang Lishu[1], Li Changfu[1], Qin Lanyun[1], Yang Guang[1], Liu Yanmei[2]

(1. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defense of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China; 2. Shenyang Aircraft Industry (Group) Co., LTD, Shenyang 110850, China)

Abstract: Laser addictive manufacturing (AM) of titanium alloys have great potential in aerospace field, as its unique advantages in small complex structure fabricaton and large components near-net shape forming. In order to achieve the fabrication of large components with complex structure just in one piece, the laser deposition manufacturing (LDM) was carried out with Ti6Al4V alloy as the basis by selective laser manufacturing (SLM). The attained samples which had two distinguishing AM processes, was conducted annealing treatment at different temperatures to explore the evolution of microstructure and mechanical properties. The result shows that the microstructures of Ti6Al4V alloy structure prepared by the LDM-SLM processes consists of three zones: LDM zone mainly composing α laths, SLM zone

收稿日期:2019-04-01; **修订日期**:2019-05-14
基金项目:国家重点研发计划(2018YFB1105805,2017YFB1104002);工信部民用飞机专项科研项目(MJZ-2016-G-71)
作者简介:王维(1957-),男,教授,博士生导师,博士,主要从事激光沉积制造/修复技术方面的研究。Email:Wangw1116@sau.edu.cn
通讯作者:杨光(1978-),男,教授,博士,主要从事增材制造方面的研究。Email:yangguang@sau.edu.cn

dominated by slender acicular α′ martensite and heat affected zone (HAZ) formed by remelting which is mainly composed of α lath and α′ martensite. In mechanical properties, the as-built component has the characters of high strength with low plastic, and significant anisotropy; samples annealing at 850 ℃ exhibit the best comprehensive mechanical properties because of the reasonable balance between the strength and the plastics. Work hardening in the tensile process leads to double necking of the tensile bar after 850 ℃ annealing.

Key words: LDM-SLM hybrid manufactured; Ti6Al4V alloy; double-necked; anisotropy; annealing treatment

0 引 言

Ti6Al4V 钛合金具有密度小、比强度高、抗氧化及耐高温等优点,近年来被广泛应用于航空航天、航海、汽车等领域。但对于 Ti6Al4V 钛合金的相关零部件,采用传统工艺生产时成本高,加工难度大,生产效率低,而激光增材制造技术具有柔性化特点,可实现难加工材料复杂结构零件的直接成形[1-2]。其主要包括以激光沉积制造 (Laser Deposition Manufacturing, LDM) 技术为代表的同步送粉成形技术和以选区激光熔融(Selective Laser Melting, SLM)技术为代表的粉床成形技术。

LDM 技术采用的是一种将高能激光束聚焦在基材表面形成熔池并将金属粉末同步送入的一种加工方式。多采用高功率激光器,具有柔性好、成形效率高等优点,可直接成形大型整体化结构。由于航空航天领域对成形精度、形状及尺寸要求越来越高,LDM 技术已无法满足结构复杂部件的精度要求。SLM 技术采用逐层进行选区熔化粉层,多采用低功率激光器,单位时间内热量输入较小,成形精度较高,但成形件尺寸受到铺粉工作箱尺寸的限制且效率较低,主要用于成形尺寸较小且结构复杂零件。若将 LDM 与 SLM 两种技术相结合,可同时满足成形件尺寸大而部分结构又复杂、成形精度高以及效率高等要求。目前国内外对上述两种工艺复合成形已有不同程度的研究[3]。

LDM 与 SLM 两种技术均为激光增材制造技术,Ti6Al4V 合金在增材制造的成形过程经历极高的冷却速率,产生极细 α 相(或 α′马氏体),使其具有高强低塑的特性,这限制了该合金在工程上的应用。通过大量实验,人们发现热处理是改善其塑性的有效办法。对 LDM 成形 Ti6Al4V 合金进行去应力退火不能对疲劳寿命进行改善,但是对强度和塑性有所提高[4];而固溶时效处理可以显著提高强度、塑性及疲劳等力学性能[5]。对 SLM 成形 Ti6Al4V 合金热处理后发现,800 ℃/850 ℃退火保温 2 h 后空冷条件下综合性能最好[6-7];400 ℃低温退火保温 2 h 空冷条件下可将 α′马氏体转变为细长(α+β)板条,提高塑性[8]。但是针对 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金的热处理则尚无相关报道。

为了对 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金的力学性能进行研究,文中以 SLM 成形的不同取向 Ti6Al4V 合金作为基底,在其上采用 LDM 技术进行新结构沉积制造形成复合沉积成形试样,对复合试样进行不同温度的退火处理,探究退火温度及各向异性对 SLM-LDM 复合成形 Ti6Al4V 合金的显微组织演变及力学性能的影响,为该合金复合成形工艺的更深入研究提供参考。

1 实验方法和材料

复合成形 Ti6Al4V 合金的 SLM 部分由 RENISHAW AM250 系统制备而成。为防止成形过程中因氧化而造成污染,在成形过程中向保护室内持续充入高纯氩气(99.999%)作为保护气。实验选用 20 mm 厚的纯钛板作为成形用基板,实验前对基板表面进行吹砂处理后用酒精擦洗干净,并将其预热至 170 ℃,以减小成形过程中形成的内应力。表 1 为 SLM 成形工艺参数。

