

增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能研究进展

任永明, 林 鑫, 黄卫东

(西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

摘 要: 金属增材制造技术可实现大型复杂钛合金零件的高性能自由实体成形, 在航空、航天、动力、能源等领域的应用日益广泛。基于材料成形过程中组织和性能间的密切关系, 本文简述了增材制造 Ti-6Al-4V 合金的沉积态和热处理态组织、织构特征, 拉伸和疲劳性能, 指出了当前增材制造 Ti-6Al-4V 合金研究中存在的关键问题, 并对增材制造 Ti-6Al-4V 合金的发展趋势进行了预测。

关键词: 增材制造; Ti-6Al-4V; 激光立体成形; 织构; 疲劳

中图分类号: TG146.2⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-3160-09

金属增材制造 (metal additive manufacturing, MAM) 技术作为一种先进的成形工艺, 与传统的减材技术 (如机械加工方法) 具有完全不同的成形原理, 能够实现高性能复杂结构金属零件的无模具、快速、全致密、近净成形^[1], 近年来受到材料科学家及工业界的极大关注。增材制造的金属材料主要包括钛合金^[2,3]、高温合金^[4]、超高强度钢^[5]、不锈钢^[6]等。从研究和应用的角度而言, 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的技术成熟度最高。一方面由于增材制造技术能够很容易实现大型复杂结构件的制造, 而传统技术制造复杂钛合金构件难度较大; 另一方面由于 Ti-6Al-4V 合金作为一种 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 广泛应用于航空、航天、动力和能源等领域。目前, 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的综合力学性能达到基本与锻件相当, 仅疲劳性能还与锻件存在一定差距。而影响疲劳性能的因素众多, 包括外加载荷类型、构件表面状态、微观组织和缺陷等。除了缺陷 (气孔和熔合不良) 能降低疲劳性能以外, 初生 β 晶类型 (柱状晶或等轴晶) 及晶内组织 (平衡的 α 相、非平衡的 α' 马氏体相和 α 集束等) 的形态、尺寸及分布对增材制造 Ti-6Al-4V 合金疲劳性能也有显著影响。对航空、航天、动力和能源等领域的金属构件来说, 许多构件在服役过程中承受不同程度的交变应力, 从而导致构件发生疲劳破坏, 因此, 疲劳性能对构件服役行为具有重要的影响。为了对增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲劳性能有更深刻的理解, 本文对增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能的研究进行了简要回顾, 以期为提高增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲

劳性能奠定基础。

1 金属增材制造相关术语

金属增材制造的基本原理为, 采用数字化技术控制高能束 (激光、电子束或电弧等), 在一定的基体上按照规划好的空间路径, 对粉末或丝材进行逐点逐层熔凝/熔覆, 堆积成形零件^[1,7,8]。在金属增材制造技术中, 激光增材制造 (laser additive manufacturing, LAM) 技术, 因其可以兼顾精确成形和高性能成形需求的一体化制造, 是目前发展最为成熟的一种金属增材制造技术。LAM 技术包括以同步材料送进为主要技术特征的激光立体成形 (laser solid forming, LSF) 技术和以粉末床为主要技术特征的选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 技术^[1,7]。因此, 后文关于金属增材制造钛合金的讨论以 LSF 技术和 SLM 技术为主, 同时考虑到近年来电子束增材制造 (electron beam additive manufacturing, EBAM) 和电弧增材制造 (wire and arc additive manufacturing, WAAM) 在钛合金制造中的应用也日趋广泛, 所以也简要介绍了 Ti-6Al-4V 合金电子束和电弧增材制造方面的研究成果。需要指出的是, 目前文献中不同单位对于 LAM 技术, 特别是其中的 LSF 技术, 经常使用各自单位所定义的名称 (表 1), 众多增材制造术语极易引起混淆, 为此相关术语根据其成形过程中的特征, 文中皆按表 1 进行了统一定义。这些技术名称虽然不同, 但基本的技术原理却是完全相同的, 即基于同步送粉激光熔覆的数字化增材技术——激光立体成形。

收稿日期: 2016-10-08

基金项目: 国家自然科学基金 (51323008); 国家重点研发计划 (2016YFB1100104)

作者简介: 任永明, 男, 1981 年生, 博士生, 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88494001, E-mail: rym412@163.com

2 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的组织特征

2.1 增材制造 Ti-6Al-4V 合金沉积态的组织特征

对于MAM Ti-6Al-4V合金来说，其典型组织(图1)为靠近基材底部和中部由贯穿多个熔覆层呈外延生长的粗大 β 柱状晶组成，柱状晶主轴基本沿激光沉积方向，并略向光束扫描方向倾斜，顶部有少量的等轴晶层，即在顶部发生了柱状晶向等轴晶的转变^[2]。这种典型组织特征的产生是由于增材制造过程高能束与金属材料发生短时交互作用，使得材料的凝固速率处于近快速凝固范围($10^2\sim 10^6$ K/s)，以外延生长方式完成凝固过程^[1]。而且这种典型的外延生长的柱状晶组织得到了广泛的证实^[15, 16]。但是对于粗大 β 柱状晶内部组织(平衡的 α 相、非平衡的 α' 马氏体相等)却存在分歧。通过对比文献可以发现，SLM工艺后(图2)粗大 β 柱状晶内部几乎全部由 α' 马氏体相组成，并且 α' 马氏体相作为晶内组织而广泛存在^[9, 16, 17]；而LSF成形后， β 柱状晶内部由魏氏 α 板条组成，甚至在沉积试样的顶部也没有发现有非平衡态的 α' 马氏体相^[10]。然而通过选区电子束熔化(selective electron beam melting, SEBM)后，实体构件的典型特征为针状或网篮状 α 相，而网孔或多孔材料为针状或网篮状 α 相与 α' 马氏体相组成^[18]。同时Fude Wang 等人^[19]指出，电弧增材制造(wire and arc additive manufacturing, WAAM)工艺成形Ti-6Al-4V合金仍具有柱状 β 晶组织，只是柱状 β 晶内组织为顶部细小的魏氏 α 板条，底部粗大的魏氏 α 板条。关于柱状 β 晶倾斜的角度，文献[15, 20]也有报道，其