表 1 SLM 成形 Ti6Al4V 钛合金件主要工艺参数

Tab.1 Main experimental parameters of Ti6Al4V titanium alloy manufactured by SLM process

Process parameter	Value
Laser power/W	350
Spot diameter/mm	0.1
Powder diameter/μm	15-35
Scan speed/mm·s^{-1}	900
Layer thickness/μm	60
Scan space/μm	110

复合成形试样 LDM 部分在 LDM-800 系统上完成。该系统组成主要包括半导体激光器 、载气式送粉器、四路同轴送粉头[9-10]、冷水机及惰性气体保护箱等。表 2 为 LDM 成形工艺参数。

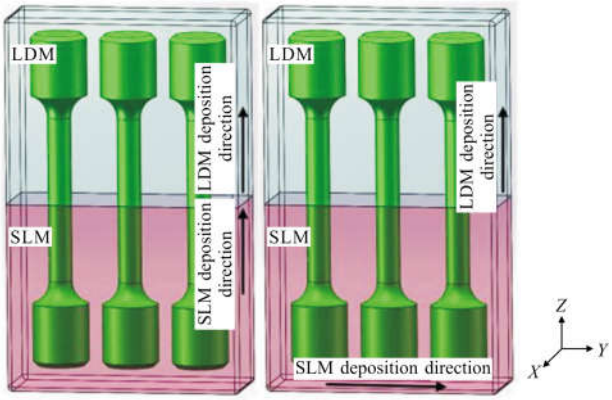
表 2 LDM 成形 Ti6Al4V 钛合金件主要工艺参数

Tab.2 Main experimental parameters of Ti6Al4V titanium alloy manufactured by LDM process

Process parameter	Value
Laser power/W	2 400
Spot diameter/mm	4
Scan speed/mm·s^{-1}	11
Feeding speed/r·min^{-1}	0.8
Scan space/mm	2
Powder diameter/μm	74-300

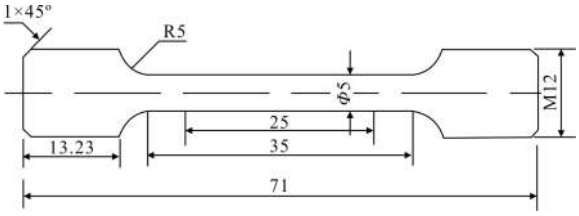
制备 Ti6Al4V 合金 SLM 试样共两块,其尺寸 $x\times y\times z$ 分别为:40 mm×15 mm×42 mm、42 mm×15 mm×40 mm。分别对两块 SLM 成形试样的沉积面与侧面(见图 1(a)与(b)中复合成形块状试样的中心结合面)进行打磨,并用丙酮清洗,保证表面平整,以其为基底进行 LDM 沉积。

对试样 A 进行 LDM 沉积时, 沉积方向与 SLM 试样沉积方向相同(如图 1(a)所示);对试样 B 进行 LDM 沉积时, 沉积方向与 SLM 试样沉积方向垂直(如图 1(b)所示)。对试样 A 与试样 B 分别制取 3 组热处理试验块, 退火工艺分别为在 750、800、850 ℃温度下保温 2 h,空冷(如图 1(d)所示)。退火后以复合成形试样的结合面为中心制取拉伸棒,拉伸试样尺寸如图 1(c)所示。



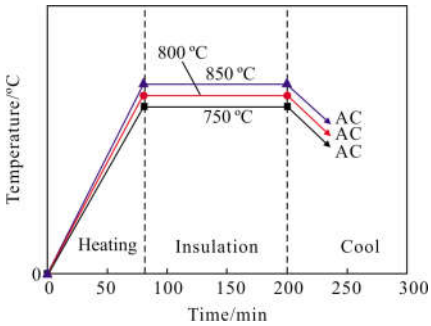
(a) 试样 A 取样示意图 (b) 试样 B 取样示意图

(a) Schematic diagram of sample A (b) Schematic diagram of sample B



(c) 棒状拉伸试样尺寸

(c) Dimensions of tensile bar



(d) 退火温度示意图

(d) Annealing temperature routing

图 1 复合成形试样拉伸棒取样及后续热处理系统设计

Fig.1 Design of tensile bar and subsequent heat-treatment system for hybrid manufactured samples

将试样经切割、打磨、抛光后,采用 Kroll 腐蚀剂(1 mlHF+2 mlHNO$_3$+17 mlH$_2$O) 进行腐蚀; 在 GX51 OLMPUS 光学显微镜(OM)和 ZEISS ΣIGMA 扫描电子显微镜(SEM)下对金相试样与断口组织进行组织观察;采用 INSTRON5982 电子万能试验机测试力学性能;采用 HVS-1000A 数显显微硬度及测试试样的显微硬度,载荷为200 g,保载时间为 20 s。

2 实验结果及讨论

2.1 组织分析

2.1.1 XRD 相组成分析

图 2(a)和(b)分别给出了 LDM 区与 SLM 区的沉积态与退火态试样的 XRD 图谱。图 2(a)为复合成形试样 LDM 区 XRD 图谱,图 2(b)为复合成形试样 SLM 区 XRD 图谱。由于 α 相与 α′马氏体均为体心立方(hcp)结构,且在 XRD 图谱中二者衍射峰位置相同。参考文献[11]表明,由于 SLM 成形过程中极高的冷却速率导致沉积态全部由细长针状 α′马氏体

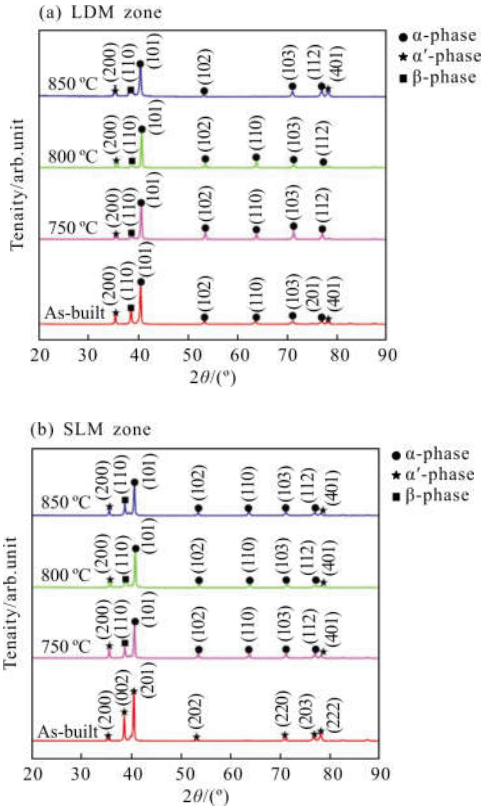


图 2 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 钛合金沉积态与退火态试样 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of as-built sample and as-annealed samples of LDM-SLM hybrid manufactured Ti6Al4V titantium alloys

组成,在沉积态试样的 SLM 区 XRD 图谱中,α 相与 α′马氏体重合的衍射峰均认定为 α′马氏体。沉积态试样 LDM 区存在大量 α 相衍射峰(α(101)、α(102)、α(103)等)、少量 β 相衍射峰(β(110))及少量 α′相衍射峰(α′(200)及 α′(401))。沉积态试样 SLM 区全部由 α′相衍射峰(α′(200)、α′(002)、α′(201)等)组成,这是由于在 SLM 成形过程中存在极高的冷却速率,形成弱织构 α′马氏体,与 SLM 工艺相比,LDM 工艺冷却速率较慢,因此主要由 α 相、少量 β 相与 α′马氏体组成。

如图 3(e)、图 3(g)所示,退火温度为 750 ℃时,LDM 区相组成略有变化,α′相衍射峰开始减弱,α 相衍射峰开始增强;SLM 区相组成发生明显改变,大量 α′相衍射峰消失,并出现了 β 相衍射峰(β(110))及 α 相衍射峰(α(102)、α(110)等)。这是由于在 750 ℃退火保温过程中,部分 α′马氏体转变 α 相与 β 相,保温时间较短,因此退火态依然有部分 α′马氏体存在。随着退火温度的升高,当退火温度为 800 ℃与 850 ℃时,LDM 区与 SLM 区均主要由 α 相、少量 β 相与 α′马氏体组成。

2.1.2 显微组织形貌分析

LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金沉积态试样宏观形貌如图 3 所示。宏观上,复合成形试样整体组织由底部的 SLM 区组织经热影响区向顶部的 LDM 区组织连续变化,呈致密的冶金结合。SLM 区顶部 2~3 mm 处出现明暗相间的层带结构,形成了热影响区。LDM 区由近似垂直并贯穿多个熔覆层的粗大 β 柱状晶组成,宽度达(1 300±150) μm,向扫描方向倾斜(≈20°),这是一种约束似定向生长[12]。试样 A 中 SLM 区 β 柱状晶与水平方向近似垂直;试样 B 中 SLM 区 β 柱状晶近似平行于水平方向。β 柱状晶宽度均为(135±15) μm,与 LDM 区 β 柱状晶尺寸差异较大,且部分出现不连续的现象。

复合成形 Ti6Al4V 合金沉积态显微组织 SEM 照片如图 3(e)~(g)所示。由于在 SLM 成形过程中极高的冷却速率导致 SLM 区全部由细长针状 α′马氏体组成,α′马氏体宽度约(0.25±0.05) μm(如图 3(e)所示)。LDM 区为典型的网篮组织,具有细长 α 板条,板条形貌明显,宽度约(0.8±0.1) μm(如图 3(g)所示)。热影响区主要由少量 α 板条与细长针状 α′马氏体组成(如图 3(f)所示)。这是由于 LDM 成形初期,表层 SLM 区熔化,与新熔融的金属液快速凝固,热量快速散失到内层 SLM 区,因凝固速度较快,形成的组织多为细针状的 α′马氏体,当下一层 LDM 形成后,由于累计的热量较多,冷速稍慢,可以形成少量的 α 板条;除此之外,LDM 开展对 SLM 区顶部组织产生了循环热处理的作用,使部分 SLM 区原始细长针状 α′马氏体转变为细长 α 板条,但成形初期