角度为 $\sim 20^\circ$ ，至于理论上倾斜角度为多少，目前的文献未见论述。总之，从以上文献可以看出，对于Ti-6Al-4V合金成形采用不同的热源(激光、电子束或电弧)及不同的成形方法(粉末床或同步送粉或送丝)，其宏观组织相似(主要为柱状晶形态)，而微观组织差异较大(包括非平衡的 α' 马氏体相、平衡的 α 相、及 α' 马氏体+ α 相混合态)。这种不同成形工艺(LSF、SLM或WAAM等)内部组织的差异，主要是由于工艺条件的不同，导致局部金属熔池的冷却速率不同而引起的。

除了成形工艺参数的影响外，熔覆层的冷却速率也是决定晶内显微组织的主要因素。早在1998年，T. Ahmed 和H. J. Rack对Ti-6Al-4V合金在冷却过程中的相变进行了研究^[21]，并给出了两个临界冷却速率值(410和20 $^\circ\text{C}/\text{s}$)。当冷却速率大于410 $^\circ\text{C}/\text{s}$ 时，组织

表 1 激光增材制造的不同术语

Table 1 Different phrase of laser additive manufacturing processes

| Type | Different phrases | Ref. |
|-------------------------|------------------------------------|------|
| Selective laser melting | Selective laser melting, SLM | [9] |
| Laser solid forming | Direct metal deposition, DMD | [10] |
| | Laser engineered net shaping, LENS | [11] |
| | Laser solid forming, LSF | [2] |
| | Laser melting deposition, LMD | [12] |
| | Direct laser fabrication, DLF | [13] |
| | Laser additive manufacturing, LAM | [14] |

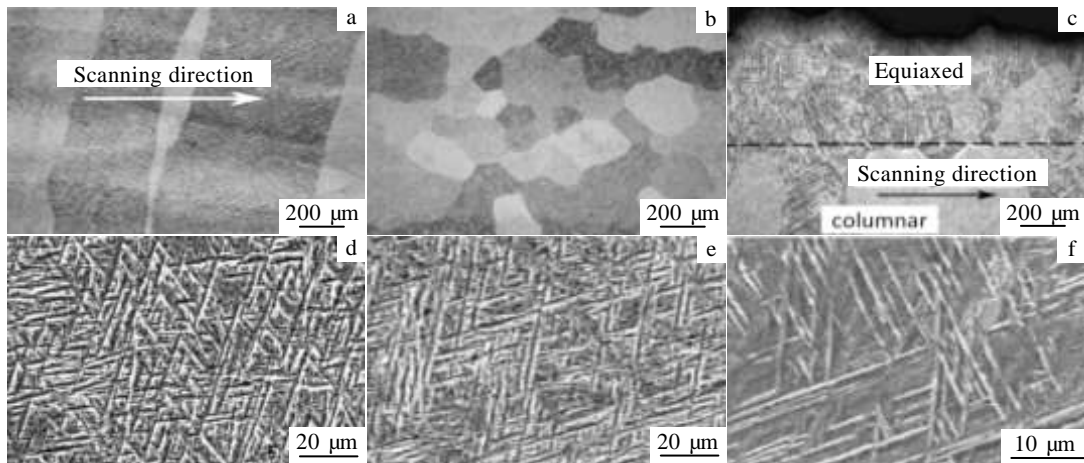


图 1 激光立体成形 Ti-6Al-4V 合金试样宏观和微观组织

Fig.1 Macrostructures and microstructures of the LSF Ti-6Al-4V alloy: (a) bottom and middle macrostructure parallel to the direction of laser scanning; (d) SEM microstructure inner prior- β grain of Fig.1a; (b, e) normal to the direction of deposition (middle); (c, f) parallel to the direction of laser scanning (top)^[2]

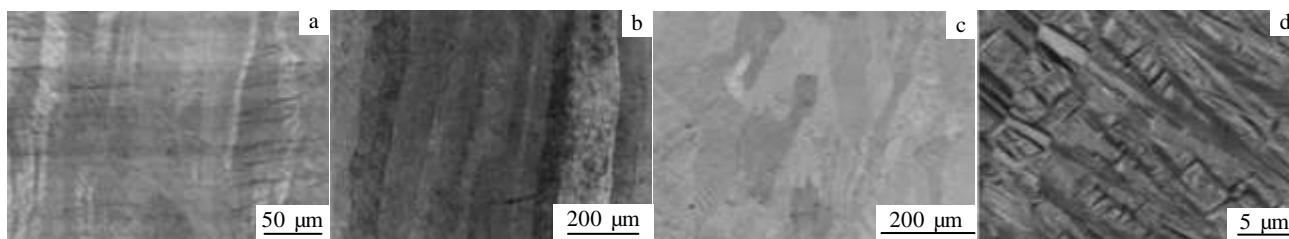


图2 SLM Ti-6Al-4V 合金不同层高条件下的初生 β 柱状晶的典型组织

Fig.2 SEM-BSE micrographs of typical microstructures of SLM-fabricated Ti-6Al-4V, columnar prior grain structure in S1 using a layer thickness of 30 μm (a), S3 using a layer thickness of 60 μm (b), and S7 using a layer thickness of 90 μm (c), micrograph of the α' martensite formed inside the prior- β grains in S1 (d)^[9]