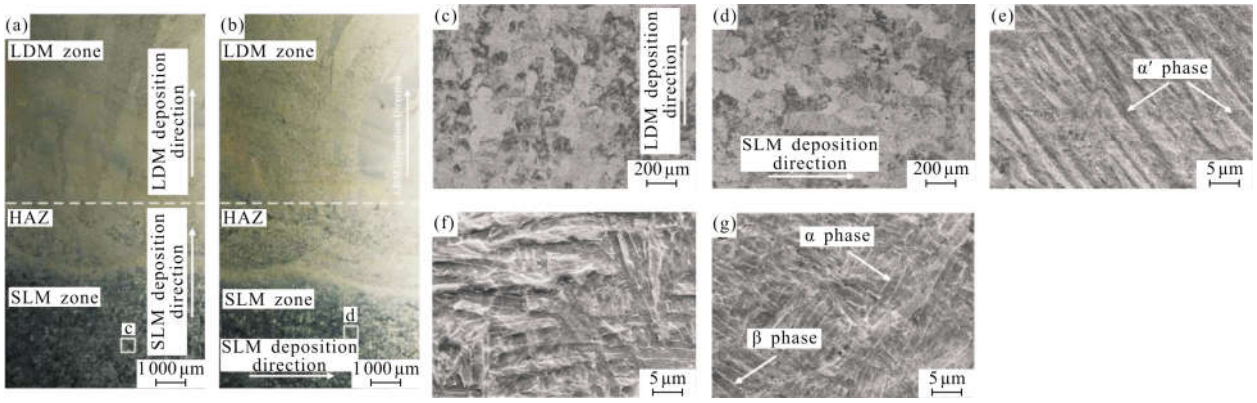


图 3 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 钛合金沉积态试样显微组织:(a) 试样 A;(b) 试样 B;(c) 试样 A 的 SLM 区;(d) 试样 B 的 SLM 区;(e) LDM 区显微组织 SEM 照片;(f) 热影响区显微组织 SEM 照片;(g) SLM 区显微组织 SEM 照片

Fig.3 Microstructures of as-built samples of LDM-SLM hybrid manufactured Ti6Al4V titanium alloys: (a) Sample A; (b) Sample B; (c) SLM zone of Sample A; (d) SLM zone of Sample B; (e) SEM photo of microstructure in LDM zone; (f) SEM photo of microstructure in HAZ; (g) SEM photo of microstructure in SLM zone

未能形成较大的热量累积,散热较快,仅有少量 α′马氏体发生转变。因此在热影响区,细长针状 α′马氏体及少量细长 α 板条的形成,来自于 LDM 层熔体的快速凝固以及原有 SLM 层中马氏体片层的长大。

图 4 为复合成形试样 LDM 区与 SLM 区经不同温度退火处理后的显微组织。图 4(a)~(c)为 LDM 区经不同温度退火后的显微组织。对比图 4(a)与图 3(g)发现,退火温度为 750 ℃时,LDM 区 α 形貌及尺寸无明显变化,主要由细长 α 板条组成。当退火温度为 800 ℃时,α 相发生粗化,宽度为 (1.15±0.05) μm 左右,与退火温度为 850 ℃时的 α 相宽度无明显差异。图 4(d)~(f)为 SLM 区经不同温度退火后的显微组织。图 4(d)~(f)与图 3(e)对比发现:随着退火温度的升高,形貌发生了明显的改变,主要由不同取向 α 板条与板条间 β 相组成。这是由于退火温度低于 β 相转变温度,在退火过程中细长针状 α′马氏体转变为 α 板条,但保温时间较短,α 板条略有粗化。