全部为 α' 马氏体相；当冷却速率为 410~20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 之间时，组织为块状 α 相 (massive α)；冷却速率小于 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时，组织为 α 相。对于金属增材制造成形件而言，熔池从高温液态向固态转变的过程中，由于冷却速率的不同，将发生不同的相变。值得注意的是，增材制造的组织都是经历多次热循环，后面沉积层金属会对初始沉积层金属有不同程度的再热影响，当再热温度超过其金属相变点时，沉积层金属将发生多次的相变过程。其最终的沉积态组织正是由这种主要由多次相变后的组织以及最后沉积层快速冷却后发生一次热循环得到的组织组成。从沉积态组织可以大致判断不同成形工艺下经过不同热循环后的冷却速率范围的关键节点。对于 SLM 而言，平均冷却速率基本上均大于 410 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ；而对于 LSF 类型而言，平均冷却速率基本上均小于 410 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。增材制造过程中冷却速率范围节点的估计是在多次热循环基础上根据沉积态组织特点进行反推而得到的近似值。由于沉积过程复杂的热循环，不同熔覆层金属的实际冷却速率很难准确估计。对于金属增材制造的沉积块体（除去最后几层外）而言，可以认为是发生了多次热循环和多次的相变过程，使得平均冷却速率大幅度下降（ $10^2\sim 10^3$ K/s ，属于近快速凝固的下限部分）；而只经过一次热循环的沉积层（即最后几层）其冷却速率仍然很高，在近快速凝固范围的上限部分（ $10^3\sim 10^6$ K/s ）。对于平均冷却速率范围节点的估计对金属增材制造成形件组织及性能的调控有指导意义，比如要得到平衡的 α 相，可以在成形过程中控制其冷却速率在 410 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以下，至于如何控制，还需要后续继续进行工艺优化。

由于成形参数可以改变沉积态的组织，在成形参数中，激光功率的不同会导致热输入的差异。因此，钱远宏等人^[3]对不同功率条件下 LSF Ti-6Al-4V 合金组织展开研究，认为高功率条件下（7~8 kW）宏观组织由粗大的柱状晶、竹节状的小柱状晶和等轴晶3部分组

成，而中/低功率（2~3 kW）条件下只有贯穿多个沉积层呈外延生长的粗大的柱状晶。这一研究结果给人们一个启示，激光功率对成形件初生 β 晶的影响显著，若要改变初生 β 晶的形态，可以从激光功率方面进行调控。基于增材制造 Ti-6Al-4V 合金的外延生长柱状晶的方式，成形件具有高强度，低塑性的特点，所以制备高强高塑的 Ti-6Al-4V 合金零件成为当前研究的主要目的。为此 W. Xu 等人^[9]主要通过改变 SLM Ti-6Al-4V 合金的成形工艺参数（包括改变层厚，离焦距离和能量密度），使得 SLM 过程中产生的马氏体发生分解，获得细小（200~300 nm）的 $\alpha+\beta$ 层片组织，这种细小的层片组织具有高强高塑的特点。所以，在 SLM 过程中将马氏体分解成细小的层片组织是强韧化的一个重要手段，并为获得具有优异综合力学性能的增材制造零件提供了理论依据。换句话说，通过改变成形工艺参数，即使是 SLM 类型，也可以使沉积态组织具有均匀细小的 $\alpha+\beta$ 层片组织，从而获得高强高塑的沉积态零件。

2.2 增材制造 Ti-6Al-4V 合金热处理态的组织特征

由于增材制造沉积态 Ti-6Al-4V 合金的力学性能具有高的抗拉强度和屈服强度，而延伸率和断面收缩率较低，尤其是延伸率通常低于 8% 的锻件标准，为此需对沉积态试样或零件进行热处理。热处理的根本目的是组织均匀化及使亚稳定相转变为稳定相，去除残余应力等，在保证高屈服强度和抗拉强度的同时，塑性能得到显著提升。

对于 $\alpha+\beta$ 型钛合金热处理工艺而言，主要有去应力退火和固溶时效处理。去应力退火处理是在较低温度下进行，而固溶时效处理是在较高温度下进行。即使进行固溶时效处理， $\alpha+\beta$ 型钛合金的热处理温度也不会超过 Ti-6Al-4V 合金的 β 转变温度 T_{β} （~995 $^{\circ}\text{C}$ ）。因为超过 β 转变温度后，会使 α 相消失溶解，并使晶粒粗化，且消耗更多的能量。在 β 转变温度 T_{β} 之下的

热处理可以改变 α 相分布、尺寸及形态, 同时认为, 在没有塑性变形的情况下, 仅有热处理很难改变 β 晶形态^[10, 22]。

在钛合金组织研究中, G. Lutjering^[23]研究了 $\alpha+\beta$ 型钛合金在冷却过程中的相变过程, 并指出 α 集束尺寸是力学性能的决定因素。关于增材制造钛合金的热处理工艺及组织方面, 至今已经进行了大量的实验研究。B. Vrancken 和 L. Thijs 等人^[24]研究了热处理对 SLM Ti-6Al-4V 合金组织及性能的影响, 讨论了冷却速率对组织的影响。认为层片间距和冷却速度有关, 随冷却速度的增加, 层片间距减小。晶界 α 相的厚度有同样的规律; 当从 β 相区冷却时, α 集束的尺寸由冷却速度决定, 但其最大尺寸由 β 晶尺寸限制。在热处理对 α 相形态影响方面, Y. Lu 等人^[12]研究了热处理对 LSF Ti-6Al-4V 合金组织的影响, 认为退火处理对初生 α 相的体积分数、尺寸和长/宽比有显著影响, 同时, 时效处理主要影响初生 α 相的体积分数和长/宽比, 还有次生 α 相的宽度和体积分数。为了促进 SLM Ti-6Al-4V 合金在实际中的广泛应用, I. Yadroitsev 等人^[22]研究了 SLM Ti-6Al-4V 成形过程中温度控制及不同热处理后的组织演化, 并发现当淬火温度升高到 960 °C 时, 局部区域出现球状 α 相, 并且随着温度的增高和保温时间的延长, 会形成均匀分布的较大体积分数的球状 α 相。为了使激光立体成形 Ti-6Al-4V 合金零件在航空领域得到广泛应用, 如何通过热处理工艺来调控成形件组织, 从而达到优化成形件的综合力学性。为此张霜银等人^[2]研究了 LSF Ti-6Al-4V 合金沉积态及热处理过程中组织的形成机理和演化规律, 对初生 α 和次生 α 相的析出规律进行了描述, 并建立了可获得良好综合性能的热处理制度。即低于 β 相变点 20~50 °C 固溶 4~8 h, 随后空冷, 550~600 °C 时效 4~6 h 随后空冷。以上文献均是热处理温度低于 β 转变点 (~995 °C) 的研究。在这些研究中, 认为热处理对初生 β 晶形态的影响非常小, 而更多的是热处理对晶内 α 相形态、大小、分布的影响。

然而在热处理温度选择方面, 还有固溶温度超过 β 转变点的报道^[25, 26]。其中, E. Brandal 等人^[25]对 LAM Ti-6Al-4V 合金在 β 转变温度之上进行热处理, 最后使得 β 晶粒变得粗大, 炉冷后 α 层片厚度也变大。但值得注意的是, 通过 T_β 之上热处理后, 可以将初生 β 柱状晶转变为球状晶。只不过是转变后的球状晶变得粗大, 经过再结晶后晶粒不会得到显著细化。

2.3 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的组织演化特征

增材制造的外延生长及近快速凝固特性, 导致 $\alpha+\beta$ 型钛合金的初生 β 晶形态与传统的铸造及锻造态有显

著区别。尽管目前对成形工艺 (包括激光功率、扫描速度、送粉率、沉积厚度、搭接率等) 与组织及性能之间的关系有了清晰的认识, 但是对于沉积态组织在冷却过程中, 组织演变规律的探讨却不像热处理对组织的影响那样广泛和深入。由于合金的晶体学结构显著影响其力学性能, 为了提高增材制造成形件的力学性能, 对不同工艺条件下成形件合金晶体学结构的研究就显得非常重要。近年来人们认识到初生 β 相的尺寸, 晶界及晶体学结构对 α 相的析出, 取向分布有重要影响, 进而影响到 $\alpha+\beta$ 钛合金的静态及动态力学性能。在钛合金中关于 $\beta \rightarrow \alpha$ 的转变, 文献中报道的结果均遵循 Burgers 取向关系^[27]这一基本规律, 即:

$$\{0001\}_\alpha // \{110\}_\beta, \langle 11\bar{2}0 \rangle_\alpha // \langle 111 \rangle_\beta$$

对初生 β 晶进行织构分析, 得出初生 β 晶在晶粒生长方向上具有 $\langle 100 \rangle$ 织构^[28]。关于 $\beta \rightarrow \alpha$ 的转变, 认为在冷却过程中, β 相具有 12 个不同取向可以转变成 α 相^[29]。

由于增材制造过程中沉积层组织的凝固在基材上以外延生长方式进行, 所以基材组织的初始状态对沉积层组织的影响就值得研究。P. A. Kobryn 和 S. L. Semiatin^[30]通过对比基材状态 (β 退火厚基材, 轧制态厚基材) 和沉积层的织构特征, 来分析基材对沉积层织构的影响。结果表明, LSF Ti-6Al-4V 合金中 α 相的织构同时受到基材和沉积层柱状晶凝固过程的影响。这一实验同时给人们一个启示, 若要制备具有某种特征的织构, 首先需要了解基材的织构特征, 在此基础上进行后续调控, 以获取理想的组织及织构。

近年来, M. Simonelli 等人^[17]用 EBSD 技术对 SLM Ti-6Al-4V 合金中织构进行了分析, 发现沉积态组织由初生 β 柱状晶和晶内 α' 马氏体相组成, β 晶的凝固受激光扫描路径影响, 并且 β 相沿晶粒生长方向具有强的 $\langle 100 \rangle$ 织构; 马氏体板条从母相 β 中的析出符合 Burgers 取向关系; 马氏体板条束在相同 β 晶中有特定的取向差, 以将局部形状应变降低到最低程度; 同时观察到初生 β 柱状晶穿过多个熔覆层, 织构具有遗传性, 并且讨论了不同的变体选择机制。在织构与热处理工艺的关系方面, B. Vrancken 和 L. Thijs 等人^[24]发现 SLM Ti-6Al-4V 合金的织构受热处理的影响很小, 其沉积态与 T_β 之上热处理后相比, 两者的织构基本保持不变 (图 3)。

在金属增材制造过程中, 能量类型 (激光、电子束或电弧) 不同, 会导致成形件的组织及力学性能不同。因此, Baufeld 等人^[20]对电弧增材 Ti-6Al-4V 合金构件的织构和晶体学取向进行了研究。结果表

明, 电弧增材 Ti-6Al-4V 合金仍由外延生长的贯穿多个熔覆层的初生 β 晶组成。该组织具有定向凝固组织, 初生 β 晶生长方向为 $\langle 100 \rangle$, 每个初生 β 晶之间只存在很小的取向差。在冷却过程中, β 相转变为 α 相的过程遵循 Burgers 取向关系。在一定区域, 频繁的变体选择导致只有 3 个不同的变体共享一个常见的 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 晶轴。在晶界附近的集束域 (colony) 通常与晶界 α 相具有相同的取向。而排列整齐的马氏体组织通常与周围的魏氏组织具有相同的取向。从其结果可以看出, 电弧增材 Ti-6Al-4V 合金构件的组织与 SLM 过程的组织并无明显区别, 两者的组织形貌也比较相似。

3 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的拉伸性能

增材制造 Ti-6Al-4V 合金的典型组织为外延生长的初生 β 柱状晶。这种组织具有明显的各向异性, 使得沉积态组织在不同方向具有不同的力学性能。与 Ti-6Al-4V 合金的锻件标准相比, 增材制造 Ti-6Al-4V 合金沉积态组织的力学性能基本呈现高强低塑的特点。高强度的原因是由于细小的 α 层片结构, 而低塑性的原因^[14]较多, 包括成形件中存在的气孔, 熔合不良等缺陷, 存在晶界 α 相, 硬脆的 α' 马氏体相和较小体积分数的 β 相。一般来说, LSF 成形件的塑性比 SLM 工艺下的塑性要高, 主要是由于 LSF 工艺得到的成形件晶内组织为塑性较高的平衡的 α 相, 而 SLM 工艺得到的多为硬脆的非平衡 α' 马氏体相。

关于增材制造 Ti-6Al-4V 合金力学性能的数据, 对 MAM 技术中的有关研究进行了汇总, 将其性能较高的范例进行摘录 (表 2)。从表 2 中可以看出, 在适当的 AM 成形工艺条件下, 沉积态合金的抗拉强度和屈服强度不管在 L-D 还是 T-D 方向, 均超过锻件标准, 然而延伸率仍有多数低于锻件标准。