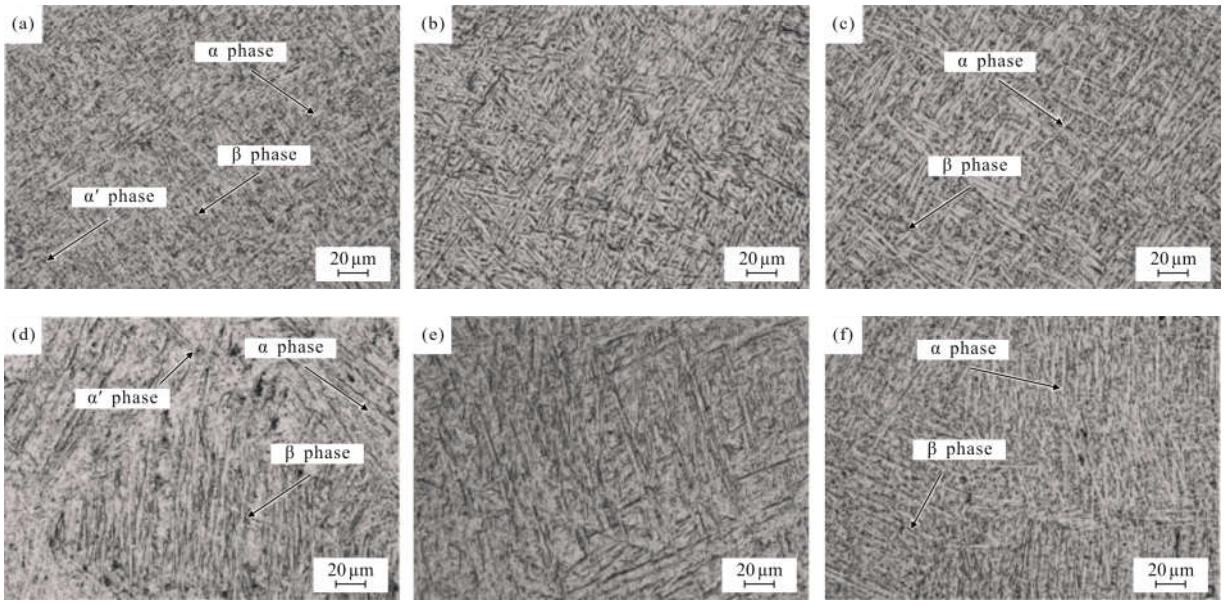


图 4 复合成形试样 LDM 区与 SLM 区经不同温度退火处理后显微组织的 OM 图片

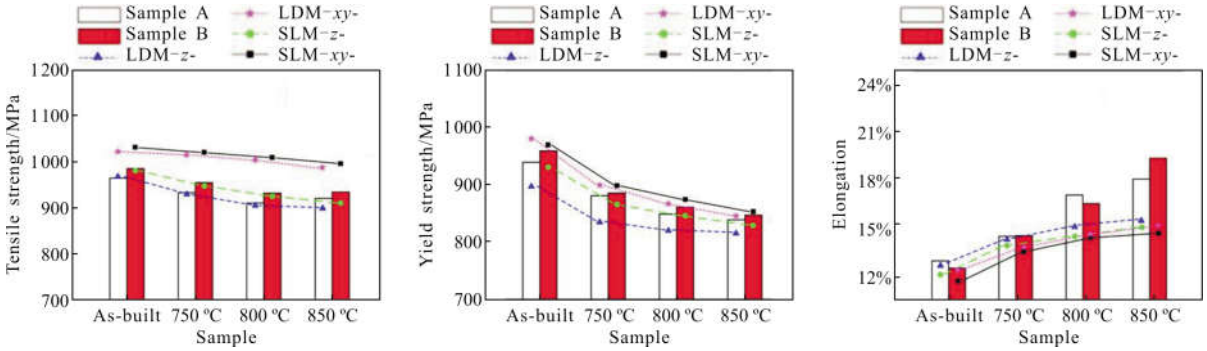
Fig.4 Microstructure OM images of LDM-SLM hybrid manufactured sample after different temperatures annealing treatment

2.2 室温拉伸性能

2.2.1 拉伸性能的各向异性

LDM 与 SLM 两种技术均为增材制造技术,因

此成型件均具有显著的各向异性。LDM-SLM 复合成形工艺为将两种激光增材制造进行复合，成形件力学性能的各向异性则变得更为复杂。Ti-6Al-4V 合金复合成形试样的室温静载拉伸性能如图 5 中柱状图所示，各项力学性能不同程度上表现出各向异性，总体上为高强低塑。试样 B 强度明显大于试样 A，塑性相反。从晶界强化角度分析，力学性能各向异性的原因在于两种复合方式的组织沿拉伸方向存在不同的晶界形貌与数量。由于两种复合成形试样中 LDM 区 β 柱状晶生长方向均与拉伸方向同向，因此认为 SLM 区的塑性变形对复合成形试样的拉伸性能起决定性作用(如图 6(a)、6(b)所示)。当受到外力加载时，试样 B 的 SLM 区中 β 柱状晶与拉伸方向垂直，沿拉伸方向存在大量的 β 柱状晶晶界，α 相形变阻力来源于相邻 α 相及大量晶界，使滑移很难进行，因此强度较大，但塑性较小。相反，当试样 A 受到外力加载时，SLM 区沿拉伸方向存在少量晶界，柱状晶内部 α 相变形阻力主要来源于其他方向的 α 相，因此滑移更容易进行。



(a) 抗拉强度 (b) 屈服强度 (c) 延伸率

(a) Tensile strength (b) Yield strength (c) Elongation

图 5 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金试样的室温静载拉伸性能

Fig.5 Tensile properties of samples of LDM-SLM hybrid manufactured Ti6Al4V alloy at room temperature

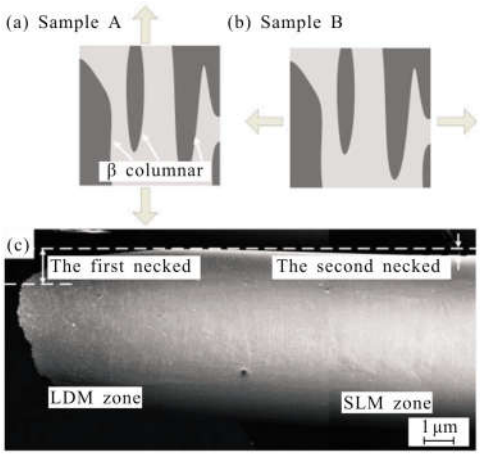


图 6 复合成形试样受力示意图及双颈缩现象：(a) 试样 A 的 β 晶受力示意图；(b) 试样 B 的 β 晶受力示意图；(c) 850 ℃退火处理后拉伸试样出现双颈缩示意图

Fig.6 Force diagram of hybrid manufacturing samples and double necking phenomenon: (a) Force diagram of β columnar crystal of sample A; (b) Force diagram of β columnar crystal of sample B; (c) Schematic diagram of double-necked phenomenon occurred after 850 ℃ annealing treatment