由于沉积件不同方向具有不同的力学性能, Beth E. Carroll 等人^[14]采用 LSF 技术成形十字形零件 (图 4), 研究了该零件的性能的各向异性 (不同位置、方向的性能不同) 及氧含量对力学性能的影响, 得到强度与上述文献相当, 塑性高于文献中的结果; 并认为力学性能的各向异性是由 β 柱状晶的形态和晶界 α 相的存在引起的, 消除熔合不良缺陷及气孔可以提高成形件的塑性。

与锻件组织相比, 增材制造 $\alpha+\beta$ 钛合金具有初生 β 柱状晶这一典型特征, 而对于初生 β 柱状晶尺寸的大小与性能之间的关系也值得研究。近年来, Y.J. Liang 和 H. M. Wang^[36]研究了初生 β 柱状晶尺寸对 LSF TC11 合金室温及高温拉伸强度的影响。结果表明, 随着初生 β 柱状晶尺寸的增大, 总的趋势是强度值增大, 而塑性值降低。虽然 TC11 合金与 Ti-6Al-4V 合金有不同的合金元素, 但是都属于 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 它们有着相似的凝固组织。这个研究给人们一个启示, 由于沉积态组织的性能特点是高强低塑, 为了提高塑性, 在成形过程中应减小初生 β 柱状晶尺寸。但是这个结果对于 Ti-6Al-4V 合金是否适用, 需要实验来进一步验证。

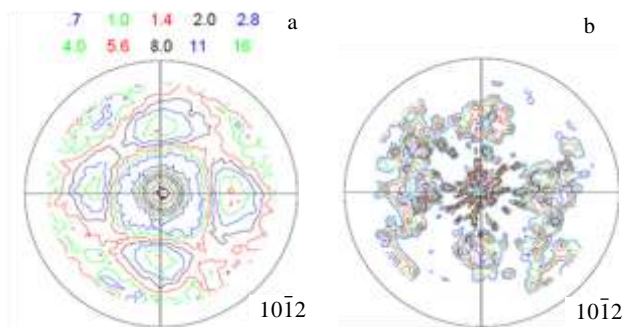


图 3 SLM 后材料未热处理和热处理态 $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ 极图

Fig.3 HCP $\langle 10\bar{1}2 \rangle$ pole figures of the untreated SLM material (a) and the SLM material heat treated above the β -transus, at 1040 °C for 20 h, followed by furnace cooling (b) (in Fig.3a, the texture is present in the α' phase which has a similar crystal lattice as the α phase; in Fig.3b the texture in the α phase is shown^[24])

表 2 相关文献中增材制造 Ti-6Al-4V 合金的力学性能

Table 2 Summary of relevant Ti-6Al-4V alloy mechanical properties reported in literature

| Type | Tensile axis | YS/MPa | UTS/MPa | Elongation/% | Ref. |
|---------|--------------|-----------|-----------|--------------|------|
| LSF | L-D | 1105±19 | 1163±22 | 4±1 | [10] |
| | L-D | 870±37 | 953±18 | 11.8±1.3 | [31] |
| SLM | L-D | 1110±9 | 1267±5 | 7.3±1.1 | [24] |
| | L-D | 1195±19 | 1269±9 | 5±0.5 | [32] |
| | T-D | 1143±30 | 1219±20 | 4.89±0.6 | [32] |
| EBM | L-D | 1100-1150 | 1150-1200 | 16-25 | [33] |
| | L-D | 899±4.7 | 978±3.2 | 9.5±1.2 | [32] |
| | T-D | 869±7.2 | 928±9.8 | 9.9±1.7 | [32] |
| LSF | T-D | 990 | 1072 | 10.5 | [34] |
| | Z-axis | 856 | 918 | 14 | [34] |
| | Z-axis | 920 | 1050 | 15 | [35] |
| | Z-axis | 1060 | 1130 | 9.5 | [35] |
| Forging | | ≥825 | ≥895 | 8~10 | |

L-D: longitudinal direction; T-D: transverse direction; EBM: electron beam melting

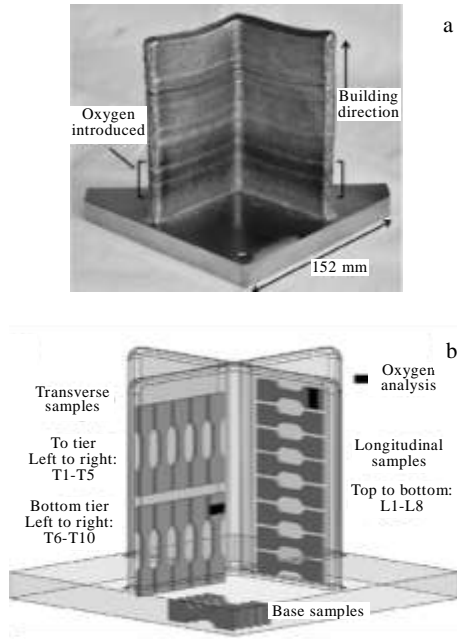


图 4 在 152 mm 基板上增材制造的十字架形状零件

Fig.4 Half of the as-fabricated AM cruciform on a 152 mm base-plate (a) and schematic of the tensile specimens from the component (b)^[14]

对于 $\alpha+\beta$ 钛合金来说, 热处理温度通常低于 T_{β} 温度, 这样热处理后通常初生 β 晶粒尺寸也变化不大, 之所以塑性能够得到提高, 是因为通过热处理, 成形件不均匀的沉积态组织得到了均匀化, 同时使得非平衡态的 α' 马氏体转变为平衡态的 α 相。值得注意的是, 在不考虑初生 β 晶尺寸的情况下, 只通过晶内组织均匀化和使 α' 马氏体转变为平衡态的 α 相来提高塑性很有限。为了更大程度地提高成形件的塑性, 还应考虑初生 β 晶尺寸对塑性的影响。

4 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲劳性能

材料的疲劳是指材料在应力或应变的反复作用下发生的性能变化及导致的损伤或断裂。而机械装备在服役过程中出现的断裂绝大多数是疲劳引起的。疲劳断裂事故造成的损失是巨大的, 它同时也不断激励人们去研究疲劳, 寻求防止疲劳断裂事故发生的方法和途径。

关于材料疲劳的研究可追溯到 19 世纪 20 年代末, 由德国的矿业工程师 Wilhelm Albert 在 1829 年前后进行了最初的研究。在材料研究方面, Ti-6Al-4V 合金由于具有优异的力学性能, 成为应用最为广泛的一种钛合金。而对于激光增材制造技术而言, 其历史还不到

30 年^[1]。所以相对于疲劳研究 180 多年的历史来说, 增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲劳性能研究才刚刚开始。

目前, 关于增材制造 Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能的研究还非常少, 更多的还是关于高周疲劳性能的研究。由于影响疲劳性能的因素众多, 除去外部因素(尺寸、形状、载荷大小、腐蚀介质、温度等), 对增材制造 Ti-6Al-4V 合金来说, 外延生长的组织特性及织构, 增材制造过程中产生的典型缺陷(气孔及熔合不良)以及构件内部由于往复循环加热、冷却过程产生的内应力对疲劳性能的影响值得重点探讨。由于疲劳按其承受交变应力的大小及循环次数的高低, 通常分为高周疲劳和低周疲劳; 两者的破坏机理完全不同, 高周疲劳是应力控制, 试样没有发生明显的塑性变形, 而低周疲劳是应变控制, 试样在每个循环均发生一定的塑性变形, 所以不同的疲劳测试, 对同一状态的试样的最优组织的需求是不同的。

在探讨热处理工艺对 LSF Ti-6Al-4V 合金组织及拉伸性能影响的基础上, 张霜银^[2]对 LSF Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能也进行了研究, 测试了 4 组应变水平(0.0048、0.0065、0.0075 和 0.01)下的室温低周疲劳性能(图 5)。结果表明, 应变水平在 0.0048 左右时, 激光立体成形 Ti-6Al-4V 合金固溶时效处理试样的疲劳寿命接近 10^5 , 超过锻件; 中等应变水平的数据也表明 LSF 试样经固溶时效处理后的疲劳寿命均在 $10^3 \sim 10^4$ 之间, 与锻件相当。并认为 LSF Ti-6Al-4V 合金通过选择适当的热处理工艺(固溶时效)后可以达到锻件水平。为了提高增材制造过程的沉积效率, 高功率激光器的使用受到了人们的重视。然而高的激光功率会使成形件的组织 and 力学性能与低功率条件下的组织和力学性能有所不同, 为此李静^[34]研究了高功率条件下不同热处理状态(沉积态, 固溶时效态和热等静压态) LSF Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能(图 6a, 6b, 6c)。结果表明, 热处理状态不同, 过渡寿命不同, 高功率 LSF Ti-6Al-4V 合金的强度按照固溶时效态、沉积态和热等静压态依次降低, 而塑性按照热等静压态、固溶时效态和沉积态依次降低。并对 3 组试样的疲劳-寿命曲线进行对比(图 6d), 求得沉积态与固溶时效态、沉积态和热等静压态、热等静压态和固溶时效态的交点处的循环失效反向次数 $2N_f$ 分别为 892、532、168。当 $2N_f < 168$ 时, 塑性应变对疲劳的贡献较大, 该阶段强度越高, 则疲劳寿命越长, 所以疲劳性能按照沉积态、固溶时效态和热等静压态依次降低; 当 $2N_f > 892$ 时, 弹性应变对疲劳的贡献较大, 而热等静压态具有最高的塑性, 所以疲劳性能按照热等静压态、固溶时效态和沉积态依次降低。此外, 李静的研究^[34]还为高功率下

LSF Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能积累了大量的实验数据, 对今后 LSF Ti-6Al-4V 合金低周疲劳性能的研究有一定的借鉴意义。

由于气孔和残余应力对于疲劳性能有显著影响, 所以 S. Leuders 等人^[37]分析了微观气孔和残余应力对 SLM Ti-6Al-4V 合金成形件疲劳性能的影响, 并探讨了 SLM Ti-6Al-4V 合金在循环载荷作用下组织-缺陷-性能之间的关系。他们认为, 经过热等静压处理 (hot isostatic pressing, HIP), 可以明显消除微观气孔等缺陷, 而适当的热处理可以降低 SLM Ti-6Al-4V 合金构件中的残余应力。并且认为, 构件中的微观气孔主要影响其疲劳强度, 而残余应力主要影响其疲劳裂纹扩展过程。

在疲劳性能研究方面, P. Edwards 和 M. Ramulu^[38]对 SLM Ti-6Al-4V 合金试样进行了高周疲劳性能测试, 发现其高周疲劳性能显著低于锻造态; 并分析了高周疲劳性能低的原因, 包括组织、孔隙率、表面光洁度和高的残余拉应力等, 同时沿沉积方向试样具有高的各向异性也是影响高周疲劳性能的一个因素。他们还对比了直接成形件和经过机械加工后 3 个不同方向的高周疲劳性能 (图 7), 表明各向异性对高周疲劳

性能的影响非常显著。然而, G. Kasperovich 和 J. Hausmann^[39]在分析缺陷对静载性能及疲劳性能影响的基础上, 优化了 SLM 成形工艺, 使得内部缺陷降到最低, 随后优化热力耦合工艺降低残余应力及优化组

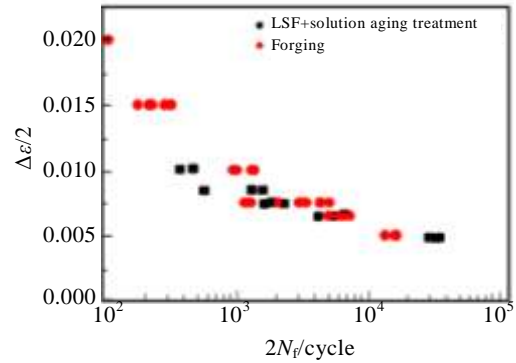


图 5 激光立体成形 Ti-6Al-4V 光滑试样固溶时效处理态与锻件对比的室温低周疲劳 ϵ - N 曲线

Fig.5 Comparison of low cycle fatigue ϵ - N curves in LSF samples with solution aging heat treatment and wrought Ti-6Al-4V at RT^[2]