2.2.2 拉伸性能随退火温度的演变

为了将 LDM-SLM 复合成形试样分别与 LDM、SLM 试样在退火条件下的拉伸性能进行对比，文中制备了 SLM 拉伸试验，经过相同的退火处理后进行了拉伸测试，数据如图 5 所示，沉积态试样 A 的抗拉强度为(964±8) MPa，试样 B 抗拉强度为(985±3) MPa；图 5 中的 LDM 成形 Ti6Al4V 钛合金试样拉伸数据则来自已发表参考文献[13]。观察图 5(a)、图 5(b)发现，沉积态复合成形试样的抗拉强度与屈服强度低于同成分的 SLM 试样，但与同成分 LDM 试样的强度相近，这是由于强度取决于组织特性。由图 3(e)~(g)可知，相比于 LDM 区细长 α 板条组织，SLM 区组织主要由细长针状 α′马氏体组成，其宽度远小于 LDM 区的 α 板条。试样 A 的延伸率为 13.2%，试样 B 的延伸率为 12.5%。塑性变形取决于晶粒尺寸的大小，宽度较小的晶粒会阻碍滑移的进行，因此 LDM 区与 SLM 区相比，强度相对弱化。当试样承受外力加载时，沉积态试样均断裂在 LDM 区，LDM 区为主要受力端，因此复合成形的拉伸性能与 LDM 成形件的拉

伸性能相近。

随着退火温度的升高，复合成形制件的强度略有降低，但塑性明显提高(图 5(c))，这是由于复合成形试样 SLM 区原始细长针状 α′马氏体经退火后转变为细长 α 板条，而退火后 LDM 区的 α 板条发生粗化。在拉伸过程中，粗大的 α 板条协调变形能力更强，使其塑性明显提高。但退火后 α 板条变粗且数目减少，变形时有效滑移距离较长，相界对位错的阻碍减小，因此抗拉强度与屈服强度降低。同时退火过程中组织的粗化降低了强度，但 α 板条间大量次生 α 相的析出对变形过程中的位错滑移起到了一定的阻碍作用，使其保持了一定的强度，因此强度下降不明显，综合性能明显提高。

2.3 LDM-SLM 复合成形拉伸试样的双颈缩现象

值得注意的是，当退火温度为 850 ℃时，屈服强度与 800 ℃退火后的试样相比略有下降，但抗拉强度极限则略有上升，试样 A 的抗拉强度极限为(920±5) MPa，延展性达到 17.5%；试样 B 的抗拉强度极限为(935±8) MPa，延展性达到 20%，塑性得到明显改善。对比图 4 发现，退火温度为 800 ℃及 850 ℃时对应的 LDM 区与 SLM 区组织在形貌及尺寸特征上无明显差别，因此经 850 ℃退火处理后的抗拉强度与 800 ℃相近。但屈服强度则发生了明显的降低，这是由于经过 850 ℃退火处理后的拉伸棒在拉伸过程中出现了双颈缩的现象(如图 6(c)所示)，由于拉伸过程中的加工硬化现象导致双颈缩的出现。

LDM-SLM 复合成形拉伸试样在初始拉伸阶段，其应力值沿长度方向均匀分布。当拉伸过程进入屈服阶段后，由于 LDM 区强度与 SLM 区相比相对较弱，因此在 LDM 区出现明显的颈缩现象(如图 6(c)所示)。随着形变量的增加，晶粒逐渐被拉长甚至破碎成细碎的亚晶粒，颈缩越大，晶粒破碎程度与位错密度显著增加，导致拉伸试样的塑性变形抗力迅速增大。当主颈缩处强度高于 SLM 区次颈缩处时，主颈缩处停止颈缩，而次颈缩处发生颈缩现象。次颈缩处在颈缩的过程中，随着变形程度的增加，再次出现加工硬化的现象，当强度高于主颈缩处时将停止颈缩。主颈缩处再次发生颈缩后，其横截面积越来越小，局部应力越来越高，直至不能承受应力加载荷时，将在主颈缩处发生断裂。

图 7 为不同热处理状态下的应力-应变曲线。图7(a)为试样 A 的应力-应变曲线；图 7(b)为试样 B 应力-应变曲线。观察发现，随着退火温度的升高，曲线拐点值逐渐下降，说明屈服呈降低趋势。经 750 ℃退火处理后峰值最高，且 800 ℃与 850 ℃峰值相近，说明 750 ℃强度最大，随着退火温度的增加强度略有下降，但 800 ℃与 850 ℃强度无明显变化，与图 5 中数值相一致。同时发现图 7(b)退火温度为 850 ℃时应力-应变曲线峰值处出现明显的平缓状且明显延长，这是由于双颈缩使其屈服时间增加，与 2.2.2部分的分析一致。

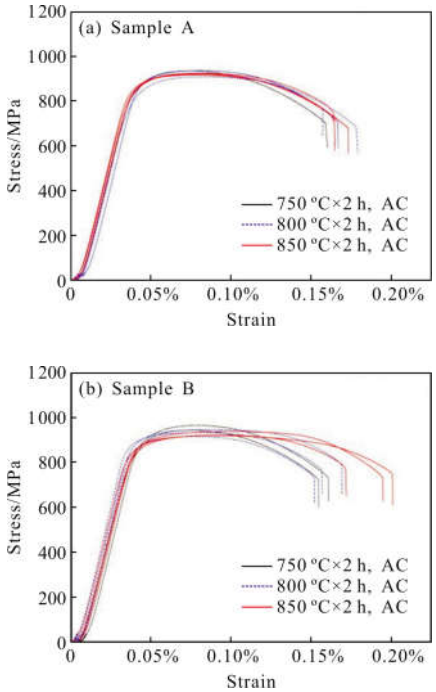


图 7 LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金经退火处理后应力-应变曲线

Fig.7 Stress strain curves of LDM-SLM hybrid manufactured Ti6Al4V alloy after annealing treatment

2.4 拉伸断口分析

图 8 为试样 B 的沉积态与退火态的拉伸断口的 SEM 照片。由于全部试样断裂均出现在 LDM 区，且两组复合成形实验中 LDM 区 β 柱状晶生长方向均与拉伸方向相同，因此试样 A 与试样 B 断口无明显差别，故只取试样 B 断口进行分析。其中，图 8(a)~(d)为试样 B 拉伸断口的宏观形貌，图 8(e)~(h)为拉伸断口的微观形貌。观察发现，沉积态与 750 ℃退火处理后的断口宏观形貌相似，均较为平坦，呈典型的杯锥状形貌，颈缩较为明显(如图 8(a)~(b)所示)。其

微观断口韧窝小而浅,均为典型的韧性断裂(如图 8(e)~(f)所示)。这是因为沉积态 LDM 区域的显微组织主要由大量细长的密排六方结构的 α 相组成, 没有形成大量的 α 集束,相邻晶粒位相不同,拉伸变形时位错从一个晶粒移动到另一个晶粒的过程中会在晶界处发生塞挤,阻碍滑移,因此强度较好但塑性较差。经 800 ℃退火处理后, 断口宏观形貌较为粗糙并出现少量撕裂棱(如图 8(c)所示),从拉伸断口中心区域的微观形貌可以看出: 拉伸断口上的韧窝变得大而深,大韧窝上分布有小韧窝,这是因为经过退火处理后,随着退火温度的升高,LDM 区域 α 相发生粗化,宽度较大的 α 相可以推迟或抑制显微裂纹的形成和发展,从而塑性得到改善(如图 8(g)所示)。经 850 ℃退火处理后,观察宏观断口断面比较粗糙且表面有一定的起伏,存在许多解理小平面,颈缩明显(如图 8(d)所示)。心部微观形貌的韧窝大而深且出现典型的解理台,为半解理半韧性断裂(如图 8(h)所示)。

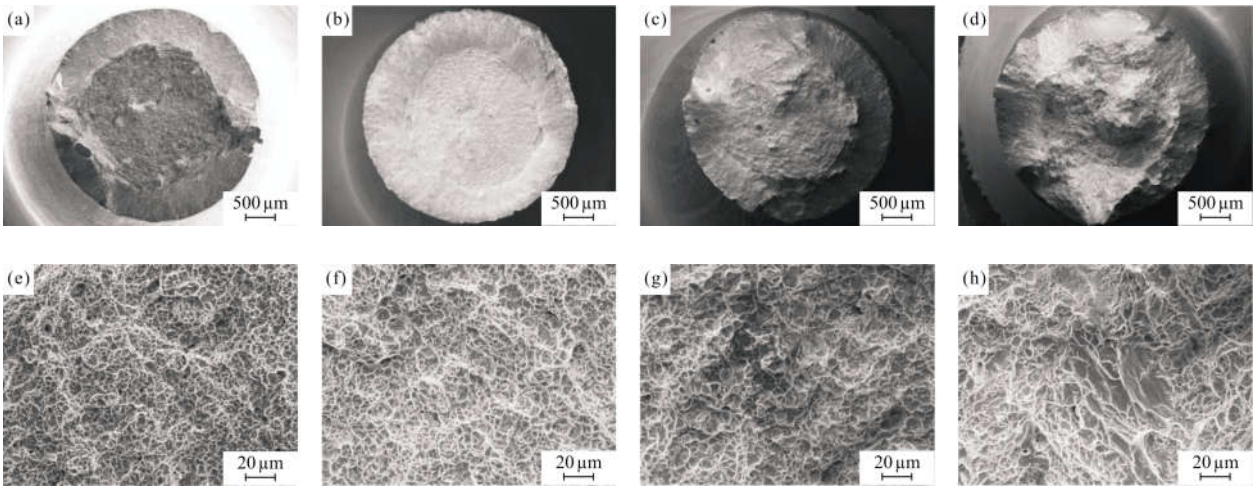


图 8 Sample B 试样拉伸断口 SEM 照片:(a)、(e) 沉积态试样;(b)、(f) 750 ℃退火试样;(c)、(g) 800 ℃退火试样;(d)、(h) 850 ℃退火试样

Fig.8 SEM showing the tensile fractographs of sample B: (a),(e) as-built sample; (b),(f) annealing sample at 750 ℃; (c),(g) annealing sample at 800 ℃; (d),(h) annealing sample at 850 ℃

3 结 论

(1) LDM-SLM 复合成形 Ti6Al4V 合金试样沉积态显微组织是由底部的 SLM 区细长针状 α′马氏体经热影响区过渡到顶部的 LDM 区细长 α 板条。经退火处理后,SLM 区原始 α′马氏体转变为 α 板条,LDM 区原始 α 板条发生粗化。

(2) 复合成形试样室温下的静载拉伸性能具有明显的各向异性且与同成分 LDM 试样性能相近:试样 B 强度高于试样 A; 试样 A 塑性优于试样 B。沉积态试样 A 的抗拉强度为 (964±8) MPa, 延伸率为 13.2%;试样 B 的抗拉强度为(985±3) MPa;延伸率为 12.5%。随着退火温度的升高,复合成形试样强度略有降低,但塑性明显提高,断裂方式由韧性断裂转变为半解理半韧性断裂。