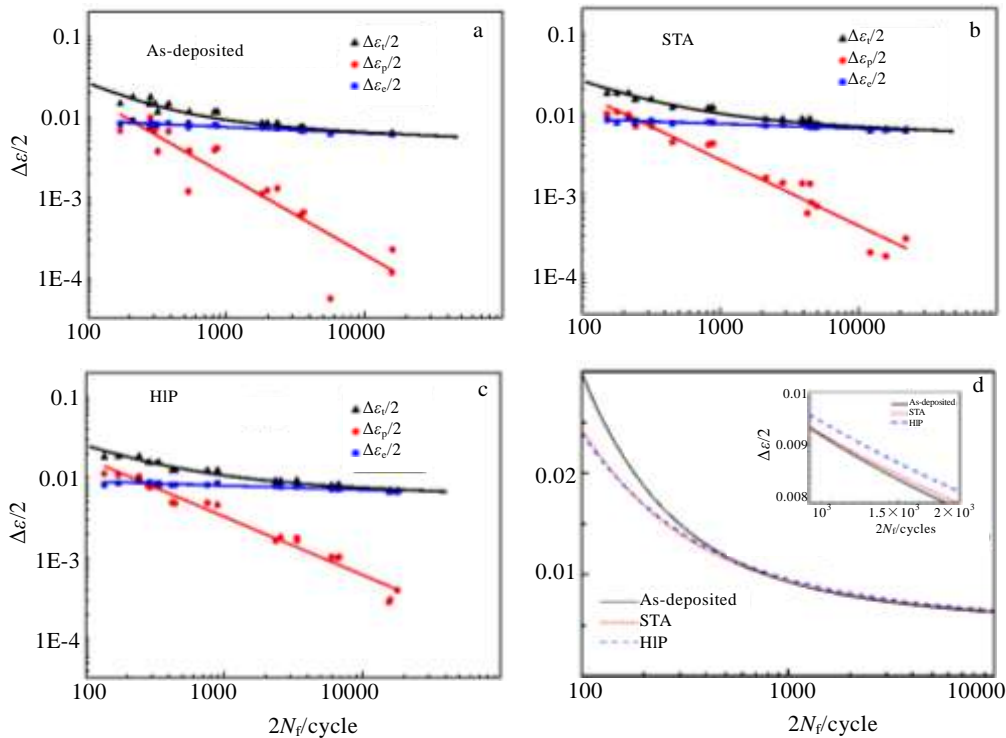


图 6 不同热处理状态下高功率 LSF Ti-6Al-4V 合金的低周疲劳性能

Fig.6 Low-cycle fatigue curves of the high power LSF Ti-6Al-4V alloy under different heat treatment conditions: (a) as-deposited, (b) STA (solute treatment and aging), (c) HIP (hot isostatic pressing), and (d) low-cycle fatigue curves comparisons between as-deposited, STA, and HIP condition^[34]

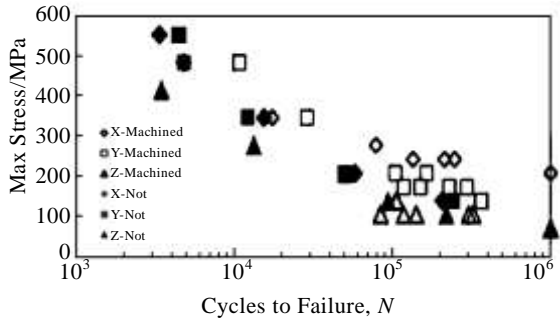


图 7 $R = -0.2, K_t = 1.0$ 条件下的疲劳数据
 Fig.7 Fatigue results when $R = -0.2, K_t = 1.0$ ^[38]

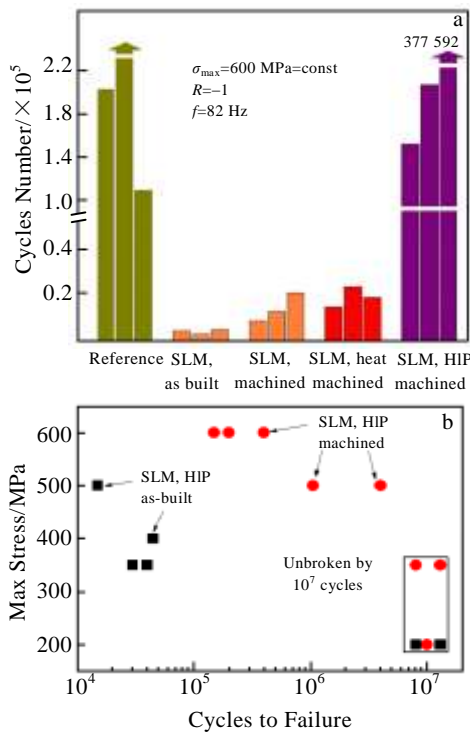


图 8 Ti-6Al-4V 合金在高周疲劳区域的疲劳行为
 Fig.8 Fatigue behavior of Ti-6Al-4V in a high cycle fatigue regime^[39]

织。其结果使得延伸率增加到 19.4%，同时疲劳抗力与锻件相当（图 8）。

总之，增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲性能研究是一个非常复杂的任务。由于影响疲劳性能的因素众多，对增材制造过程而言，消除气孔和熔合不良等缺陷能显著提高疲劳性能，而这些缺陷的消除需要对成形工艺进行不断的优化。在排除缺陷的影响外，组织形貌是影响疲劳性能的主要因素，对增材制造 Ti-6Al-4V 合金最优组织的探索与调控，以及借鉴目前疲劳破坏机理研究的最新进展，两者结合才能对增材制造 Ti-6Al-4V 合金的疲劳性能有深入的理解。