(3) 经 850 ℃保温 2 h 空冷处理后, 在断口附近出现明显的双颈缩现象,双颈缩现象的出现使屈服时间得到延长。试样 A 的抗拉强度极限为(920±5) MPa,延展性达到 17.5%;试样 B 的抗拉强度极限为(935±8) MPa,延展性达到 20%。虽然拉伸试样的屈服强度与 800 ℃退火后的拉伸试样相比略有下降, 但抗拉强度极限则略有上升,且塑性得到明显改善,综合性能优于其他退火处理试样。

参考文献:

[1] Xue Jun, Feng Jiantao, Ma Changzheng, et al. Influence of laser shock peening on microstructure and oxidation resistance of laser additive manufactured TC4 titanium alloy [J]. ***Chinese Optics***, 2018, 11(2): 198-205. (in Chinese)
薛军, 冯建涛, 马长征, 等. 激光冲击强化对激光增材 TC4 钛合金组织和抗氧化性的影响[J]. 中国光学, 2018, 11(2): 198-205.

[2] Qi Guang, Wang Shuxin, Li Jinglin. Design of high volume fraction SiC/Al composite mirror in space remote sensor [J].

Chinese Optics, 2015, 8(1): 99-106. (in Chinese)
齐光, 王书新, 李景林. 空间遥感器高体分 SiC/Al 复合材料反射镜组件设计[J]. 中国光学, 2015, 8(1): 99-106.

[3] Liu Q, Wang Y, Zheng H, et al. Microstructure and mechanical properties of LMD -SLM hybrid forming Ti6Al4V alloy [J]. ***Materials Science and Engineering*: *A***, 2016, 660: 24-33.

[4] Yang Guang, Liu Jiapeng, Qin Lanyun, et al. Study on microstructure and high cycle fatigue property of laser deposited TA15 titanium alloy [J]. ***Infrared and Laser Engineering***, 2018, 47(11): 1106003. (in Chinese)
杨光, 刘佳蓬, 钦兰云, 等. 激光沉积 TA15 钛合金显微组织及高周疲劳性能研究 [J]. 红外与激光工程, 2018, 47(11): 1106003.

[5] Li Jing, Lin Xin, Qian Yuanhong, et al. Study on microstructure and property of laser soild forming TC4 titanium alloy [J]. ***Chinese Journal of Lasers***, 2014, 41(11): 1103010. (in Chinese)
李静, 林鑫, 钱远宏, 等. 激光立体成形 TC4 钛合金组织和力学性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(11): 1103010.

[6] Yang Guang, Wang Wendong, Qin Lanyun, et al. Effect of annealing temperature and soaking time on microstructures and microhardness of laser deposition manufacturing TA15 titanium alloy[J]. ***Infrared and Laser Engineering***, 2017, 46(8): 0806006. (in Chinese)
杨光, 王文东, 钦兰云, 等. 退火温度及保温时间对激光沉积制造 TA15 钛合金微观组织和显微硬度的影响[J]. 红外与激光工程, 2017, 46(8): 0806006.

[7] Li Wenxian, Yi Danqing, Liu Huiqun, et al. Effect of the heat treatment process on microstructure and mechanical properties of the TC4 alloy processed by selective laser melting [J]. ***Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy***, 2017, 22(1): 70-78. (in Chinese)
李文贤, 易丹青, 刘会群, 等. 热处理制度对选择性激光熔化成形 TC4 钛合金的组织与力学性能的影响 [J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2017, 22(1): 70-78.

[8] Xu W, Brandt M, Sun S, et al. Additive manufacturing of strong and ductile Ti6Al4V by selective laser melting via in situ martensite decomposition[J]. ***Acta Materialia***, 2015, 85: 74-84.

[9] Wang Hongcheng, Zhang Ting, Wu Liqun, et al. Micro-feeding characteristics of chromium powder with irregular micron-size particles actuated by acoustic radiation force[J]. ***Optics and Precision Engineering***, 2018, 26(6): 1398-1406. (in Chinese)
王洪成, 张婷, 吴立群, 等. 声辐射力驱动角形金属粉末微输送特性[J]. 光学 精密工程, 2018, 26(6): 1398-1406.

[10] Hou Liya, Wang Zhenqi, Zhang Weiyi, et al. Experiments of micro characteristics of pulse-transfer for micro metallic powders [J]. ***Optics and Precision Engineering***, 2011, 19(5): 1030-1038. (in Chinese)
侯丽雅, 王振琪, 章维一, 等. 金属微粉体脉冲输送的微特性实验[J]. 光学 精密工程, 2011, 19(5): 1030-1038.

[11] Chen L Y, Huang J C, Lin C H, et al. Anisotropic response of Ti6Al4V alloy fabricated by 3D printing selective laser melting [J]. ***Materials Science and Engineering*: *A***, 2017, 682: 389-395.

[12] He R, Wang H. Microstructure features of laser deposited Ti -6Al -2Zr -Mo -V alloy [J]. ***Journal of Aeronautical Materials***, 2009, 29(6): 18-22.

[13] Qin Lanyun, Li Mingdong, Yang Guang, et al. Microstructure and mechanical properties of laser deposition manufacturing tc4 titanium alloy with heat treatment[J]. ***Chinese Journal of Rare Metals***, 2018, 42(7): 698-704. (in Chinese)
钦兰云, 李明东, 杨光, 等. 热处理对激光沉积 TC4 钛合金组织与力学性能的影响[J]. 稀有金属, 2018, 42(7): 698-704.