5 结 语

随着对增材制造 Ti-6Al-4V 合金的研究日益深入，可以看出，其研究基本遵循如下模式：首先进行增材制造钛合金成形工艺的摸索，然后明晰增材制造工艺对组织与拉伸性能的影响并对增材制造工艺进行优化，随后进行组织及织构对性能影响的深入分析。另外，目前增材制造技术主要用于航空航天领域大型复杂和精密复杂钛合金构件的无模具、快速、近净成形，除了常规的拉伸性能需要满足使用标准之外（目前还没有成熟完备的增材制造的统一标准，均参考锻造态的标准），其构件的疲劳性能也需要满足使用标准的要求。

增材制造 Ti-6Al-4V 合金研究趋势基本从早期的工艺摸索与优化向组织-缺陷-性能之间更本质的关系上转变。但是源于增材制造过程及工艺控制的复杂性，特别是由于增材制造的外延连续生长特征，对于增材制造 Ti-6Al-4V 合金的最优组织的配置（如 β 晶的形态及大小、晶内 α 相的形态、大小和分布等）以及如何获得这种目标组织有待更加清楚的认识。在织构研究方面，对成形件及热处理后构件的织构进行表征日益深入，同时成形件的典型织构和性能之间的关系逐渐清晰。目前增材制造 Ti-6Al-4V 合金的静载性能可以满足使用要求，但疲劳性能与锻件相比还有一定差距。对于疲劳研究而言，疲劳性能的提高及疲劳破坏机理的探讨是目前研究的热点，也是难点所在。总之，从激光增材制造 Ti-6Al-4V 合金的力学性能来看，其远未完美，低周疲劳性能还有待进一步提高，深入理解激光增材制造 Ti-6Al-4V 合金的组织特征和强化机理仍然是目前亟待解决的问题。

参考文献 References

[1] Lin Xin(林 鑫), Huang Weidong(黄卫东). *Science China(中国科学: 信息科学)*[J], 2015, 45(9): 1111

[2] Zhang Shuangyin(张霜银). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2009

[3] Qian Yuanhong(钱远宏), Tan Hua(谭 华). Li Jing(李 静) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2014, 43(9): 2162

[4] Liu Fencheng, Lin Xin, Huang Chunping et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(13): 4505

[5] Liu Fenggang, Lin Xin, Song Menghua et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 621: 35

[6] Song Menghua, Lin Xin, Yang Gaolin et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(3): 701

- [7] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K *et al.* *International Materials Reviews*[J], 2012, 57(3): 133
- [8] Herzog D, Seyda V, Wycisk E *et al.* *Acta Materialia* [J], 2017, 117: 371
- [9] Xu W, Brandt M, Sun S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2015, 85: 74
- [10] Dinda G P, Song L, Mazumder J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(12): 2914
- [11] Griffith M L, Schlienger M E, Harwell L D *et al.* *Materials & Design*[J], 1999, 20(2-3): 107
- [12] Lu Y, Tang H B, Fang Y L *et al.* *Materials & Design*[J], 2012, 37: 56
- [13] Wu X H. *Materials Science and Technology*[J], 2007, 23(6): 631
- [14] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 309
- [15] Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(9): 3303
- [16] Vilaro T, Colin C, Bartout J D. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(10): 3190
- [17] Simonelli M, Tse Y Y, Tuck C. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(6): 2863
- [18] Murr L E, Amato K N, Li S J *et al.* *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2011, 4(7): 1396
- [19] Wang Fude, Williams Stewart, Colegrove Paul *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(2): 968
- [20] Baufeld B, Biest O V D, Dillien S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(8): 1917
- [21] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1998, 243(1-2): 206
- [22] Yadroitsev I, Krakhmalev P, Yadroitsava I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 583: 404
- [23] Lutjering G. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(1-2): 32
- [24] Vrancken B, Thijs L, Kruth J P *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2012, 541: 177
- [25] Brandl Erhard, Greitemeier Daniel. *Materials Letters*[J], 2012, 81(4): 84
- [26] Brandl Erhard, Schoberth Achim, Leyens Christoph. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 532(3): 295
- [27] Daymond M R, Holt R A, Cai S *et al.* *Acta Materialia*[J], 2010, 58(11): 4053
- [28] Al-Bermani S S, Blackmore M L, Zhang W *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2010, 41(13): 3422
- [29] Shi R, Wang Y. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(16): 6006
- [30] Kobryn P A, Semiatin S L. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 135(2-3): 330
- [31] Alcisto J, Enriquez A, Garcia H *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2011, 20(2): 203
- [32] Rafi H K, Karthik NV, Gong Haijun *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2013, 22(12): 3872
- [33] Murr L E, Esquivel E V, Quinones S A *et al.* *Materials Characterization*[J], 2009, 60(2): 96
- [34] Li Jing(李 静). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2015
- [35] Chen Jing(陈 静), Zhang Shuangyin(张霜银) Xue Lei(薛 蕾) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2007, 36(3): 475
- [36] Liang Yaojian, Wang Huaming. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 622: 16
- [37] Leuders S, Thöne M, Riemer A *et al.* *International Journal of Fatigue*[J], 2013, 48: 300
- [38] Edwards P, Ramulu M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 598: 327
- [39] Kasperovich G, Hausmann J. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 220: 202

Research Progress of Microstructure and Fatigue Behavior in Additive Manufacturing Ti-6Al-4V Alloy

Ren Yongming, Lin Xin, Huang Weidong

(State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Metal additive manufacturing (MAM) technology can realize the large-and-complex parts of the titanium alloy with high performance solid free forming, which is widely used in aviation, aerospace, power and energy industry in recent years. Based on the relationship between the microstructure and the mechanical properties, this review describes the as-deposited, heat-treated microstructure, texture, tensile and fatigue properties in AM Ti-6Al-4V alloy. In addition, we point out the key issues in AM Ti-6Al-4V alloy and the developing trends in AM Ti-6Al-4V alloy.

Key words: additive manufacturing; Ti-6Al-4V; laser solid forming; texture; fatigue

Corresponding author: Lin Xin, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88494001, E-mail: xlin@nwpu.edu.cn